

Universidade Federal do Rio Grande do Norte
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

**EFEITOS DAS CONDIÇÕES DE
PROCESSAMENTO NAS PROPRIEDADES
VISCOELÁSTICAS E NA CAPACIDADE DE
ABSORÇÃO DE ENERGIA DE COMPÓSITOS
LAMINADOS**

John Edward Neira Villena

Natal – RN
Junho de 2008

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

Universidade Federal do Rio Grande do Norte
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

**EFEITOS DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO
NAS PROPRIEDADES VISCOELÁSTICAS E NA
CAPACIDADE DE ABSORÇÃO DE ENERGIA DE
COMPÓSITOS LAMINADOS**

John Edward Neira Villena

Orientador : **Prof. Ph.D. José Daniel Diniz Melo**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito para a obtenção do título de DOUTOR EM CIÊNCIAS

Natal - RN
Junho de 2008



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DA TERRA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA
DE MATERIAIS-PPGCEM

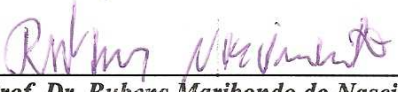
DECLARAÇÃO

Declaramos, para todos os fins, que **JOHN EDWARD NEIRA VILLENA**, defendeu sua Tese de Doutorado intitulada "**EFEITOS DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO NAS PROPRIEDADES VISCOELÁSTICAS E NA CAPACIDADE DE ABSORÇÃO DE ENERGIA DE COMPÓSITOS LAMINADOS.**", em 12 de Junho de 2008, no Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Norte, tendo sido APROVADO, com conceito B.

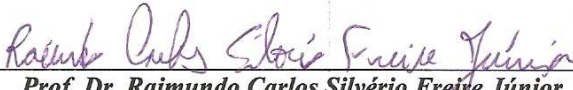
Natal, 12 de Junho de 2008.



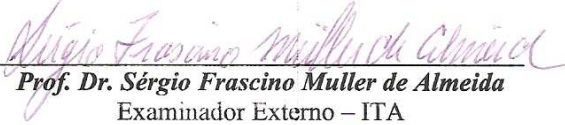
Prof. Dr. José Daniel Diniz Melo
Orientador e Presidente – UFRN




Prof. Dr. Rubens Maribondo do Nascimento
Examinador Interno – UFRN



Prof. Dr. Raimundo Carlos Silvério Freire Júnior
Examinador Interno – UFRN

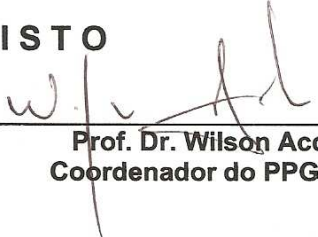


Prof. Dr. Sérgio Frascino Muller de Almeida
Examinador Externo – ITA



Prof. Dr. Gerson Marinucci
Examinador Externo – IPEN

VISTO



Prof. Dr. Wilson Acchar
Coordenador do PPGCEM

Catálogo da Publicação na Fonte. UFRN / SISBI / Biblioteca Setorial
Especializada do Centro de Ciências Exatas e da Terra – CCET.

Villena, John Edward Neira.

Efeitos das condições de processamento nas propriedades viscoelásticas e na capacidade de absorção de energia de compósitos laminados / John Edward Neira Villena. – Natal, 2008.

242 f. : il.

Orientador: Prof. Ph.D. José Daniel Diniz Melo.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Centro de Ciências Exatas e da Terra. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

1. Compósitos - Tese. 2. Absorção de energia - Tese. 3. Viscoelasticidade - Tese. 4. Processamento - Tese. I. Melo, José Daniel Diniz. II. Título.

RN/UF/BSE-CCET

CDU: 620.1

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha esposa Dory e aos meus pais Edilberto e Adela, por seu sacrifício e apoio incondicional. Ao meu sobrinho Leandrito pela inspiração.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Ph.D. José Daniel Diniz Melo pela excelente orientação deste trabalho e pela dedicação em todas as fases do seu desenvolvimento.

Agradecimentos ao Governo do Brasil e ao Programa de Pós-graduação em Ciências e Engenharia de Materiais pela oportunidade de realização do curso.

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Capes, a Financiadora de Estudos e Projetos - FINEP e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq pelas bolsas de estudo concedidas nos períodos 05/2005 a 01/2006, 02/2006 a 11/2007 e 09/2007 a 02/2008, respectivamente.

Aos Srs. Gustavo Barros e Evans Ferreira da Tecniplas pela doação dos diversos materiais utilizados no presente trabalho.

Ao Sr. Marcos Panellini da Ara Ashland pela doação da resina Ester Vinílica.

Aos Laboratórios Químico Têxtil, de Metrologia, de Caracterização de Materiais, de Transferência de Calor e de Cimentos, pela possibilidade da realização de testes e preparação de amostras.

A todos os colegas, professores e funcionários do Programa de Pós-graduação em Ciências e Engenharia de Materiais pela amizade.

RESUMO

A capacidade de absorção de energia específica (E_S) dos materiais compósitos poliméricos tem despertado grande interesse pelo potencial que oferece para a melhoria da segurança dos ocupantes de veículos e aeronaves em caso de acidentes. Esta propriedade tem sido relacionada com fatores como o tipo de fibra, tipo de matriz, disposição das fibras, fração volumétrica de fases constituintes, orientação das lâminas, geometria da amostra, presença de mecanismo iniciador de falha progressiva e velocidade de esmagamento. No presente trabalho estudou-se o efeito das condições de processamento (com ou sem aplicação de vácuo) na capacidade de absorção de energia específica e nas propriedades viscoelásticas de compósitos de matriz polimérica. Perfis vazados de seção transversal quadrada foram confeccionados utilizando tecido bidirecional de fibra de vidro tipo E (0/90) e três tipos resinas: epóxi, poliéster ortofitálica e ester vinílica. Os perfis foram produzidos pelo processo de laminação manual, e a influência da aplicação de vácuo, durante o processo de fabricação, nas propriedades dos compósitos foi investigada. A capacidade de absorção de energia foi medida por meio de ensaios de compressão axial. Análises Dinâmico-Mecânicas foram também realizadas para determinar as propriedades viscoelásticas dos compósitos. De acordo com os resultados, foi verificado que a aplicação de vácuo provocou um aumento no módulo de armazenamento (E') relacionado com o aumento da fração de volume de fibras. A correspondente redução de fração de volume de matriz reduziu a resistência interlaminar do compósito, provocando uma maior dissipação de energia e aumentando o módulo de perda (E''). Observou-se também uma clara correlação entre a aplicação de vácuo e uma redução na intensidade do pico de $\tan \delta$. Foi observado que a redução de fração de volume de matriz na região interlaminar facilitou a formação de trincas interlaminares resultando na redução da E_S . Variações na capacidade de absorção de energia específica associadas com aplicação de vácuo foram relacionadas com as alterações observadas nos parâmetros viscoelásticos do material. Por fim, as informações produzidas neste trabalho permitiram verificar a possibilidade de se utilizar análise dinâmico-mecânica como uma ferramenta de desenvolvimento e controle de materiais e processos que visem à produção de estruturas de compósitos voltadas para aplicações que exijam elevada capacidade de absorção de energia.

Palavras chave: compósitos, absorção de energia, viscoelasticidade, processamento.

ABSTRACT

Specific energy absorption capability (E_S) of polymer matrix composite materials has been a topic of great interest due to their potential to be tailored to improve protection to passengers in vehicles and aircrafts in case of accidents. This property has been related to fiber and matrix properties, fiber orientation, volume fraction of constituent phases, laminae orientation, geometry of the samples, the presence of trigger mechanisms and loading speed. In this research, the effects of processing conditions (with or without vacuum) on the specific energy absorption capacity and on the viscoelastic properties of polymer composites were investigated. Tubes were fabricated using plain weave E-glass fabric (0/90) and three types of resin: epoxy, polyester and vinyl ester. Tubes were produced by mandrel wrapping and the influence of the application of vacuum during processing on the composite properties was investigated. Compression tests were carried out for the determination of the specific energy absorption capability. Dynamic mechanical analysis was also used to perform viscoelastic characterization of the composites. Test results indicated that vacuum processing produced an increment on storage modulus (E'), which was related to an increase in fiber volume fraction. The corresponding decrease in matrix volume fraction reduced the interlaminar strength and increased energy dissipation, thus increasing the loss modulus (E''). A relation between vacuum processing and a reduction in the intensity of the $\tan \delta$ peak was also verified. It was also observed that the reduction in interlaminar strength facilitated interlaminar crack growth, thus reducing E_S . Changes in specific energy absorption capability associated with vacuum processing were related to alterations on the material viscoelastic parameters. Ultimately, this work assessed the feasibility of the use of dynamic mechanical analysis as a tool for the development and process related quality control of materials for crashworthiness applications.

Keywords: composites, crashworthiness, viscoelasticity, processing.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	23
1.1 OBJETIVOS DO TRABALHO	25
1.2 CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO	25
1.3 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO	26
2. REVISÃO DA LITERATURA E CONCEITOS FUNDAMENTAIS	27
2.1 ABSORÇÃO DE ENERGIA	27
2.1.1 Cálculo da Absorção de Energia Específica.....	29
2.1.2 Métodos de ensaios.....	31
a) Ensaios quase-estáticos.....	31
b) Ensaios de impacto	32
2.1.3 Modos e Mecânica de Falha por Esmagamento	32
a) Falha catastrófica.....	32
b) Falha progressiva.....	33
2.1.4 Fatores que afetam a capacidade de absorção de energia de compósitos.....	43
a) Efeito do reforço de fibras.	43
b) Efeito das propriedades da matriz.....	45
c) Efeito da disposição das fibras.	45
d) Efeito da geometria da amostra.	48
e) Efeito das condições de processamento.....	52
f) Efeito das frações volumétricas das fases constituintes.	54
g) Efeito da velocidade de deformação.....	56
2.2 VISCOELASTICIDADE.....	60
2.2.1 Caracterização viscoelástica de materiais.....	60
2.2.2 Análise dinâmico mecânica	63
2.3 PROPRIEDADES DOS POLÍMEROS	69
2.3.1 Relação estrutura-propriedades em polímeros.....	70
2.3.2 Transições de temperatura em polímeros.	72
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	76
3.1 INTRODUÇÃO	76
3.2 MATERIAIS	76
3.2.1 Resinas.....	76

3.2.2	Tecido de fibra de vidro.....	77
3.2.3	Molde.....	77
3.3	FABRICAÇÃO DOS PERFIS DE SEÇÃO TRANSVERSAL QUADRADA DE COMPÓSITO.....	78
3.3.1	Preparação do molde.....	79
3.3.1	Laminação.....	80
3.3.2	Processo de cura	81
I)	Perfis fabricados sem aplicação de vácuo	81
II)	Perfis fabricados com aplicação de vácuo	82
3.3.3	Desmoldagem	83
3.3.4	Processo de pós-cura.....	83
3.4	ANÁLISES DE CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	84
3.5	FABRICAÇÃO DAS AMOSTRAS	84
3.5.1	Preparação das amostras para ensaios de DMA em flexão.	85
3.5.2	Preparação das amostras para determinação de densidade e das frações de volume dos constituintes.	86
3.5.3	Preparação das amostras para ensaios de compressão axial.....	87
3.6	DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE E DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE FIBRA, MATRIZ E VAZIOS DO MATERIAL.....	88
3.7	ENSAIOS DE DMA	89
3.7.1	Ensaios de flexão em três pontos.....	89
3.7.2	Ensaios de flexão com vigas bi-engastadas.....	91
3.8	DETERMINAÇÃO DA ÁREA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS AMOSTRAS PARA ENSAIOS DE COMPRESSÃO AXIAL	92
3.9	ENSAIOS DE COMPRESSÃO AXIAL.....	93
3.10	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE MACROSCÓPICA E MICROGRÁFICA	94
3.11	DETERMINAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À COMPRESSÃO AXIAL DO PERFIL	95
3.12	DETERMINAÇÃO DA CAPACIDADE DE ABSORÇÃO DE ENERGIA ESPECÍFICA	95
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	97

4.1	INTRODUÇÃO	97
4.2	ENSAIOS DE CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	97
4.3	DENSIDADE, FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE FIBRA, MATRIZ E VAZIOS DO MATERIAL.....	98
4.4	ANÁLISE MICROSCÓPICA.....	101
4.5	ENSAIOS DE DMA	101
4.5.1	Ensaio de flexão em três pontos nos compósitos.....	101
4.5.2	Propriedades viscoelásticas das resinas em função da frequência.....	110
4.6	ENSAIOS DE COMPRESSÃO AXIAL.....	114
4.6.1	Amostras processadas sem aplicação de vácuo com extremidades planas. 114	
4.6.2	Amostras processadas sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada.....	121
4.6.3	Amostras processadas com aplicação de vácuo com extremidades planas.	129
4.6.4	Amostras processadas com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada.....	140
4.7	ABSORÇÃO DE ENERGIA ESPECÍFICA.....	153
4.8	RELAÇÕES ENTRE PROPRIEDADES VISCOELÁSTICAS E CAPACIDADE DE ABSORÇÃO DE ENERGIA ESPECÍFICA.....	161
5.	CONCLUSÕES	164
5.1.1	Caracterização viscoelástica.....	164
5.1.2	Absorção de energia específica.....	165
5.1.3	Relações entre propriedades viscoelásticas e capacidade de absorção de energia específica.....	167
5.1.4	Principais contribuições do trabalho:.....	168
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	169
	REFERÊNCIAS	170
	APÊNDICES	179

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 – Mecanismos de deformação de estruturas tubulares esmagadas a) Material metálico b) Material compósito (Adaptado de Brimhall, 2007).	28
FIGURA 2.2 – Estruturas tubulares absorvedoras de energia de material compósito (Adaptado de Griffiths, 2006).	29
FIGURA 2.3 – Curva típica força-deslocamento para um perfil de compósito esmagado progressivamente.	30
FIGURA 2.4 – Mecanismos iniciadores de falha progressiva a) Tipo chanfro (adaptado de Ramakrishna, 1997) b) tipo plugue (adaptado de Beard & Chang, 2002).	34
FIGURA 2.5 – Modo de esmagamento por fragmentação (adaptado de Jacob <i>et al.</i> , 2002).	35
FIGURA 2.6 – Modo de esmagamento por delaminação com dispersão lateral de lâminas (adaptado de Jacob <i>et al.</i> , 2002).	36
FIGURA 2.7 – Modo de esmagamento por fratura frágil (adaptado de Jacob <i>et al.</i> , 2002).	37
FIGURA 2.8 – Modo de esmagamento por dobramento progressivo (adaptado de Jacob <i>et al.</i> , 2002).	37
FIGURA 2.9 – Modo de esmagamento tipo I (adaptado de Mamalis <i>et al.</i> , 2005).	39
FIGURA 2.10 – Micrografia com os principais mecanismos de falha em perfis de seção transversal quadrada 1) Fronde externa 2) Fronde interna 3) Trinca principal interlaminar 4) Trinca longitudinal 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha 7) Camada de reforço 8) Fratura da camada de reforço (adaptado de Mamalis <i>et al.</i> , 2004).	40
FIGURA 2.11 – Modo de esmagamento tipo II (adaptado de Mamalis <i>et al.</i> , 2005).	41
FIGURA 2.12 – Modo de esmagamento tipo III (adaptado de Mamalis <i>et al.</i> , 2005).	42
FIGURA 2.13 – Dados típicos medidos em DMA (adaptado de Melo, 2002).	65

FIGURA 2.14 – Representação dos componentes do módulo complexo (adaptado de Melo, 2002).....	66
FIGURA 2.15 – Propriedades medidas por DMA relacionadas à temperatura (adaptado de Melo, 2002).	67
FIGURA 2.16 – Dependência da frequência das propriedades viscoelásticas (adaptado de Melo, 2002).	67
FIGURA 2.17 – Dependência da frequência na varredura de temperatura no DMA (adaptado de Melo, 2002).	68
FIGURA 2.18 – Curvas $\tan \delta$ vs. temperatura para compósitos contendo 50% de fibra (adaptado de Andreopoulos & Tarantili, 1998).	69
FIGURA 2.19 – Comportamento tensão deformação dos polímeros a) Alto módulo baixa tenacidade b) Baixo módulo alta tenacidade (adaptado de Melo, 2002).....	71
FIGURA 2.20 – Rearranjos moleculares durante a deformação de um polímero a) Sem tensão b) Tensionado (adaptado de Melo, 2002).....	72
FIGURA 2.21 – Modelo de manivela para os rearranjos moleculares (adaptado de Melo, 2002).....	72
FIGURA 2.22 – Transições no módulo de armazenamento e amortecimento para um polímero semicristalino (adaptado de Melo, 2002).	75
FIGURA 2.23 – Transição vítrea medida em DMA (adaptado de Villena & Melo, 2007).	75
FIGURA 3.1 – Tecido de fibra de vidro.	77
FIGURA 3.2 – Molde de aço para confecção dos perfis de compósito.....	78
FIGURA 3.3 – a) Perfis fabricados com e sem aplicação de vácuo b) Micrografia de perfil fabricado com aplicação de vácuo, c) Micrografia de perfil fabricado sem aplicação de vácuo.	79
FIGURA 3.4 – Processo de preparação do molde.....	80
FIGURA 3.5 – Processo de enrolamento tensionado.....	81
FIGURA 3.6 – Dispositivo rotatório para cura dos perfis sem aplicação de vácuo.	82

FIGURA 3.7 – a) Aplicação do tecido de poliamida, b) Aplicação da lã acrílica, c) Aplicação do saco de vácuo, d) Aplicação de vácuo.....	83
FIGURA 3.8 – Desmoldagem dos perfis.	84
FIGURA 3.9 – Processo de corte do perfil em segmentos destinados a obtenção de amostras.....	85
FIGURA 3.10 – Amostras para ensaios DMA de flexão em três pontos.	86
FIGURA 3.11 – Lixamento das extremidades das amostras para ensaios de compressão.	87
FIGURA 3.12 – Preparação do chanfro de 45° nas amostras para determinação das E_s	88
FIGURA 3.13 – Amostras para os ensaios de compressão axial com e sem chanfro.	88
FIGURA 3.14 – a) Equipamento DMA, b) Ensaio de DMA de Flexão em Três Pontos.....	90
FIGURA 3.15 – Ensaio de DMA de flexão com vigas bi-engastadas.	91
FIGURA 3.16 – Amostra para ensaio de compressão axial a) Subáreas da seção transversal b) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade superior.....	92
FIGURA 3.17 – a) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade inferior b) Pontos de medição das dimensões externas (w) da seção transversal c) Pontos de medição dos raios r na extremidade superior d) Medidor de perfil Mitutoyo PH-R14 do laboratório de Metrologia do NTI/CT/UFRN.	93
FIGURA 3.18 – Ensaio de compressão axial.	94
FIGURA 4.1 – Curvas de DSC para amostra de compósito vidro/epóxi, em atmosfera de nitrogênio e razão de aquecimento 10 °C/min.	97
FIGURA 4.2 – Curvas de DSC para amostra de compósito vidro/poliéster, em atmosfera de nitrogênio e razão de aquecimento 10 °C/min.....	98
FIGURA 4.3 – Curvas de DSC para amostra de compósito vidro/éster vinílica, em atmosfera de nitrogênio e razão de aquecimento 10 °C/min.....	98
FIGURA 4.4 – Densidade (ρ_c) para os perfis de vidro/epóxi (E18SV e E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV e P18CV) e com 30 camadas (P30SV e P30CV), e vidro/éster vinílica (V18SV e V18CV).	99

FIGURA 4.5 – Frações volumétricas de fibra, matriz e vazios para os perfis de vidro/epóxi (E18SV e E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV e P18CV) e com 30 camadas (P30SV e P30CV), e vidro/éster vinílica (V18SV e V18CV). a) Fração volumétrica de reforço, b) Fração volumétrica de matriz c) Fração volumétrica de vazios.	100
FIGURA 4.6 – Micrografias da seção transversal da parede dos perfis de compósito: a) fabricação com vácuo e b) fabricação sem vácuo. 1) Fibras; 2) Matriz polimérica.	101
FIGURA 4.7 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV).....	102
FIGURA 4.8 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV).....	103
FIGURA 4.9 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, sem aplicação de vácuo (P30SV), e com aplicação de vácuo (P30CV).....	103
FIGURA 4.10 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/éster vinílica, sem aplicação de vácuo (V18SV), e com aplicação de vácuo (V18CV).	104
FIGURA 4.11 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV).	105
FIGURA 4.12 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV).....	105
FIGURA 4.13 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, sem aplicação de vácuo (P30SV) e com aplicação de vácuo (P30CV).....	106

FIGURA 4.14 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/éster vinílica, sem aplicação de vácuo V18SV e com aplicação de vácuo (V18CV).	106
FIGURA 4.15 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV).	107
FIGURA 4.16 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV).	107
FIGURA 4.17 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, sem aplicação de vácuo (P30SV) e com aplicação de vácuo (P30CV).	108
FIGURA 4.18 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/éster vinílica, sem aplicação de vácuo (V18SV) e com aplicação de vácuo (V18CV).	108
FIGURA 4.19 – Módulos de armazenamento (E') em função da frequência para amostras de epóxi medidos em 30°, 60° e 90°C.	110
FIGURA 4.20 – Módulos de armazenamento (E') em função da frequência para amostras de poliéster medidos em 30°, 60°, 90° e 120°C.	111
FIGURA 4.21 – Módulos de armazenamento (E') em função da frequência para amostras de ester vinílica medidos em 30°, 60°, 90° e 120°C.	111
FIGURA 4.22 – $\tan \delta$ em função da frequência para amostras de epóxi medidos a 30°, 60° e 90°C.	112
FIGURA 4.23 – $\tan \delta$ em função da frequência para amostras de poliéster medidos a 30°, 60°, 90° e 120°C.	113
FIGURA 4.24 – $\tan \delta$ em função da frequência para amostras de ester vinílica medidos a 30°, 60°, 90° e 120°C.	113
FIGURA 4.25 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.	115

FIGURA 4.26 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.....	115
FIGURA 4.27 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.....	116
FIGURA 4.28 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílica, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.....	116
FIGURA 4.29 – Amostra de vidro/epóxi sem aplicação de vácuo com extremidades retas (E18SV3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias: 1) Camada de reforço 2) Trinca interlaminar 3) Trinca translaminar 4) Vazio.....	117
FIGURA 4.30 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster sem aplicação de vácuo com extremidades retas (P18SV3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Vazio 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar.	118
FIGURA 4.31 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster sem aplicação de vácuo com extremidades retas (P30SV1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - h) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Bandas vincadas (Kink band) 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar 5) Vazio.....	119
FIGURA 4.32 – Amostra de vidro/éster vinílica sem aplicação de vácuo com extremidades retas (V18SV2) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar 5) Vazio.	120
FIGURA 4.33 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.	121
FIGURA 4.34 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.....	122

FIGURA 4.35 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.....	122
FIGURA 4.36 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílica, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.....	123
FIGURA 4.37 – Amostra de vidro/epóxi processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (E18SVCH3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - h) Micrografias: 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Delaminação da parede do perfil 4) Fronde externa 5) Fronde interna 6) Trinca principal interlaminar 7) Trinca translaminar 8) Trinca interlaminar 9) Partículas em forma de cunha 10) Vazio 11) Banda vincada (Kink band).....	124
FIGURA 4.38 – Amostra de vidro/epóxi processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (E18SVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - g) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Delaminação da parede do perfil 4) Fronde externa 5) Fronde interna 6) Partículas em forma de cunha 7) Trinca interlaminar 8) Vazio.....	125
FIGURA 4.39 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P18SVCH4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Vazio 7) Trinca principal interlaminar 8) Partículas em forma de cunha.	126
FIGURA 4.40 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P30SVCH1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Vazio 7) Trinca principal interlaminar.....	127

FIGURA 4.41 – Amostra de vidro/éster vinílica processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18SVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha 7) Vazio.	128
FIGURA 4.42 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.	129
FIGURA 4.43 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.	130
FIGURA 4.44 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.	130
FIGURA 4.45 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílica, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.	131
FIGURA 4.46 – Amostra de vidro/epóxi com aplicação de vácuo com extremidades retas (E18CV4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - h) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Flambagem das paredes do perfil 4) Trinca translaminar 5) Trinca interlaminar.	132
FIGURA 4.47 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P18CV1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Fronde externa 3) Fronde interna 4) Delaminação da parede do perfil 5) Partículas em forma de cunha.	133
FIGURA 4.48 – Amostra de com 18 camadas vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P18CV4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Trinca translaminar 4) Delaminação da parede do perfil 5) Flambagem das paredes do perfil.	134

- FIGURA 4.49 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P18CV5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - g) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar 5) Flambagem das paredes do perfil 6) Fronde externa 7) Fronde interna 8) Delaminação da parede do perfil 9) Partículas em forma de cunha. 135
- FIGURA 4.50 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P30CV2) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Trinca translaminar 3) Trinca interlaminar. 136
- FIGURA 4.51 – Amostra de vidro/éster vinílica com aplicação de vácuo com extremidades retas (V18CV1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - g) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Trinca translaminar 3) Flambagem das paredes do perfil 4) Fronde externa 5) Fronde interna 6) Delaminação da parede do perfil 7) Partículas em forma de cunha. 137
- FIGURA 4.52 – Amostra de vidro/éster vinílica com aplicação de vácuo com extremidades retas (V18CV3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha. 138
- FIGURA 4.53 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas com aplicação de vácuo, com chanfro..... 140
- FIGURA 4.54 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com chanfro. 141
- FIGURA 4.55 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com chanfro. 141
- FIGURA 4.56 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílica com 18 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com chanfro. 142

FIGURA 4.57 – Amostra de vidro/epóxi processada com aplicação de vácuo, com uma extremidade chanfrada (E18CVCH1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Delaminação da parede do perfil 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Partículas em forma de cunha 6) Trinca translaminar 7) Flambagem das paredes do perfil 8) Trinca interlaminar. 143

FIGURA 4.58 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P18CVCH1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha. 144

FIGURA 4.59 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P18CVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Trinca interlaminar 7) Partículas em forma de cunha. 145

FIGURA 4.60 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P30CVCH4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Trinca interlaminar 7) Partículas em forma de cunha. 146

FIGURA 4.61 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Fronde externa 3) Fronde interna 4) Delaminação da parede do perfil 5) Partículas em forma de cunha. .. 147

- FIGURA 4.62 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH2) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha. 148
- FIGURA 4.63 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha. 149
- FIGURA 4.64 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Flambagem das paredes do perfil 3) Trinca translaminar. 150
- FIGURA 4.65 – σ_U para amostras de vidro/epóxi processadas sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV); vidro/poliéster com 18 camadas sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV); vidro/poliéster com 30 camadas sem aplicação de vácuo (P30SV) e com aplicação de vácuo (P30CV); vidro/éster vinílica sem aplicação de vácuo (V18SV) e com aplicação de vácuo (V18CV). 157
- FIGURA 4.66 – E_S para perfis com chanfro de vidro/epóxi sem aplicação de vácuo (E18SVCH) e com aplicação de vácuo (E18CVCH), vidro/poliéster com 18 camadas sem aplicação de vácuo (P18SVCH) e com aplicação de vácuo (P18CVCH), vidro/poliéster com 30 camadas sem aplicação de vácuo (P30SVCH) e com aplicação de vácuo (P30CVCH), e vidro/éster vinílica sem aplicação de vácuo (V18SVCH) e com aplicação de vácuo (V18CVCH). 158

LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1 – Perfis de seção transversal quadrada de compósito de polímero/fibra de vidro.	80
TABELA 4.1 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/epóxi.	154
TABELA 4.2 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/poliéster com 18 camadas.	154
TABELA 4.3 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/poliéster com 30 camadas.	155
TABELA 4.4 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/éster vinílica. ...	155
TABELA 4.5 – Propriedades de absorção de energia e viscoelásticas dos perfis estudados.	162

LISTA DE ABREVIATURAS

- E18 - Laminado de vidro/epóxi com 18 camadas
- P18 - Laminado de vidro/poliéster com 18 camadas
- P30 - Laminado de vidro/poliéster com 30 camadas
- V18 - Laminado de vidro/éster vinílica com 18 camadas
- SV - Sem aplicação de vácuo
- CV - Com aplicação de vácuo

LISTA DE SÍMBOLOS

ε_0	-	Amplitude de deformação
ε	-	Deformação
ω	-	Frequência de oscilação
σ_0	-	Amplitude de tensão
σ_U	-	Limite de resistência à compressão do perfil
$\bar{\sigma}$	-	Tensão média
δ	-	Ângulo de fase
η	-	Viscosidade
ρ	-	Densidade
ρ_c	-	Densidade do compósito
ρ_m	-	Densidade da matriz
ρ_r	-	Densidade do reforço
θ	-	Ângulo de orientação das fibras
A	-	Área
D	-	Diâmetro
E	-	Módulo de Young
E^*	-	Módulo complexo
E'	-	Módulo de armazenamento
E'_C	-	Módulo de armazenamento do compósito
E'_R	-	Módulo de armazenamento da resina
E''	-	Módulo de perda
E_S	-	Capacidade de absorção de energia específica
G_{IC}	-	Resistência à fratura interlaminar
L	-	Comprimento
P	-	Força
\bar{P}	-	Força média
S_f	-	Deslocamento final
S_i	-	Deslocamento inicial
T	-	Temperatura
T_γ	-	Temperatura de transição gama

T_{β}	-	Temperatura de transição beta
T_g	-	Temperatura de transição vítrea
T_m	-	Temperatura de fusão
V	-	Volume
V_m	-	Fração volumétrica de matriz
V_r	-	Fração volumétrica de reforço
V_v	-	Fração volumétrica de vazios
W	-	Energia total absorvida no esmagamento
a	-	Aceleração
e	-	Espessura de parede
g	-	Força da gravidade
m	-	Massa
r	-	Raio interno
s	-	Desvio padrão
t	-	Tempo
$\tan \delta$	-	Fator de perda
v_f	-	Volume livre
w	-	Largura
w_i	-	Largura interna
\bar{x}	-	Média aritmética

1. INTRODUÇÃO

Durante a última década, grande parte da atenção dada ao controle da energia de impacto tem sido centrada nas estruturas de compósitos. A principal vantagem dos materiais compósitos reforçados com fibra em relação aos materiais isotrópicos convencionais é a possibilidade de alcançar resistência e módulos específicos muito elevados. Com os compósitos, o projetista pode variar o tipo de reforço, matriz e orientação de reforço para produzir materiais com melhores propriedades. Adicionalmente a perspectiva de reduzir peso e flexibilidade de projeto, os materiais compósitos oferecem um considerável potencial para a produção de estruturas leves com elevada capacidade de absorção de energia. Esses fatos atraem a atenção das indústrias automotiva e aeroespacial as quais têm incrementado o uso de materiais compósitos em várias de suas estruturas, como, por exemplo, em longarinas para acoplamento do pára-choque no chassi de automóveis, ou em estruturas do piso de aeronaves, substituindo os materiais convencionais. (Mamalis *et al.*, 1997).

A capacidade de absorção de energia específica de estruturas tem sido melhorada nos últimos anos com atenção especial à redução do impacto de colisão nos passageiros. Pesquisas experimentais e critérios de projeto para a mecânica de fratura proporcionam aos engenheiros a capacidade de projetar estruturas para veículos que dissipem a máxima quantidade de energia enquanto o material se deforma, protegendo assim as pessoas no compartimento do passageiro (Mamalis *et al.*, 1997).

A absorção de energia é uma importante propriedade para o projeto de várias estruturas modernas, especialmente onde a resistência ao impacto é um parâmetro crítico de projeto. No caso de estruturas de veículos de transporte de passageiros, como automóveis, helicópteros, aviões, entre outros; a capacidade de absorção de energia dos compósitos oferece um grande potencial para melhorar a segurança em situações de colisão. Entretanto, o uso dos compósitos para o projeto dessas estruturas necessita do conhecimento das propriedades desses materiais.

Os materiais compósitos falham por meio de uma combinação de mecanismos de fratura que envolve fratura de fibras, trincamento e microtrincamento de matriz,

descolamento na interface fibra-matriz, delaminação e separação de camadas. Os mecanismos e a progressão dos danos são altamente dependentes da geometria da estrutura, da orientação das lâminas, do mecanismo iniciador e da velocidade de esmagamento, os quais podem ser convenientemente projetados para desenvolver mecanismos de elevada absorção de energia (Jacob *et al.*, 2002). As características de absorção de energia de estruturas de compósitos podem ser adaptadas mediante o controle de vários parâmetros como o tipo de fibra, tipo de matriz, disposição das fibras, geometria da amostra, condições de processamento, fração volumétrica de fibras e velocidade do teste (Jacob *et al.*, 2002).

Os materiais compósitos apresentam propriedades mecânicas dependentes do tempo. Esse comportamento é denominado viscoelástico. Em metais tais como aço e alumínio, o comportamento tensão-deformação em temperatura ambiente, e para pequenas deformações, não se desvia muito da elasticidade linear. Nesses casos, a aplicação da teoria de elasticidade linear é apropriada. Entretanto, os polímeros e alguns metais quando submetidos a altas temperaturas apresentam um comportamento dependente do tempo. Algumas das características importantes relacionadas com a viscoelasticidade são: fluência, alívio da tensão, e dissipação de energia (Melo & Radford, 2003).

Estudos orientados a parâmetros como propriedades da matriz (Díez *et al.*, 1998), interface fibra/matriz (Díez *et al.*; 1998; López & Arroyo; 2000, Alvarez *et al.*, 2002; Andreopoulos & Tarantili, 1998), condições de processamento (Jim *et al.*, 2001; Zhou *et al.*, 2005), demonstraram que tais parâmetros afetam as propriedades viscoelásticas dos materiais compósitos. Entretanto, a revisão da literatura mostra que os efeitos de parâmetros de processamento nas propriedades viscoelásticas e na capacidade de absorção de energia têm sido pouco estudados. No entanto, sabe-se que os parâmetros de processamento afetam as propriedades mecânicas dos compósitos e, portanto, podem também produzir efeitos significativos tanto nas propriedades viscoelásticas como na capacidade de absorção e energia. Poucos estudos sobre o efeito da aplicação do vácuo nas propriedades viscoelásticas têm sido encontrados na literatura. Além disso, a capacidade de absorção de energia e as propriedades viscoelásticas de compósitos têm sido estudadas separadamente, sem qualquer tentativa de correlação. A metodologia proposta no presente trabalho permitirá estudar os efeitos da aplicação de vácuo nas propriedades viscoelásticas de compósitos de matriz polimérica reforçados com fibra, e relacioná-los com os efeitos

produzidos na capacidade de absorção de energia. Assim, a análise dinâmico-mecânica utilizada normalmente na caracterização viscoelástica de polímeros e compósitos, pode se tornar uma importante ferramenta no desenvolvimento de materiais e processos visando aplicações em estruturas com elevada capacidade de absorção de energia.

1.1 OBJETIVOS DO TRABALHO

O objetivo deste trabalho é investigar relações entre alterações na capacidade de absorção de energia específica de perfis de compósitos poliméricos e variações dos parâmetros viscoelásticos desses materiais, provocadas por mudanças nas condições de processamento (aplicação de vácuo). Para isso, serão estudados os efeitos da aplicação de vácuo na capacidade de absorção de energia específica de perfis submetidos a esmagamento por compressão e nas propriedades viscoelásticas de amostras de material retiradas dos perfis produzidos.

1.2 CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO

As principais contribuições do presente trabalho incluem:

- o entendimento dos efeitos de processamento (aplicação de vácuo) na capacidade de absorção de energia específica de estruturas fabricadas em compósitos;
- o entendimento dos efeitos de processamento (aplicação de vácuo) nas propriedades viscoelásticas de compósitos de matriz polimérica;
- a verificação de relações entre parâmetros de caracterização viscoelástica e a capacidade de absorção de energia específica de compósitos de matriz polimérica.

Por fim, as informações produzidas neste trabalho podem contribuir para que se verifique a possibilidade de se utilizar análise dinâmico-mecânica como uma ferramenta de desenvolvimento e controle de materiais e processos que visem à produção de estruturas de compósitos voltadas para aplicações que exijam elevada capacidade de absorção de energia específica.

1.3 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

O presente trabalho apresenta-se dividido em seis capítulos, incluindo a presente introdução. No segundo capítulo, *Revisão da Literatura e Conceitos Fundamentais*, é apresentada uma revisão bibliográfica correspondente à absorção de energia de componentes estruturais de compósitos. Informações relativas aos modos de falha em perfis de material compósito sob compressão axial, assim como os fatores que afetam a capacidade de absorção de energia dessas estruturas, são apresentados nesse capítulo. O capítulo inclui ainda conceitos relativos ao comportamento viscoelástico dos materiais. O objetivo é proporcionar as informações necessárias para a compreensão do comportamento viscoelástico dos materiais compósitos e o uso da técnica de DMA para a caracterização das propriedades viscoelásticas de compósitos.

No terceiro capítulo, *Procedimento Experimental*, são descritos os materiais utilizados no trabalho, a fabricação e o condicionamento das amostras, e as técnicas utilizadas para a determinação da capacidade de absorção de energia e para a caracterização viscoelástica. Os resultados dos experimentos são apresentados e analisados no quarto capítulo, denominado *Resultados e Discussão*.

No quinto capítulo, *Conclusões*, estão as principais conclusões da pesquisa desenvolvida. Em seguida são apresentadas propostas para trabalhos complementares que visem à continuidade do presente trabalho.

Por último são apresentados os apêndices que incluem:

- Registros de dados;
- Expressões matemáticas complementares;
- Resultados experimentais adicionais;
- Cálculos diversos.

2. REVISÃO DA LITERATURA E CONCEITOS FUNDAMENTAIS

Neste capítulo será apresentada uma revisão da literatura com artigos que tratam de capacidade de absorção de energia específica em compósitos e também alguns conceitos relativos a viscoelasticidade e propriedades de polímeros, considerados pertinentes ao trabalho.

2.1 ABSORÇÃO DE ENERGIA

A capacidade de um veículo de passageiros de absorver a energia de impacto e permitir a sobrevivência dos ocupantes é fundamental para o projeto dessas estruturas (Jacob *et al.*, 2002). Esta característica está relacionada com a absorção de energia, mediante mecanismos de falha controlados que permitam uma redução gradual no perfil de carga durante a absorção da energia de impacto.

Estudos médicos estatísticos indicam que cerca de 75% de todos os acidentes veiculares fatais envolvem lesões cerebrais (Sánchez, 2001). Quando um veículo colide, podem ocorrer lesões aos ocupantes as quais podem ser evitadas ou minimizadas, dependendo do tipo de colisão, da velocidade do veículo no momento do impacto e da habilidade do veículo em absorver a energia de impacto.

A legislação de alguns países estabelece critérios de projeto de automóveis visando à segurança dos ocupantes em caso de colisão. Nos Estados Unidos, por exemplo, a legislação atual para automóveis exige que os veículos sejam projetados de maneira que, durante uma situação de colisão a uma velocidade superior aos 15,5 m/s (55,8 km/h) contra um objeto sólido imóvel, os ocupantes do compartimento de passageiros não experimentem uma desaceleração maior que vinte vezes a aceleração da gravidade (20 g) (Ramakrishna, 1997; Jacob *et al.*, 2002), acima da qual os ocupantes podem experimentar danos cerebrais irreversíveis devido aos movimentos relativos de várias partes do cérebro.

As estruturas devem ser projetadas para absorver a energia de impacto de uma maneira controlada, proporcionando, desta forma, segurança ao compartimento de passageiros, evitando que os ocupantes sejam submetidos a elevadas desacelerações, o que

poderia ocasionar danos internos graves e particularmente lesões cerebrais (Jacob *et al.*, 2002).

A maioria dos compósitos apresenta um comportamento frágil, especialmente em compressão. Estruturas metálicas submetidas a esmagamento ou impacto colapsam por flambagem e/ou dobramento sanfonado, o que envolve deformação plástica extensa (Fig. 2.1a). Os compósitos falham por meio de uma combinação de mecanismos de fratura que envolve fratura de fibras, trincamento e microtrincamento da matriz, descolamento na interface fibra-matriz, delaminação e separação de camadas (Fig. 2.1b). O mecanismo e a progressão dos danos são altamente dependentes da geometria da estrutura, da orientação das lâminas, do mecanismo iniciador e da velocidade de esmagamento, os quais podem ser convenientemente projetados para desenvolver mecanismos de elevada absorção de energia (Jacob *et al.*, 2002).

Perfis axisimétricos têm sido muito utilizados em trabalhos experimentais de absorção de energia envolvendo materiais compósitos por apresentarem geometria próxima à geometria de várias estruturas utilizadas para este fim (Jacob *et al.*, 2002) (Fig. 2.2). Ademais, os perfis de compósito podem ser facilmente projetados e construídos para apresentarem esmagamento estável. Estes podem ser desenvolvidos para absorver energia de impacto de uma maneira controlada quando providos de um mecanismo iniciador de esmagamento progressivo.

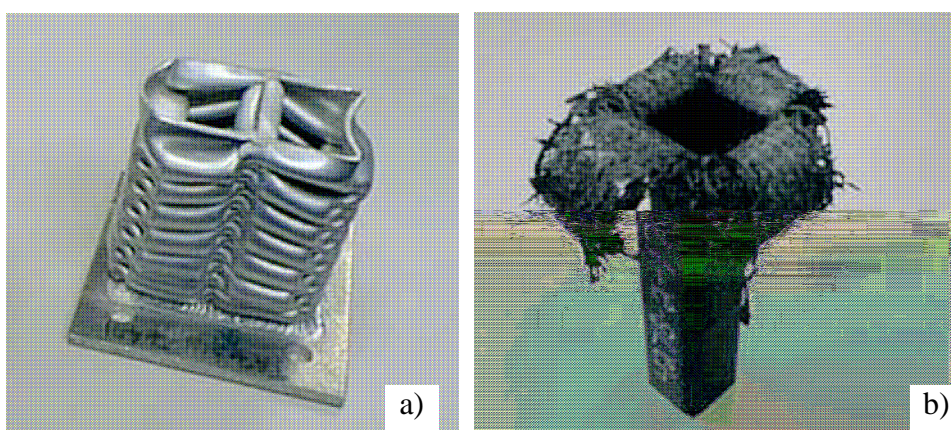


FIGURA 2.1 – Mecanismos de deformação de estruturas tubulares esmagadas a) Material metálico b) Material compósito (Adaptado de Brimhall, 2007).

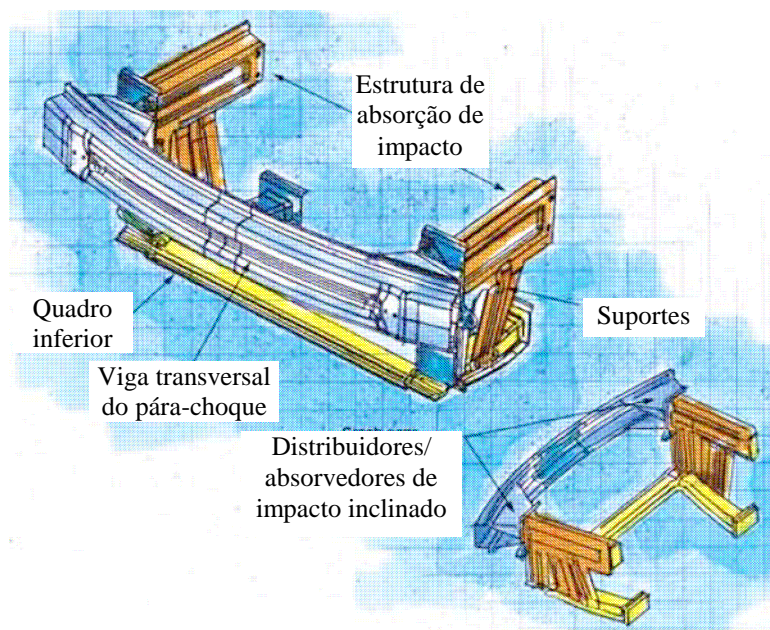


FIGURA 2.2 – Estruturas tubulares absorvedoras de energia de material compósito (Adaptado de Griffiths, 2006).

Cascas de compósitos também se deformam de maneira diferente de estruturas similares fabricadas com materiais como, por exemplo, metais ou polímeros, devido aos modos de micro-falha como ruptura da matriz, delaminação, e ruptura de fibras, que constituem os principais modos de falha dessas estruturas. Esses mecanismos complexos de ruptura geram dificuldades para os modelos teóricos do comportamento de colapso das cascas de compósitos reforçados com fibra. (Mamalis *et al.*, 1997).

2.1.1 Cálculo da Absorção de Energia Específica

A capacidade de absorção de energia específica (E_s) é definida como a energia absorvida por unidade de massa de material (Jacob *et al.*, 2002). Uma curva típica força-deslocamento obtida do esmagamento progressivo de uma amostra de perfil de compósito é mostrada na figura 2.3.

A área sob a curva força-deslocamento (Figura 2.3) é dada por:

$$W = \int_0^{S_f} P ds \quad (2.1)$$

onde W é a energia total absorvida no esmagamento da amostra do perfil de compósito.

No trecho de esmagamento progressivo tem-se:

$$W = \int_{S_i}^{S_f} P ds = \bar{P}(S_f - S_i) \quad (2.2)$$

onde S_f e S_i são as distâncias esmagadas indicadas na figura 2.3, e \bar{P} é a força média de esmagamento.

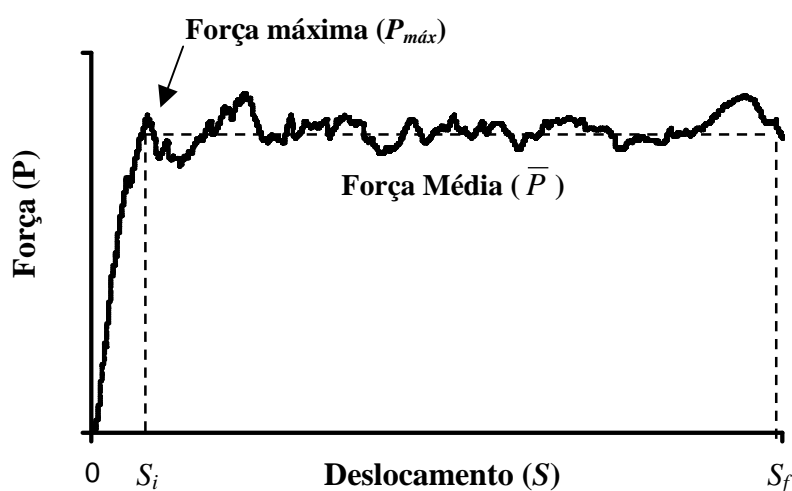


FIGURA 2.3 – Curva típica força-deslocamento para um perfil de compósito esmagado progressivamente.

A absorção de energia específica (E_s) de um material compósito, definida como energia absorvida por unidade de massa, é dada por:

$$E_s = \frac{W}{m} \quad (2.3)$$

onde m é a massa do material compósito.

Combinando as equações (2.2) e (2.3), tem-se

$$E_s = \frac{W}{m} = \frac{\bar{P}(S_f - S_i)}{V\rho} \quad (2.4)$$

onde V é o volume da porção esmagada da amostra de perfil de compósito e ρ é a densidade do material. Assim, pode-se escrever:

$$E_s = \frac{W}{m} = \frac{\bar{P}(S_f - S_i)}{V\rho} = \frac{\bar{P}(S_f - S_i)}{AL\rho} \quad (2.5)$$

onde A e L são a área da seção transversal e o comprimento da porção esmagada da amostra de perfil, respectivamente.

Se o comprimento de esmagamento é grande, e S_i é muito menor do que S_f . Então,

$$E_s = \frac{\bar{P}(S_f - S_i)}{V\rho} \approx \frac{\bar{P}S_f}{AL\rho} \quad (2.6)$$

e $S_f \approx L$. Então,

$$E_s = \frac{\bar{\sigma}}{\rho} \quad (2.7)$$

onde $\bar{\sigma}$ é a tensão média de esmagamento.

2.1.2 Métodos de ensaios

Os ensaios de esmagamento podem ser realizados em duas condições: quase-estáticos e de impacto (Jacob *et al.*, 2002).

a) Ensaios quase-estáticos

Nos ensaios quase-estáticos, a amostra testada é esmagada a uma velocidade constante. Entretanto, muitos materiais usados no projeto de estruturas para absorção de impacto são sensíveis às variações na taxa de deformação. Este é o caso dos compósitos de matriz polimérica. Isso significa que a sua capacidade de absorção de energia depende da

velocidade na qual são esmagados. Portanto, os ensaios quase-estáticos não simulam as condições reais de impacto, já que nestas situações, a estrutura é submetida a uma diminuição da velocidade de esmagamento, desde uma velocidade inicial de impacto até a parada total. Contudo, nas situações de impacto, todo o processo de esmagamento do material é realizado em uma fração de segundo, e, portanto, os testes são de difícil controle. Com isso, testes quase-estáticos têm sido utilizados por vários autores para estudar as propriedades de absorção de energia de componentes de compósitos (Bannerman e Kindervater, 1986; Laananen e Bolukbasi, 1995; Hamada e Ramakrishna, 1995; Hamada *et al.*, 1992; Lavoie e Kellas, 1996). Estes testes podem fornecer informações importantes sobre os mecanismos de falha e a capacidade de absorção de energia de estruturas de compósitos em condições de esmagamento.

A maior vantagem dos testes quase-estáticos é que são simples e fáceis de controlar, enquanto que a principal desvantagem é o fato de não representarem uma simulação real das condições verdadeiras de impacto, em função de que certos materiais são sensíveis à taxa de deformação.

b) Ensaios de impacto

Nos ensaios de impacto, a velocidade diminui desde a velocidade inicial do impacto até a parada total, conforme a amostra absorve energia.

A maior vantagem do teste de impacto é que eles podem simular as condições reais de colisão. Por outro lado, nos testes de impacto, o processo de esmagamento acontece em frações de segundo. Conseqüentemente, o estudo do esmagamento é mais complexo, o que pode exigir equipamentos especiais e de custo elevado, como câmeras de alta velocidade.

2.1.3 Modos e Mecânica de Falha por Esmagamento

a) Falha catastrófica

Os modos de falha catastrófica não são de interesse para o projeto de estruturas desenvolvidas para absorção de energia. Este modo acontece nos seguintes casos (Jacob *et al.*, 2002):

- Quando ocorre crescimento interlaminar ou intralaminar de trincas;
- Em perfis longos de parede fina devido à instabilidade da coluna;

- Em perfis compostos de reforço de fibra frágil, quando as faixas das lâminas não flexionam ou fraturam devido à existência de trincas interlaminares menores do que a espessura das camadas do laminado.

As principais desvantagens da falha catastrófica no projeto de estruturas para absorção de energia são:

- A falha catastrófica é caracterizada por um repentino incremento na força até atingir o limite de resistência à compressão do perfil (σ_U), seguido de uma pós-falha de baixa força. Como resultado disso, a energia absorvida é muito menor e o pico de força pode causar lesões nos passageiros.
- Estruturas que absorvem energia mediante falha catastrófica são mais pesadas que as estruturas absorvedoras de energia projetadas para reagir às forças produzidas por falha progressiva.

b) Falha progressiva

A falha progressiva pode ser induzida por um mecanismo iniciador de falha localizado em algum ponto do perfil. Um mecanismo iniciador de falha é um concentrador de tensão que origina o início da falha em um lugar específico da estrutura. Assim, a falha se desenvolve por meio da estrutura à velocidade de aplicação da força, de uma maneira controlada. O mecanismo iniciador reduz o pico de força inicial do início da falha, que é seguido de um colapso estável. O método mais usado para mecanismos iniciadores é um chanfro em um dos extremos do perfil. Uma série de outras geometrias para mecanismos iniciadores como chanfros, entalhes, orifícios, e tipo plugue (Fig. 2,4) têm sido investigadas em testes de laboratório.

As vantagens da falha progressiva no projeto para estruturas desenvolvidas para absorção de energia de impacto são:

- A energia absorvida por esmagamento progressivo é maior que a energia absorvida por falha catastrófica.
- Uma estrutura absorvedora de energia projetada para reagir a forças produzidas por falha progressiva é mais leve do que estruturas absorvedoras de energia projetadas para reagir a forças produzidas por falha catastrófica.

- O pico de força e a força de propagação de falha progressiva podem ser controlados de forma a evitar danos nos passageiros.

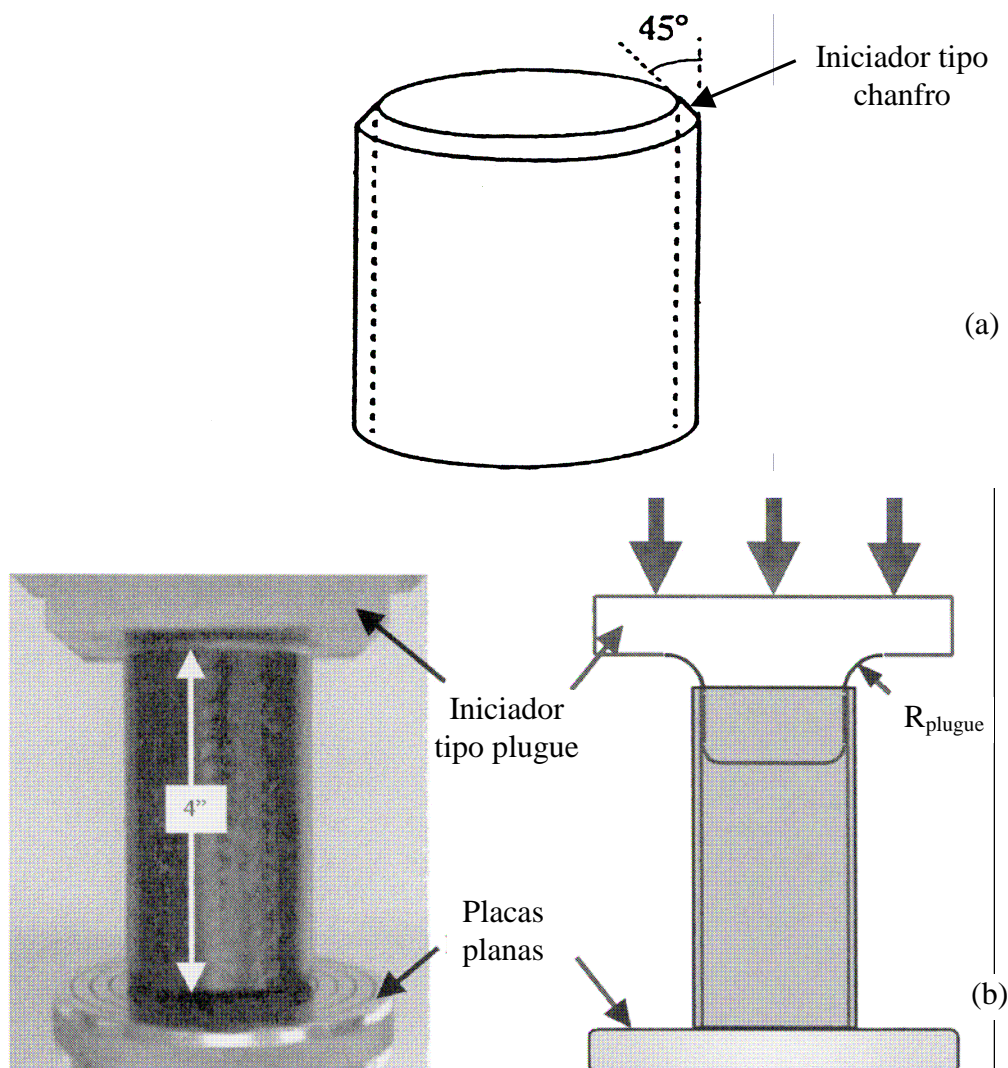


FIGURA 2.4 – Mecanismos iniciadores de falha progressiva a) Tipo chanfro (adaptado de Ramakrishna, 1997) b) tipo plugue (adaptado de Beard & Chang, 2002).

Os modos característicos de esmagamento progressivo são (Jacob *et al.*, 2002):

i) Fragmentação.

- O modo de fragmentação é caracterizado por uma seção transversal do laminado em forma de cunha com uma ou múltiplas pequenas trincas interlaminares e longitudinais que formam grupos de lâminas (Fig. 2.5). Os perfis reforçados com fibras frágeis exibem esse modo de esmagamento.

- O principal mecanismo de absorção de energia é a fratura dos grupos de lâminas.
- Quando a fragmentação acontece, o comprimento das trincas interlaminares e intralaminares é menor que a espessura da lâmina.
- Mecanismos como crescimento intralaminar de trinca e fratura dos grupos de lâminas controlam o processo de esmagamento por fragmentação.

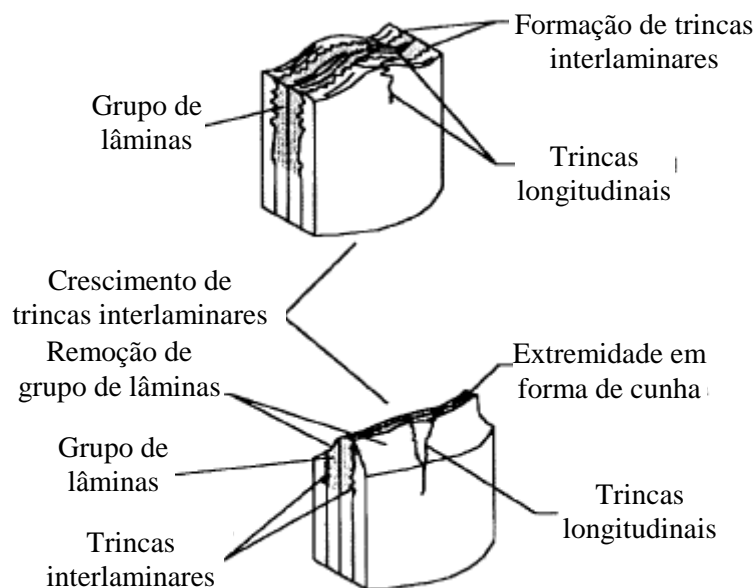


FIGURA 2.5 – Modo de esmagamento por fragmentação (adaptado de Jacob *et al.*, 2002).

ii) Flexão de lâminas ou delaminação com dispersão lateral de lâminas.

- Trincas interlaminares, intralaminares e paralelas às fibras caracterizam o modo delaminação com dispersão lateral de lâminas. As frondes⁽¹⁾ não sofrem fratura (Fig. 2.6). Os perfis reforçados com fibras frágeis exibem esse modo de esmagamento.
- O principal mecanismo de absorção de energia é o crescimento de trincas na matriz. Mecanismos secundários de absorção de energia relativos à fricção acontecem em perfis que exibem o modo delaminação com dispersão lateral de lâminas.
- Mecanismos como crescimento intralaminar de trincas e fratura dos grupos de lâminas controlam o processo de esmagamento por delaminação com dispersão lateral de lâminas.

⁽¹⁾ Fronde: grupo de lâminas dispersado lateralmente

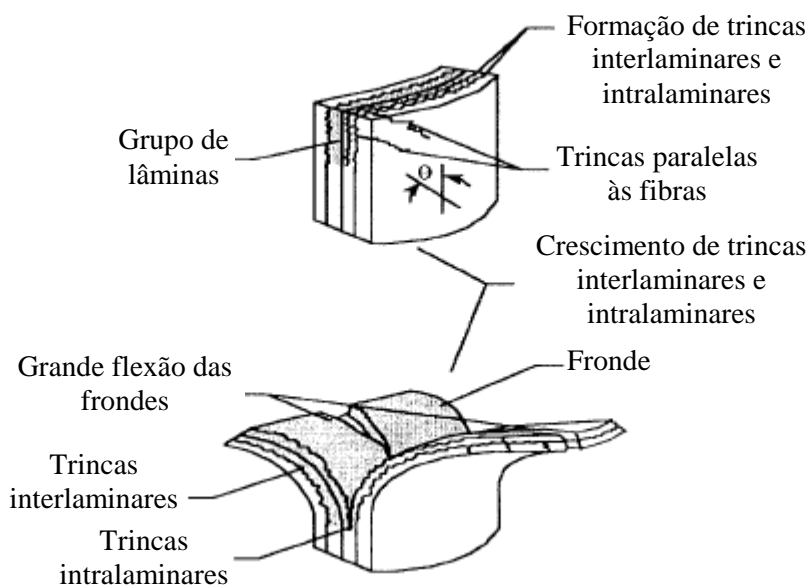


FIGURA 2.6 – Modo de esmagamento por delaminação com dispersão lateral de lâminas (adaptado de Jacob *et al.*, 2002).

iii) Fratura frágil

- O modo de esmagamento por fratura frágil é uma combinação dos modos de fragmentação e de delaminação com dispersão lateral de lâminas (Fig. 2.7). Perfis reforçados com fibras frágeis exibem esse modo de esmagamento.
- O principal mecanismo de absorção de energia por fratura de grupos de lâminas.
- Quando a fratura frágil ocorre, o comprimento das trincas interlaminares varia entre 1 e 10 vezes a espessura de lâmina.

iv) Flambagem local ou dobramento progressivo

- O modo por dobramento progressivo é caracterizado pela formação de flambagem local (Fig. 2.8).
- Esse modo é exibido por materiais compósitos reforçados com fibras dúcteis e frágeis.
- Mecanismos como escoamento plástico da fibra e/ou da matriz controlam o processo de esmagamento por dobramento progressivo.

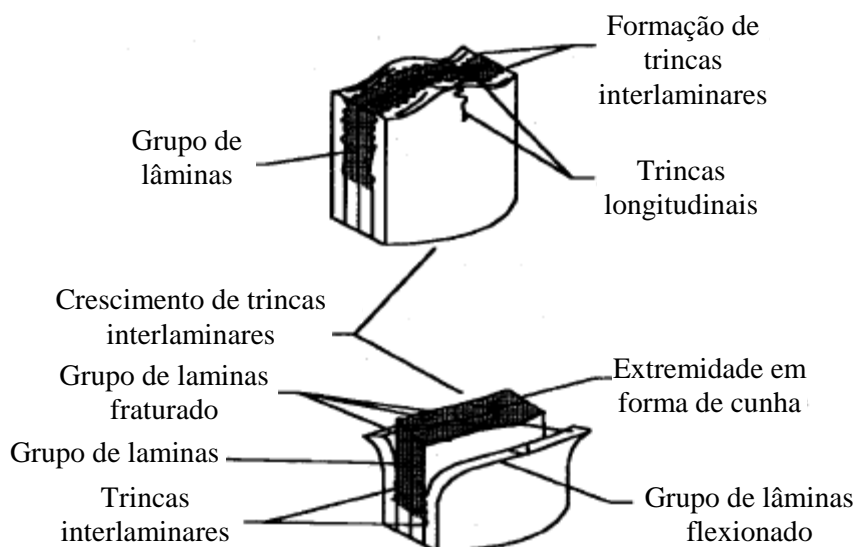


FIGURA 2.7 – Modo de esmagamento por fratura frágil (adaptado de Jacob *et al.*, 2002).

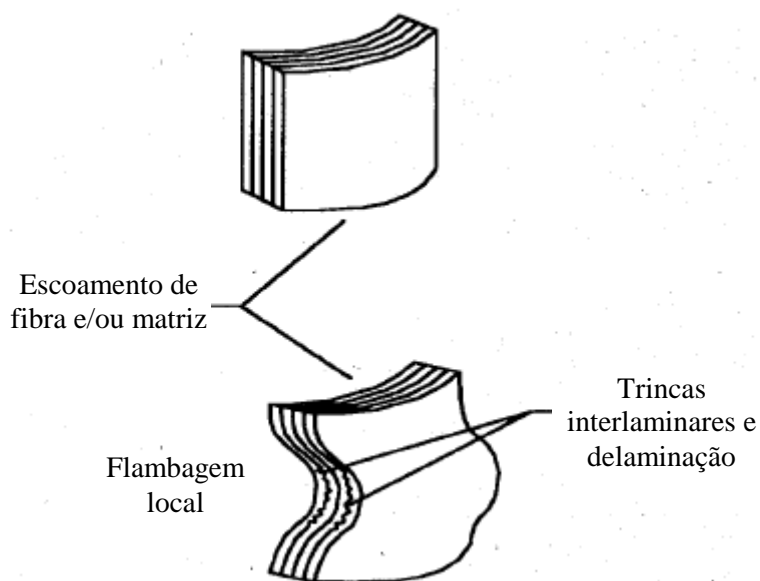


FIGURA 2.8 – Modo de esmagamento por dobramento progressivo (adaptado de Jacob *et al.*, 2002).

Além dos modos característicos descritos (Jacob *et al.*, 2002), três modos de esmagamento progressivo, específicos para perfis de seção transversal quadrada sem iniciador de falha, foram apresentados por outros autores (Mamalis *et al.*, 2004; Mamalis *et al.*, 2005).

i) Modo I: Esmagamento progressivo na extremidade.

Modo de colapso frágil do perfil de seção transversal quadrada caracterizado pelo esmagamento progressivo de um extremo do perfil comprimido axialmente, com a formação de duas frondes contínuas em cada parede do perfil, as quais se estendem interna e externamente, separando o perfil de seção transversal quadrada nos vértices com elevada absorção de energia (Fig. 2.9). Equivalente ao modo flexão de lâminas ou delaminação com dispersão lateral de lâminas (Jacob *et al.*, 2002). Os principais mecanismos de absorção de energia apresentados por esse modo são (Fig. 2.10):

- Delaminação axial das paredes do perfil de seção transversal quadrada e propagação de trincas interlaminares paralelas ao eixo longitudinal do perfil.
- Penetração de partículas fraturadas em forma de cunha por meio das paredes delaminadas, sob elevada resistência friccional.
- Flexão das frondes e dano por flexão das camadas de reforço dos grupos de lâminas.
- Delaminação das frondes e escorregamento entre as camadas adjacentes, sob elevada resistência friccional.
- Escorregamento das frondes externas e internas contra a célula de força, sob elevada resistência friccional.
- Trincamento longitudinal por meio das camadas individuais das frondes externas e internas flexionadas.

ii) Modo II: Flambagem local.

Caracterizado por uma flambagem local instável em uma das extremidades do perfil de seção transversal quadrada envolvendo as quatro paredes do perfil, com falha frágil associada à formação de trincas translaminares (Fig. 2.11). Os principais mecanismos de absorção de energia apresentados por esse modo são (Fig. 2.10):

- Flambagem das paredes do perfil de seção transversal quadrada.
- Fratura, propagação de trincas e separação das paredes transversalmente com o eixo longitudinal do perfil de seção transversal quadrada.
- Flexão e dano por flexão das paredes fraturadas do perfil.
- Escorregamento das paredes fraturadas do perfil contra a célula de força sob resistência friccional.

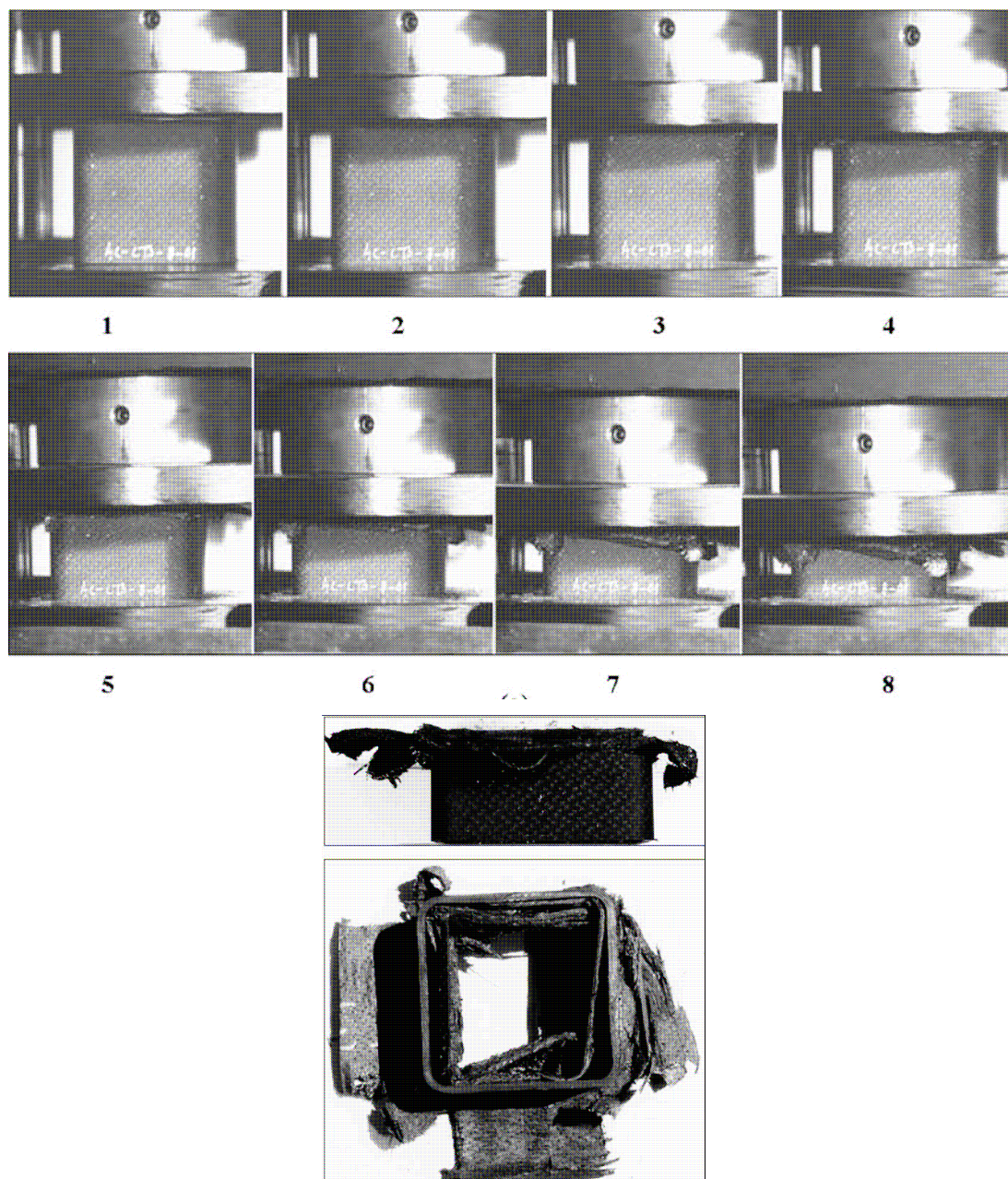


FIGURA 2.9 – Modo de esmagamento tipo I (adaptado de Mamalis *et al.*, 2005).

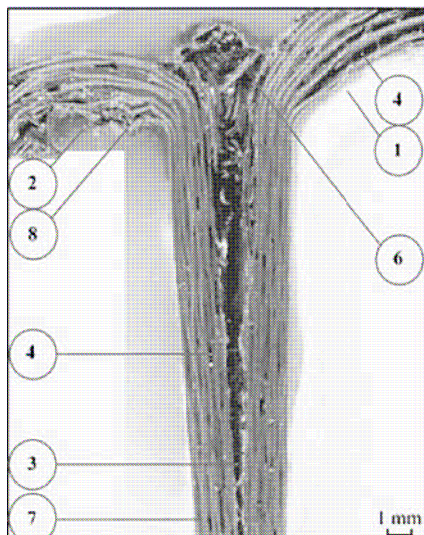


FIGURA 2.10 – Micrografia com os principais mecanismos de falha em perfis de seção transversal quadrada 1) Fronde externa 2) Fronde interna 3) Trinca principal interlaminar 4) Trinca longitudinal 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha 7) Camada de reforço 8) Fratura da camada de reforço (adaptado de Mamalis *et al.*, 2004).

iii) Modo III: Colapso na metade do comprimento

Colapso instável na metade do comprimento da amostra (Figura 2.12) o qual se inicia com a formação de uma trinca translaminar resultando em uma fratura frágil e um colapso irregular na metade do comprimento do perfil de seção transversal quadrada. Os principais mecanismos de absorção de energia apresentados por esse modo são (Fig. 2.10):

- Fratura, propagação de trincas e separação das paredes.
- Flexão e dano por flexão das paredes fraturadas do perfil de seção transversal quadrada.
- Escorregamento das paredes fraturadas do perfil de seção transversal quadrada contra a célula de força sob resistência friccional.

Dos três modos descritos (Mamalis *et al.*, 2004 e Mamalis *et al.*, 2005), o Modo I é o que apresenta maior E_S . O Modo II e o Modo III apresentam baixas capacidades de absorção de energia.

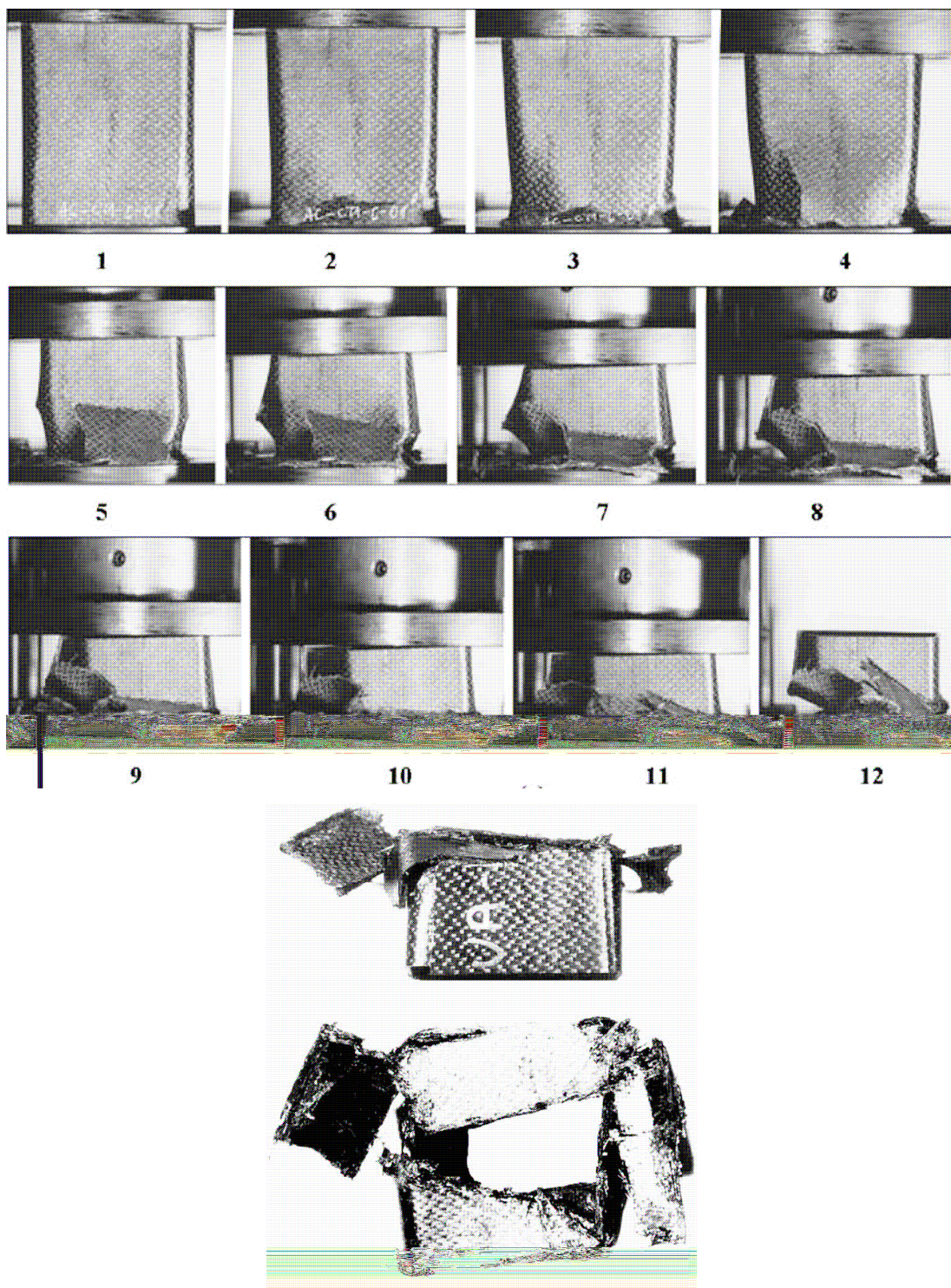


FIGURA 2.11 – Modo de esmagamento tipo II (adaptado de Mamalis *et al.*, 2005).

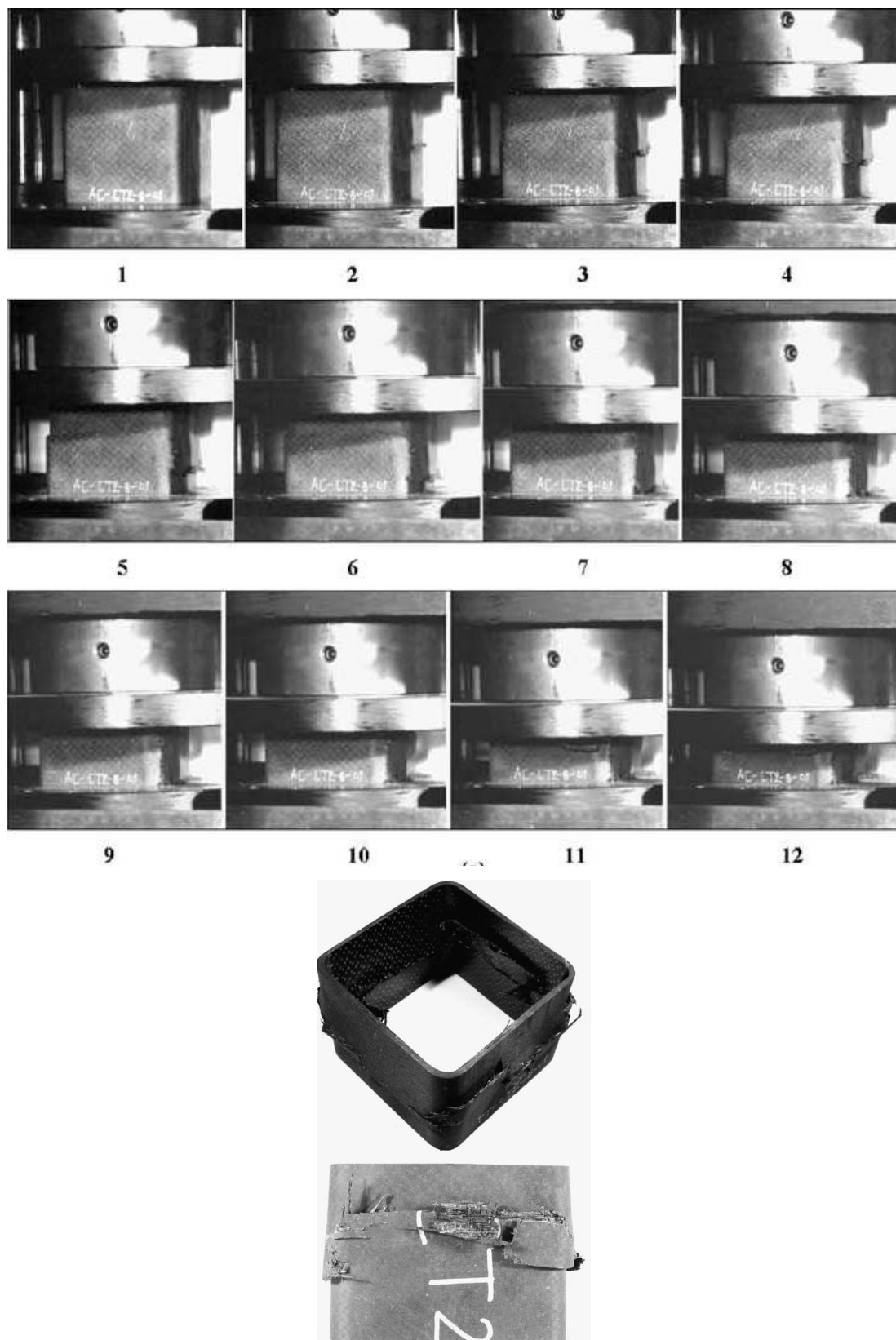


FIGURA 2.12 – Modo de esmagamento tipo III (adaptado de Mamalis *et al.*, 2005).

2.1.4 Fatores que afetam a capacidade de absorção de energia de compósitos.

As características de absorção de energia de estruturas de compósitos podem ser adaptadas mediante o controle de vários parâmetros como o tipo de fibra, tipo de matriz, arquitetura das fibras, geometria da amostra, condições de processamento, fração volumétrica de fibras e velocidade do teste.

a) Efeito do reforço de fibras.

O tipo de fibra utilizada como reforço em um material compósito exerce uma forte influência nas características de absorção de energia (Jacob *et al.*, 2002):

- i) A diminuição da densidade da fibra origina um incremento na capacidade de absorção de energia de perfis reforçados com fibra.
- ii) Uma elevada ductilidade da fibra incrementa a capacidade de absorção nos perfis reforçados com fibras.
- iii) Quando os perfis reforçados com fibras são esmagados em modos similares, variações de módulo de elasticidade das fibras afetam a capacidade de absorção de energia em menor grau que a ductilidade das fibras.

Vários autores observaram que perfis de matriz termofixa reforçados com fibra de vidro e carbono esmagam progressivamente nos modos de fragmentação e delaminação com dispersão lateral de lâminas (Thornton e Edwards, 1982; Hull, 1983; Farley, 1983; Farley, 1986a; Farley, 1986b; Farley, 1987a; Farley, 1987b e Hull, 1991 apud Jacob *et al.* 2002). Por outro lado, perfis de resina termofixa reforçados com fibra de aramida (Kevlar e Dyneema) esmagam no modo de dobramento progressivo. Resultados similares foram obtidos por Schumuesser & Wickliffe (1987) apud Jacob *et al.* (2002) em ensaios de impacto e compressão quase-estática de amostras perfis de compósito de aramida/epóxi e vidro/epóxi. Perfis de grafite/epóxi e vidro/epóxi com lâminas formando ângulos de orientação $\pm\theta$ (*angle-ply*) exibiram os modos de fratura frágil por ruptura da fibras e delaminação de camadas, enquanto que perfis com laminação similar de Kevlar/epóxi apresentaram o modo de flambagem local sanfonada.

Resultados de testes de esmagamento quase-estáticos realizados em perfis reforçados com fibra de grafite (Farley, 1986a), permitiram concluir que para se obter a máxima absorção de energia, o material da matriz deve apresentar deformação de ruptura muito maior que a fibra. Farley, (1987a) observou também que os perfis reforçados com

fibras com elevada deformação de ruptura apresentam elevadas propriedades de absorção de energia.

Em um estudo de perfis de compósito com matriz PEEK reforçada com fibra de carbono e fibra de vidro (Hamada *et al.*, 1994) verificou-se que, diferente do caso de perfis de matriz termofixa, a deformação de ruptura da fibra tem pouco efeito na capacidade de absorção de energia de perfis de matriz termoplástica, já que a deformação de ruptura da fibra é muito menor que a da matriz termoplástica.

Os modos de esmagamento e os mecanismos de controle de dano em perfis de compósito reforçados com fibra contínua foram estudados por Farley & Jones, 1992. Os autores sugeriram que a resposta de esmagamento de perfis de compósito pode ser categorizada em três modos básicos: cisalhamento transversal, flexão de lâminas, e flambagem local. Foi mostrado que as propriedades mecânicas dos materiais constituintes e a estrutura da amostra influenciam os mecanismos que controlam os diferentes modos de esmagamento.

Em uma outra investigação, foi demonstrado que perfis de grafite/epóxi que falham no modo frágil têm integridade pós-esmagamento desprezível, enquanto que perfis de Kevlar/epóxi com falha no modo de flambagem sanfonada similar a perfis de alumínio, exibem boa integridade pós-esmagamento (Farley, 1983). Essas características dos perfis de Kevlar/epóxi podem ser atribuídas à separação das fibras e a plasticidade da fibra.

Ensaio de esmagamento quase-estáticos foram também realizados em perfis de seção transversal quadrada de compósito com reforço trançado em 3-D de carbono/epóxi e Kevlar/epóxi para investigar a capacidade de absorção de energia desses materiais (Chiu & Wu, 1997 *apud* Jacob *et al.*, 2002). Os perfis de compósito com reforço de carbono trançado em 3-D apresentaram absorção de energia específica maior que os de Kevlar. Contudo, os perfis de Kevlar apresentaram boa integridade estrutural pós-esmagamento.

Em um outro estudo (Chiu *et al.*, 1995), resultados similares aos anteriores foram obtidos, onde a absorção de energia específica dos perfis de seção transversal quadrada trançados em 3-D de compósito carbono/epóxi foi 24% maior que a dos perfis de seção transversal quadrada trançados em 3-D de Kevlar/epóxi.

b) Efeito das propriedades da matriz.

Acerca do tipo de matriz, foi reportado na literatura que (Jacob *et al.*, 2002):

- i) Elevada resistência à fratura interlaminar, G_{IC} , de matrizes de material termoplástico aumenta a capacidade de absorção de energia do material;
- ii) Um aumento na deformação de ruptura da matriz aumenta a capacidade de absorção de energia em reforços com fibra frágil. Contrariamente, a absorção de energia de reforços com fibras dúcteis diminui com o incremento da deformação de ruptura da matriz;
- iii) Alterações de rigidez da matriz têm efeitos muito pequenos na capacidade de absorção de energia de materiais compósitos com reforço de fibras dúcteis;
- iv) São necessários ainda mais estudos para compreender claramente o papel das resinas termofixas na capacidade de absorção de energia de materiais compósitos.

Dados publicados na literatura indicam que a absorção de energia de materiais que falham mediante cisalhamento transversal ou fratura frágil é pouco afetada módulo elástico da matriz (Farley 1987b). Por outro lado, os materiais que falham por flexão de lâmina podem ser afetados mais significativamente pelo módulo da matriz. Mudanças no módulo da matriz podem alterar o modo de falha em compósitos de fibra frágil. Por sua vez, mudanças de módulo da matriz têm um efeito muito pequeno na absorção de energia de materiais reforçados com fibra dúctil.

As propriedades de absorção de energia de perfis de seção transversal circular de compósito de matriz termofixa, manufaturados utilizando o processo de moldagem por transferência de resina (RTM), com dois tipos de resinas diferentes, foram estudadas por Warrior *et al.* (2003). Os autores utilizaram duas resinas comerciais: uma resina de poliéster isofitálica e uma resina ester vinílica. Todos os perfis falharam progressivamente no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas. Os autores concluíram que o efeito da resina no desempenho em compressão é significativo.

c) Efeito da disposição das fibras.

Acerca da orientação das fibras, estudos mostram que, para elevar a capacidade de absorção de energia do material, é necessário (Jacob *et al.*, 2002):

- i) Aumentar o número de fibras fraturadas;
- ii) Aumentar a deformação do material;

- iii) Aumentar a rigidez axial do material compósito;
- iv) Aumentar o suporte lateral das fibras axiais.

Trabalhos envolvendo perfis de compósito vidro/epóxi, carbono/epóxi e Kevlar/epóxi com fibras dispostas a $[0/\pm\theta]_4$, para θ entre 0 e 90°, mostraram diferenças significativas na tendência de absorção de energia desses materiais (Farley, 1987a). As diferenças entre as tendências observadas podem ser explicadas examinando os modos de esmagamento. A energia específica de perfis de vidro/epóxi e Kevlar/epóxi permanece constante com o incremento de θ até 45° e diminui acima desse valor. As amostras de vidro/epóxi e Kevlar/epóxi foram esmagadas nos modos de flexão de lâmina e flambagem local, respectivamente. Esse aumento na energia é atribuído ao maior suporte lateral das fibras axiais, com o incremento de θ . Por outro lado, foi verificado que a energia específica de perfis de carbono/epóxi diminui inicialmente com o incremento de θ até 45° e depois permanece constante. As amostras de carbono/epóxi esmagaram no modo de fratura frágil. Essa diminuição inicial na absorção de energia é atribuída à redução na rigidez axial do material compósito com o incremento de θ .

Posteriormente, estudos foram realizados em amostras de perfis de carbono/epóxi e vidro/epóxi com disposição de fibras de $[0\pm\theta]_S$ esmagadas de forma quase-estática, para determinar a influência da orientação das camadas na capacidade de absorção de energia (Farley & Jones, 1989). Foi verificado que, conforme θ se incrementa, a capacidade de absorção de energia de perfis de carbono/epóxi diminui de forma não-linear. O modo de esmagamento primário foi o de fratura frágil. A capacidade de absorção de energia de perfis de vidro/epóxi aumenta de forma não-linear com θ . O modo de esmagamento de perfis de vidro/epóxi é por flexão de lâmina.

Em outro trabalho, o efeito do arranjo das fibras no esmagamento progressivo foi estudado em perfis de fibra de carbono/epóxi com lâminas unidirecionais e em perfis bobinados de fibra de vidro/poliéster (Hull, 1982 e Hull, 1991 *apud* Jacob *et al.*, 2002). Os perfis bobinados de fibra de vidro/poliéster foram fabricados com ângulos de reforço ϕ entre ± 35 e 90°, sendo este o ângulo entre a direção do reforço e o eixo longitudinal de perfil. Foi verificado que a energia específica aumenta com o incremento de ϕ até $\pm 65^\circ$ e depois diminui. Por essa razão o máximo valor de energia específica foi observado para ϕ

= $\pm 65^\circ$. Ocorreu uma mudança nas curvas de força-deslocamento e na morfologia da zona de esmagamento com o ângulo de bobinamento ϕ . Essas alterações na morfologia da zona esmagada (quando $\phi = \pm 35 - \pm 55^\circ$, os perfis esmagam no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas e quando $\phi > \pm 65^\circ$ os perfis esmagam no modo de fragmentação) alteraram os valores de energia específica. Os perfis com fibras alinhadas axialmente mostraram esmagamento progressivo muito pequeno antes de falhar completamente por formação e crescimento longitudinal de trincas.

Um outro estudo considerou o efeito da disposição das fibras na capacidade de absorção de energia de perfis de compósitos híbridos reforçados com fibras de carbono e polietileno (Hamada *et al.*, 1994). Foi observado que a capacidade de absorção de energia diminui com o incremento da orientação das fibras com respeito a eixo longitudinal do perfil. Perfis de tecido de vidro/poliéster foram também investigados variando o ângulo da seqüência de empilhamento (Berry, 1984 *apud* Jacob *et al.*, 2002). Foi observado que a absorção de energia em perfis com direções de trama e urdume a 45° do eixo do perfil é 30% menor que a de perfis similares com direções de trama e urdume paralelas à direção axial (0°) e anular (90°). Esse incremento na absorção de energia é devido a maior deformação do material na fratura, no caso dos últimos perfis.

Perfis reforçados com fibras de carbono com diferentes matrizes termoplásticas: PEEK, poli(eter-imida) (PEI) poli(imida) (PI) e poli(aril-sulfona) (PAS) foram estudados por Ramakrishna *et al.* (1995). Foram utilizadas orientações de fibra de 0° , $\pm 5^\circ$, $\pm 10^\circ$, $\pm 15^\circ$, $\pm 20^\circ$, $\pm 25^\circ$ e $\pm 30^\circ$ com relação ao eixo do perfil. A E_S de perfis esmagados de modo progressivo foi estudada em função do valor de θ . Em geral, à medida que θ aumenta, o comprimento das trincas longitudinais diminui. Isso ocorre devido ao aumento da resistência à fratura com o incremento de θ . Isso comprova que a resistência à fratura oferece maior resistência ao processo de crescimento das trincas, resultando assim em um incremento do valor da absorção de energia específica do compósito. O processo de microfraturas, como fratura das fibras e separação de frondes de fibras, aumenta com o incremento de θ , o que origina um incremento na energia total absorvida.

Outros autores investigaram o efeito da disposição das fibras no comportamento em compressão de perfis de compósito de matriz termofixa manufaturados por RTM (Warrior

et al., 2003). Os perfis foram fabricados com manta de filamento contínuo de fibra de vidro e tecido de fibra de vidro. Todos os perfis falharam progressivamente no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas. Os autores concluíram que para os materiais reforçados com tecidos com fibras orientadas a 0/90, a absorção de energia específica foi significativamente menor que a dos reforçados com manta.

Um outro estudo foi realizado para comparar a capacidade de absorção de energia de perfis de vidro/poliéster de seção transversal circular com orientação de fibras $[0/90]_n$ e $[0/45]_n$ (Melo & Silva, 2005). Os autores utilizaram tecido de fibra de vidro bidirecional com gramatura de 120 g/m^2 e a orientação das fibras foi obtida mediante a orientação do tecido com relação ao eixo longitudinal do perfil. Os perfis com orientação de fibras $[0/90]$ apresentaram E_S de 53,2 kJ/kg enquanto que os com fibras orientadas a $[0/45]_n$ apresentaram E_S de 36,1 kJ/kg.

d) Efeito da geometria da amostra.

As principais conclusões de trabalhos anteriores relacionados ao efeito de geometria da amostra testada na E_S são (Jacob *et al.*, 2002):

- i) Os mecanismos de fratura da zona esmagada são determinantes para a capacidade de absorção de energia de materiais compósitos e as dimensões do perfil influenciam grandemente esses mecanismos de fratura.
- ii) A capacidade de absorção energia específica E_S de perfis submetidos à compressão segue a ordem circular > quadrada > retangular, para uma determinada seqüência de empilhamento e dimensões do perfil.

Vigas reforçadas com Kevlar estudadas Farley (1986c) sofreram esmagamento de maneira estável. Estas vigas e os perfis de grafite testados por Thorton & Edwards (1982) *apud* Jacob *et al.* (2002) exibiram os modos de esmagamento de fratura frágil e flexão de lâmina, combinados. As forças de esmagamento de perfis de compósito de grafite e vidro foram mais uniformes que as de perfis de compósito reforçado com Kevlar.

Farley (1986a) investigou os efeitos de escala em perfis de grafite/epóxi e Kevlar/epóxi, testados por esmagamento quase-estático. Nesse estudo o diâmetro interno do perfil variou entre 1,27 e 10,16 cm, o número de camadas variou entre 2 e 24 e a razão diâmetro interno/espessura de parede (D/e) variou entre 1,4 e 125. Todos os perfis de

grafite/epóxi de seção transversal circular exibiram o modo progressivo de esmagamento com flambagem local. O comprimento de onda das flambas variou com o diâmetro do perfil. Foi determinado que a razão (D/e) tem um efeito significativo na capacidade de absorção de energia dos materiais compósitos e que a absorção de energia diminui de maneira não-linear com a razão D/e do perfil. Assim, uma redução na razão D/e resulta em um aumento na absorção de energia específica. Esse aumento se deve a redução do trincamento interlaminar na região esmagada do perfil.

Farley & Jones (1992) reportaram que perfis de carbono/epóxi e Kevlar/epóxi com seção transversal elíptica exibem tendências similares. Foi determinado que, quando esmagados estaticamente, a capacidade de absorção de energia diminui em função não-linear da razão D/e .

Thornton *et al.* (1985) estudaram o efeito das dimensões do perfil. Reportaram que perfis de carbono/epóxi exibem grandes variações nas suas características de absorção de energia com a variação dos valores de diâmetro do perfil (D), espessura de parede (e) e a razão (D/e). A densidade relativa, definida como a razão entre o volume do perfil e de um sólido com as mesmas dimensões externas, foi variada na faixa de 0,01 – 1,0. O comprimento esmagado do perfil é instável e o tamanho crítico do perfil depende do tipo e disposição das fibras, para um valor de densidade relativa inferior a 0,025 para carbono/epóxi e 0,045 para vidro/epóxi. De acordo com esse estudo, a energia específica é essencialmente independente das dimensões do perfil para perfis esmagados de maneira estável.

Uma outra investigação utilizou amostras de placas planas de grafite/epóxi e amostras de perfis de grafite epóxi, esmagadas sob condições quase-estáticas, para comparar os dados de absorção de energia dessas duas geometrias (Dubey & Vizzini, 1998). As amostras de placas planas e de perfis sofreram esmagamento em modos de fratura similares, porém as placas planas absorveram 12% menos energia por unidade de massa. Os resultados permitiram concluir que as amostras planas podem ser usadas como uma alternativa de baixo custo às amostras de perfis ou em testes que requeiram geometrias simples.

Perfis de manta de vidro/epóxi e perfis de fibra de carbono/PEEK com seções transversais dos tipos circular completa, três quartos de círculo, meio círculo e um quarto

de círculo foram investigadas por Hamada *et al.* (1994). As amostras de carbono/PEEK esmagaram progressivamente no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas, devido principalmente a orientação paralela ao eixo do perfil das fibras. Foi comprovado que a seção transversal do perfil influencia a capacidade de absorção de energia dos perfis compósitos. No caso das amostras de manta de vidro/epóxi, a energia específica diminuiu em cerca de 20% quando a seção transversal foi alterada de círculo completo para um quarto de círculo. A energia específica de amostras de fibra de carbono/PEEK diminuiu cerca de 5% para a mesma variação de seção transversal.

Perfis de seção quadrada, perfis de seção transversal circular e cones circulares de fibra de vidro com resina de poliéster ou ester vinílica foram testados por Mamalis *et al.* (1992) *apud* Jacob *et al.* (2002). Para amostras que apresentaram esmagamento estável, foi determinado que: elevadas espessuras reduzem a absorção de energia, perfis de seção quadrada apresentaram menor absorção de energia do que perfis de seção transversal circular, e cones de ângulos maiores resultaram na menor absorção de energia específica.

Os efeitos das dimensões das amostras na absorção de energia de perfis com estrutura de manta de vidro/epóxi foram estudados por Fairfull (1983) e Fairfull & Hull (1987) *apud* Jacob *et al.* (2002). Cinco grupos de perfis com faixa de diâmetros de 16 a 50 mm foram estudados. Foi constatado que a energia específica diminuiu com o incremento de D . A energia específica, para um determinado D , inicialmente aumenta com a diminuição da razão D/e até 5, e depois diminui. Foi concluído que não existe uma relação universal para prever a capacidade de absorção de energia porque os fatores que afetam essa variação de energia não são claramente identificados.

Ensaio de esmagamento quase-estáticos foram realizados em perfis de seção transversal quadrada de grafite/epóxi e Kevlar/epóxi para determinar a influência da geometria da amostra na E_S e a relação das propriedades medidas com as dimensões da amostra (Farley, 1989). A largura da seção transversal dos perfis foi de 1,27 a 7,62 cm. A razão largura/espessura de parede (w_i/e) foi de 6 a 125. Foi determinado que a w_i/e afeta a capacidade de absorção de energia dos materiais compósitos. As capacidades de absorção de energia de perfis de grafite/epóxi e Kevlar/epóxi são funções não-lineares da razão w_i/e . A absorção de energia geralmente se incrementa com a diminuição da razão w_i/e . Para perfis de grafite/epóxi com razões w_i/e entre 20 e 50, ocorreram mudanças no modo de

esmagamento, resultando em uma diminuição da capacidade de energia conforme a razão w_i/e se incrementava. Tanto os perfis de grafite/epóxi como os de Kevlar/epóxi sofreram esmagamento de maneira estável e progressiva. Todos os perfis de grafite/epóxi exibiram o modo de esmagamento de flexão de lâmina enquanto os perfis de Kevlar/epóxi exibiram o modo de esmagamento por flambagem local. Os resultados dos testes sugerem que os perfis de Kevlar/epóxi apresentam propriedades relacionadas diretamente com as dimensões geométricas enquanto os de grafite/epóxi não.

Ramakrishna & Hamada (1998) *apud* Jacob *et al.* (2002) estudaram o desempenho de esmagamento de perfis de fibra de carbono/PEEK com diferentes valores espessuras de parede (e) e de diâmetro (D). Com valores de e na faixa de 2 a 3 mm, todos os tipos de perfis apresentaram valores elevados energia específica. Com o incremento de e até essa faixa crítica (2 a 3 mm), a energia específica foi elevada, depois da qual diminuiu. Modificações na morfologia da zona esmagada originaram variações na energia específica. Os processos de microfratura na zona esmagada variam com a espessura (e), apesar dos perfis sofrerem esmagamento de forma progressiva no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas. Com o incremento de e até a faixa crítica, a separação de frondes de lâminas e as fraturas de fibras aumentaram. Esse estudo confirmou que no caso de perfis de compósito de matriz termoplástica as características de absorção de energia são muito influenciadas pelo valor absoluto de e e não pela razão D/e .

Os modos de colapso e as características de absorção de energia de perfis de seção transversal quadrada carbono/epóxi foram estudados por Mamalis *et al.* (2004). Os perfis foram confeccionados com tecido de fibra de carbono e matriz de resina epóxi. As dimensões internas do perfil foram 100 x 100 mm com os vértices arredondados com um raio de 8 mm e as amostras foram cortadas com comprimentos de 50, 100 e 150 mm. Três tipos de amostras foram estudadas, com espessuras de parede de 2,64, 3,51, e 4,39 mm, de acordo com o número de camadas $[\pm 0]_{10}$; $[\pm 0]_{14}$ e $[\pm 0]_{18}$, respectivamente. Nas amostras estudadas não foi utilizado nenhum mecanismo iniciador de falha. Analisando os resultados, os autores concluíram que os perfis falharam de maneira frágil, ocasionado principalmente pelas características frágeis das fibras de carbono e da resina epóxi. Durante os testes foram observados três modos de esmagamento: um modo estável (Modo I: esmagamento progressivo na extremidade) e dois instáveis (Modo II: flambagem local e Modo III: colapso na metade do comprimento). Dos três modos, somente o Modo I

apresentou elevada absorção de energia específica. Os perfis de seção quadrada de espessura de parede mais fina falharam no modo II, enquanto os perfis com maior espessura de parede falharam nos modos I e III. Independentemente do modo de falha, o pico da força compressiva, $P_{\text{máx}}$, se incrementou com o aumento no número de camadas de reforço e espessura de parede. Os resultados mostraram que a E_S nas amostras com a mesma razão L/w_i (comprimento/largura interna) não necessariamente se incrementou com o aumento no número de camadas.

e) Efeito das condições de processamento.

No que diz respeito às condições de processamento, Jacob *et al.* (2002) reportaram que a origem da variação na capacidade de absorção de energia com a taxa de resfriamento está na dependência da resistência à fratura de materiais compósitos termoplásticos semicristalinos com a taxa de resfriamento. A resistência à fratura aumenta com o aumento da taxa de resfriamento e por essa razão origina um aumento na capacidade de absorção de energia dos materiais compósitos.

Perfis de manta de vidro/epóxi foram investigados por Hamada *et al.* (1994). Dois tipos de manta de fibra de vidro foram testados: um tipo de manta tratada com um agente de acoplagem aminosilano e o outro tipo tratado com agente de acoplagem acrilosilano. No que diz respeito aos materiais constituintes do compósito, foi determinado que as amostras de manta de vidro/epóxi tratadas com aminosilano sofreram esmagamento no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas, devido à boa aderência interfacial das fibras com a resina da matriz. Já no caso das amostras de manta de vidro tratadas com acrilosilano, devido à presença de forças de atrito elevadas na zona esmagada, o esmagamento se deu no modo de fragmentação.

O efeito das condições de processamento na capacidade de absorção de energia de perfis de compósito de fibra de carbono/PEEK foi investigado por Hamada *et al.* (1995). Perfis foram fabricados com fibras de carbono alinhadas paralelamente ao eixo do perfil. Três taxas de resfriamento foram aplicadas: resfriamento rápido por imersão em resfriadores de água (95,5 °C/min), resfriamento gradual em ar (8,2 °C/min) e resfriamento lento no forno com os aquecedores desligados (0,7 °C/min). Todos os perfis sofreram esmagamento progressivo no modo de delaminação com dispersão lateral de lâminas, quando testados em compressão quase-estática. Os perfis resfriados rapidamente

apresentaram E_S de 226 kJ/kg, que foi 15% maior que a energia específica absorvida pelos perfis resfriados gradual e lentamente (197 kJ/kg).

O efeito dos parâmetros de processamento no comportamento em compressão de perfis de compósito de matriz termofixa manufacturados por RTM foi estudado por Warrior *et al.* (2003). Os efeitos da temperatura do molde e do tempo de pós-cura foram investigados para compósitos de mantas de fibra de vidro e tecidos de fibra de vidro. As temperaturas de cura foram de 50, 60 e 70 °C. O tempo de cura foi de 30 minutos para todos os casos, sendo que alguns perfis tiveram uma pós-cura a 80 °C por 1 hora. Todos os perfis falharam progressivamente no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas. Os autores concluíram que o efeito da resina e as propriedades de processamento no desempenho de compressão é significativo. Os perfis fabricados com resina ester vinílica apresentaram absorção de energia maior que a dos perfis de poliéster, para ciclos similares de cura. A pós-cura melhorou as propriedades de absorção de energia para os dois tipos de resinas e mostrou mais benefícios que o aumento da temperatura de cura.

Um outro estudo considerou a influência das variáveis de processamento na absorção de energia de perfis de seção transversal circular de compósito vidro/poliéster (Turner *et al.*, 2005). Os efeitos da variação do conteúdo de aglomerante (*binder*) e do conteúdo de vazios na capacidade de absorção de energia do compósito foram investigados. Os perfis foram fabricados com resina de poliéster isofitálica pelo processo de RTM. Dois tipos de reforço foram utilizados: manta de fibra de vidro com filamento contínuo e tecido com fibras não-onduladas (*non-crimp fabric*), com fibras a 0/90°. O nível do aglomerante variou entre, 0, 2, 5 e 10% do peso de fibra. Todas as amostras falharam progressivamente no modo delaminação com dispersão lateral de lâminas. Os autores (Turner *et al.*, 2005) concluíram que a absorção de energia específica apresentou pouca dependência ao nível de aglomerante, permitindo assim a adição de aglomerante até 10% do peso do reforço sem efeitos prejudiciais. Porém esses níveis de aglomerante podem afetar significativamente as propriedades da matriz. Um aumento na resistência à fratura de até 13% foi observado, como resultado da alta ductilidade da matriz, ocasionado pelo aglomerante disperso ao nível de 2%. Uma redução na resistência à fratura de 25% foi observada na presença de elevadas quantidades de aglomerante, que reduzem a resistência coesiva da matriz. Para ambas as arquiteturas de fibra, manta e não-onduladas, a absorção de energia específica mostrou-se tolerante ao nível de vazios de até 10%.

Melo *et al.* (2007) estudaram o efeito das condições de processamento na absorção de energia de perfis de seção transversal circular e quadrada de vidro/poliéster. Os autores investigaram o efeito da aplicação de vácuo na capacidade de absorção específica. Para isso, somente a metade dos perfis, foi fabricada com aplicação de vácuo. O vácuo foi aplicado por 120 minutos, e todos os perfis foram curados em temperatura ambiente por 24 horas. Os perfis foram testados no modo quase-estático. As amostras com aplicação de vácuo falharam progressivamente no modo de delaminação com dispersão lateral de lâminas, enquanto que as amostras processadas sem aplicação de vácuo falharam progressivamente no modo de fratura frágil. Os perfis de seção transversal circular com aplicação de vácuo apresentaram E_S de 35,5 kJ/kg e os sem aplicação de vácuo 17,3 kJ/kg. Os perfis de seção transversal quadrada com aplicação de vácuo apresentaram E_S de 10,6 kJ/kg e os sem aplicação de vácuo 9,5 kJ/kg. Analisando os resultados, os autores (Melo *et al.*, 2007) concluíram que, no caso dos perfis de seção transversal circular, a aplicação de vácuo melhorou a compactação do laminado, aumentando a E_S . No caso dos perfis de seção transversal quadrada, a aplicação de vácuo não aumentou significativamente a capacidade de absorção de energia, sendo que nesse caso, a geometria foi o parâmetro preponderante.

f) Efeito das frações volumétricas das fases constituintes.

Acerca das frações volumétricas das fases constituintes, os trabalhos publicados na literatura permitem concluir que (Jacob *et al.*, 2002):

- i) O efeito das frações volumétricas na absorção de energia não tem sido estudado extensamente;
- ii) Não é sempre verdadeiro, que o incremento no conteúdo de fibra melhorará necessariamente a capacidade de absorção de energia do material. Uma possível explicação para isso é que, conforme a fração volumétrica de fibras aumenta, o volume da matriz entre as fibras diminui. Isso promove a tendência à diminuição da resistência interlaminar do compósito. Conforme a resistência interlaminar diminui, as trincas interlaminares se formam em níveis de tensão menores, resultando em uma redução da capacidade de absorção de energia.

Ramakrishna & Hull (1993) investigaram a capacidade de absorção de energia de perfis de tecido de fibra de carbono/epóxi testados sob força axial compressiva. Perfis com

baixo conteúdo de fibra sofreram esmagamento de forma irregular enquanto perfis com conteúdo de fibra superior a 15% apresentaram esmagamento progressivo. A absorção de energia específica aumentou com o conteúdo de fibra.

Dois anos depois, o efeito do conteúdo de fibra na capacidade de absorção de energia de perfis foi investigado para compósitos de tecido de fibra de carbono/epóxi e de perfis de tecido de fibra de vidro/epóxi (Ramakrishna, 1995). Neste estudo, verificou-se que a energia específica dos dois tipos de perfis de compósito aumentou com o incremento do conteúdo de fibra. Uma explicação para isso é a geração de grandes superfícies devido ao descolamento na interface fibra/matriz, que resulta em um aumento da capacidade de absorção de energia.

Contrário ao comportamento mencionando, em um outro estudo foi reportada uma diminuição na energia específica de material compósito de fibra de carbono/epóxi com o incremento na fração volumétrica da fibra de 40 a 70% (Farley, 1987a). Neste caso, a diminuição da energia específica foi atribuída à diminuição da resistência ao cisalhamento interlaminar dos compósitos com o aumento no conteúdo de fibra.

Em um estudo posterior, com resultados similares, perfis de compósito carbono/epóxi com frações volumétricas de fibra entre 40 a 55% foram investigados (Farley & Jones, 1989). Os autores reportaram que algumas amostras exibiram uma grande diminuição da capacidade de absorção de energia com o aumento da fração volumétrica de fibras, enquanto que outras amostras apresentaram uma leve diminuição. Concluíram que um incremento no conteúdo da fibra pode não melhorar necessariamente a capacidade de absorção de energia. A resposta de esmagamento é que determina a tendência de absorção de energia.

Compósitos moldados pelo processo de *Sheet Molding Compound* (SMC) de resina de poliéster e fibra de vidro foram também objeto de estudo e apresentaram um aumento de energia específica com o incremento de fração volumétrica de fibra (Snowdon & Hull, 1984 *apud* Jacob *et al.*, 2002). As amostras de perfis foram submetidas à compressão axial em velocidades de até 15 m/s. Em uma outra investigação, desta vez envolvendo barras de fibra de vidro/éster vinílica com frações volumétricas de fibra entre 10 a 50%, também

reportou um incremento na energia específica com o incremento na fração volumétrica da fibra (Thornton *et al.*, 1991 *apud* Jacob *et al.*, 2002).

Mamalis *et al.* (2004) investigaram o efeito das frações volumétricas no comportamento de esmagamento de perfis carbono/epóxi. Três tipos de amostras foram estudados, com frações de volume de fibras de 46,3%; 48,7% e 50,1% respectivamente. Os autores observaram que o pico da força compressiva se incrementou com o aumento do volume de fibra.

g) Efeito da velocidade de deformação.

No que diz respeito ao efeito da velocidade de teste na capacidade de absorção de energia, estudos anteriores permitem concluir que (Jacob *et al.*, 2002):

- i) A capacidade de absorção de energia é uma função da velocidade de teste quando a resposta mecânica dos mecanismos de esmagamento é função da taxa de deformação. Nestes casos, a taxa de deformação na qual a estrutura é carregada tem um efeito no comportamento do material e também na resposta estrutural da amostra.
- ii) A capacidade de absorção de energia de deformação das fibras e a configuração geométrica da amostra são fatores muito importantes que determinam a resistência ao impacto de compósitos sob baixas taxas de deformação.

Um aumento de capacidade de absorção de energia com a velocidade de esmagamento foi reportado em amostras tubulares e em vigas de carbono/epóxi e Kevlar/epóxi (Bannerman & Kindervater, 1984 *apud* Jacob *et al.*, 2002).

Em um outro trabalho Thornton, (1979) *apud* Jacob *et al.* (2002) reportou uma pequena variação na absorção de energia específica de perfis de compósito de grafite/epóxi, Kevlar/epóxi e vidro/epóxi, sob uma ampla faixa de taxas de compressão ($10^{-1} - 2 \times 10^4$ in/min). O mesmo autor, em um estudo posterior, (Thornton, 1990 *apud* Jacob *et al.*, 2002) investigou também o comportamento de absorção de energia de perfis obtidos por pultrusão, de vidro/poliéster e vidro/éster vinílica, com velocidades de esmagamento entre $2,1 \times 10^{-4}$ e 15 m/s. Uma diminuição na absorção de energia de 10% foi reportada com o aumento da velocidade de teste no caso de perfis de vidro/éster vinílica, enquanto que um aumento na absorção de energia de 20% foi também reportado, com o aumento da

velocidade de teste, no caso de perfis de vidro/poliéster. Isso pode ser atribuído à elevada resistência à tração e módulo da resina ester vinílica. O mesmo autor (Thornton *et al.*, 1991 *apud* Jacob *et al.*, 2002) estudou depois barras de fibra de vidro/éster vinílica com velocidades de teste entre 0,13 e 2,54 mm/min. Foi observado que a energia específica aumentou essencialmente de forma linear com a taxa de deformação.

Farley (1983) investigou perfis de compósito de aramida/epóxi, carbono/epóxi e vidro/epóxi com disposição de fibra de $[0/\pm\theta]_4$ em velocidades quase-estáticas e de impacto de 7,6 m/s e encontram que, para o caso estudado, a energia específica é independente da velocidade de teste. Entretanto, quando o mesmo autor (Farley, 1991), em outro estudo, investigou perfis Kevlar/epóxi e Kevlar/epóxi com disposição de fibras de $[\pm\theta]_3$, mediu um incremento de 35% na energia específica com a variação da condição de esmagamento de quase-estática para impacto. Concluiu-se que a magnitude dos efeitos da velocidade de esmagamento na energia específica é função dos mecanismos que controlam os processos de esmagamento.

Testes quase-estáticos e dinâmicos de esmagamento numa faixa de velocidades de 18 a 24 m/s foram realizados por Mamalis *et al.* (1992) *apud* Jacob *et al.* (2002), em três materiais compósitos diferentes. Dois dos materiais consistiam em fibra de vidro e resina ester vinílica, e um terceiro material foi fabricado com fibra de vidro e resina de poliéster. Os perfis investigados tiveram seção transversal quadrada, circular e cone-circular. Verificou-se que a capacidade de absorção de energia de cones-circulares de parede fina fabricados com resina de poliéster e manta de fio picado de fibra de vidro foi reduzida em 35% para uma velocidade de esmagamento de aproximadamente 21 m/s, quando comparado com o valor obtido a 18 m/s. Foi concluído que a velocidade de esmagamento interage com o ângulo do cone e a espessura de parede da amostra. A redução da energia específica originada pelo aumento da velocidade de esmagamento torna-se mais significativa quando a espessura de parede ou o ângulo do cone são maiores. Não obstante, não foi observado efeito significativo da velocidade de esmagamento na absorção de energia específica de perfis de seção transversal circular ou quadrada de parede fina fabricados com os três tipos de material compósito considerados.

Em outra investigação, foram observadas pequenas diferenças entre a absorção de energia quase-estática e dinâmica de perfis de Kevlar/epóxi (Kindervater, 1983 *apud* Jacob

et al., 2002). Schmuesser & Wicklife (1987) *apud* Jacob *et al.* (2002) reportaram uma diminuição superior a 30% na absorção de energia de perfis impactados de carbono/epóxi, vidro/epóxi e Kevlar/epóxi com disposição de fibras de $[0_2 \pm 45]_S$ quando comparada com os resultados obtidos de testes quase-estáticos.

Um estudo realizado por outro autor considerou o efeito da velocidade de teste na capacidade de absorção de energia em perfis de resina epóxi reforçados com fibra de vidro e com de fibra de carbono (Ramakrishna, 1995). A absorção de energia específica de ambos os tipos de compósito diminuiu em 20% com a variação das condições de teste de quase-estático para impacto. Isso foi atribuído à diminuição da G_{IC} dos materiais compósitos com o aumento da velocidade de teste. Uma diminuição na G_{IC} significa menor resistência ao trincamento longitudinal da parede do perfil e conseqüentemente menor absorção de energia.

Mamalis *et al.* (2005) compararam o comportamento de perfis carbono/epóxi sob esmagamento quase-estático e dinâmico. Os ensaios de compressão quase-estáticos foram realizados a uma taxa de deformação de $2,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Os ensaios dinâmicos foram realizados a uma taxa de deformação 20 s^{-1} . Os autores concluíram que o pico de força compressiva e a capacidade de absorção de energia são afetados positivamente com o incremento da taxa de deformação. O valor do pico da força e da absorção de energia dos perfis testados no modo quase-estático foram 70% e 54%, respectivamente, dos valores correspondentes obtidos nos testes dinâmicos.

Em resumo, o efeito de cada parâmetro particular (tipo de fibra, tipo de matriz, orientação da fibra, geometria da amostra, condições de processamento, conteúdo de fibra, e velocidade de teste) na absorção de energia de um material compósito, pode ser resumido como (Jacob *et al.*, 2002):

a) Tipo de fibra

A densidade das fibras do reforço tem muita relação com as características de absorção de energia dos materiais compósitos. Conforme a densidade da fibra diminui de um valor elevado a um valor baixo, a energia específica dos perfis reforçados com fibra aumenta. Perfis reforçados com fibra de carbono apresentam maior capacidade de absorver energia que perfis reforçados com outras fibras. Essa absorção de energia superior é um resultado direto da baixa densidade dos materiais reforçados com fibras de carbono, já que

a absorção de energia é definida como a razão da tensão média de esmagamento e a densidade do compósito. Perfis reforçados com fibras com elevada deformação na falha normalmente resultam em elevadas propriedades de absorção de energia. Mudanças no módulo da fibra afetam a capacidade de absorção de energia em menor grau do que a deformação de falha, em materiais diferentes com mesmo modo de falha.

b) Tipo de matriz

No que diz respeito à capacidade de absorção de energia de materiais de matriz termoplástica reforçados com fibra pode ser concluído que: uma elevada resistência à fratura interlaminar (G_{IC}) da matriz termoplástica aumenta a capacidade de absorção de energia do material compósito. Também, um aumento na deformação de falha da matriz originará elevadas capacidades de absorção de energia em reforços frágeis. Contrariamente, a absorção de energia de materiais reforçados com fibras dúcteis diminui com o aumento da deformação de falha da matriz. O papel das matrizes de resinas termofixas na absorção de energia não está claro e novos estudos são essenciais.

c) Orientação da fibra

No que diz respeito aos efeitos da orientação da fibra, para melhorar a capacidade de absorção de energia de um material compósito, a orientação da fibra precisa produzir:

- aumento no número de fibras fraturadas;
- aumento na deformação do material;
- aumento na rigidez axial do material compósito;
- aumento no suporte lateral das fibras axiais.

d) Geometria da amostra

No que diz respeito às dimensões do perfil pode-se dizer que elas influenciam os mecanismos de fratura e esses mecanismos são determinantes para a capacidade de absorção de energia dos perfis de compósito. Para uma determinada orientação de fibras, a energia específica segue a ordem circular > quadrada > retangular.

e) Condições de processamento

A dependência da resistência à fratura de materiais compósitos semicristalinos termoplásticos da taxa de resfriamento é originada pela variação na capacidade de absorção de energia da matriz com a taxa de resfriamento. A resistência à fratura aumenta com o

aumento da taxa de resfriamento e conseqüentemente origina um aumento na capacidade de absorção de energia. Não foram encontrados na literatura estudos sistemáticos do efeito das condições de processamento na absorção de energias de perfis de compósitos de resinas termofixas.

f) Conteúdo de fibra

Um aumento no conteúdo de fibras nem sempre melhora a capacidade de absorção de energia. Conforme a fração volumétrica de fibras aumenta, o volume da matriz entre as fibras diminui. Isso provoca uma redução na resistência interlaminar do compósito. Conforme a resistência interlaminar diminui, as trincas interlaminares se formam em níveis de tensão menores, resultando em uma redução da capacidade de absorção de energia. Também, conforme a fração volumétrica de fibras aumenta, a densidade do compósito também aumenta, o que resulta em uma redução na E_S . Em alguns casos, a absorção de energia específica aumenta com o conteúdo de fibra. A geração de grandes superfícies devido ao descolamento na interface fibra/matriz resulta em um aumento da capacidade de absorção de energia.

g) Velocidade de teste

Observam-se na literatura resultados conflitantes com relação à influência da velocidade de aplicação da força na capacidade de absorção de energia. Entretanto, sabe-se que a capacidade de absorção de energia é uma função da velocidade de teste quando a resposta mecânica do mecanismo de esmagamento é uma função da taxa de deformação. A taxa na qual a estrutura é carregada tem um efeito no comportamento do material e também na resposta estrutural da amostra. Para baixas taxas de deformação, a capacidade de absorção de energia de deformação das fibras e a configuração geométrica da amostra são muito importantes para a resistência ao impacto de compósitos.

2.2 VISCOELASTICIDADE

2.2.1 Caracterização viscoelástica de materiais

Alguns projetos estruturais consideram somente as propriedades elásticas dos materiais. Porém, muitos materiais apresentam comportamento viscoelástico. Os polímeros, por exemplo, apresentam comportamento viscoelástico e, conseqüentemente, materiais compósitos de matriz polimérica podem também apresentar comportamento viscoelástico considerável (Melo & Radford, 2003). Os materiais viscoelásticos exibem

características elásticas e de amortecimento. O amortecimento está relacionado a dissipação de energia durante a deformação dinâmica, essencial para o projeto e análise de alguns tipos de estruturas avançadas, especialmente quando o controle de vibração e ruído é parâmetro crítico de projeto.

Algumas estruturas requerem valores específicos de amortecimento como critério fundamental de projeto. Este é o caso de estruturas nas quais a estabilidade dinâmica e exatidão de posicionamento são requisitos importantes. O amortecimento é também um parâmetro significativo para fadiga e resistência ao impacto (Saravanos & Pereira, 1992). Nos casos de projetos onde se requer amortecimento especificado, a informação acerca das propriedades elásticas dos materiais é muito importante, mas não suficiente. Assim, a caracterização dinâmica do material torna-se necessária.

Variações no amortecimento podem ser também utilizadas potencialmente como meio para entender problemas relacionados ao processamento de materiais e para monitorar danos estruturais (Mantena, *et al.*, 1986; Radford, *et al.*, 1995; Mantena & Gibson, 1995; Chattopadhyay & Kim, 1999). Dano por fadiga em estruturas de compósitos reforçados com fibras é, em geral, o resultado de uma complicada interação entre diferentes mecanismos de dano, os quais envolvem trincas na matriz, ruptura de fibras, descolamento fibra/matriz, delaminação, ou uma combinação complexa desses (Chen & Harris, 1993; Gamstedt & Talreja, 1999). Assim, uma solução analítica para prever danos pode se tornar muito complicada para propósitos práticos. Uma abordagem diferente, e talvez mais realista, é a avaliação do dano mediante monitoramento das alterações nas propriedades do material, como, por exemplo, no amortecimento.

Como no estudo das propriedades elásticas, modelos com base em micromecânica para gerar propriedades viscoelásticas têm sido também investigados. Em um trabalho orientado para gerar propriedades de materiais para implementação de modelos mecânicos, uma metodologia micromecânica para a previsão das propriedades de amortecimento de compósitos foi desenvolvida (Saravanos & Chamis, 1990). Contudo, as propriedades da fibra e da matriz precisam ser determinadas para que o modelo seja testado e aplicado. Além disso, nos modelos baseados em micromecânica, torna-se complicada a incorporação dos efeitos da temperatura e frequência nas propriedades viscoelásticas. Isso se deve ao fato da temperatura afetar não só as propriedades dos materiais constituintes, mas também

a interface fibra/matriz, a qual tem um importante papel no comportamento mecânico do material (Brantseva, *et al.*, 1999, Jeng & Chen, 1999, Gaertner *et al.*, 1999). Com relação a frequência, seria necessário se determinar a dependência da frequência das propriedades das fases constituintes. Conseqüentemente, outras metodologias são necessárias para incorporar estes efeitos.

Por outro lado, se modelos com base em micromecânica apresentam limitações, propriedades dinâmico-mecânicas válidas para materiais compósitos são difíceis de serem obtidas experimentalmente (Gibson, 1994). Métodos de teste de vibração livre e forçada e também experimentos envolvendo propagação de onda têm sido utilizados para determinar as propriedades dinâmicas de compósitos. Um dos métodos que utilizado para caracterização de vigas e placas de compósito mede a resposta ao impulso de frequência (Suarez *et al.*, 1984; DeWilde *et al.*, 1984; Suarez & Gibson, 1987; Deobald & Gibson, 1988; Crane & Gillispie, 1992; Ayorinde & Gibson, 1993; Jeong *et al.*, 1995). Esse método tem sido citado como de resposta rápida e relativamente simples (Ayorinde *et al.*, 1993; Gibson, 1994) quando comparado com outras técnicas. Testes ultra-sônicos não-destrutivos são uma ferramenta reconhecida para o monitoramento de defeitos de materiais compósitos e têm sido também aplicados na caracterização elástica e viscoelástica (Smith, 1972; Gieske & Allred, 1974; Hosten, 1991; Rokhlin & Wang, 1992; Chimenti, 1997).

As propriedades viscoelásticas são normalmente determinadas mediante medições do módulo de armazenamento e do fator de perda ($\tan \delta$), este último associado ao amortecimento. As normas ASTM D 4065-95, D5023-99, D 5026-95a, proporcionam formas para determinar as propriedades dinâmico mecânicas de plásticos e compósitos, mediante a aplicação de várias técnicas de testes de vibração e respectivos equipamentos de testes. Devido à alta rigidez dos componentes de compósitos reforçados com fibras, os modos de flexão e torção são as técnicas de vibração mais frequentemente utilizadas.

A caracterização viscoelástica de um material por meio de excitação senoidal tem sido empregada com equipamentos de ensaio universal como MTS (Zhang *et al.*, 2001) e também equipamentos padrão de Análise Dinâmico Mecânica (DMA) (Reed, 1980; Gill, 1983; Sichina & Gill; 1987; Gibson, 2000). Equipamentos comerciais de DMA oferecem excelente controle de temperatura e permitem caracterização do material de forma rápida e em amplas faixas de temperatura e frequências.

2.2.2 Análise dinâmico mecânica

A Análise Dinâmico Mecânica (DMA), também denominada Análise Térmica Dinâmico Mecânica (DMTA), é uma técnica experimental, que permite a análise da resposta do material a uma determinada excitação dinâmica aplicada. A DMA é uma técnica de investigação amplamente aceita na indústria de polímeros para a determinação das propriedades do material como viscosidade, módulo e coeficiente de amortecimento, proporcionando informações importantes sobre, por exemplo, a cura de resinas termofixas (Shim *et al.*, 1996) ou o envelhecimento de termoplásticos (Menard, 1999).

Recentemente essa metodologia tem ganhado interesse como uma ferramenta para investigação das propriedades mecânicas de compósitos (Reed, 1980; Gill, 1983; Sichina & Gill, 1987; Gibson, 2000; Melo & Radford, 2001). A DMA tem também sido descrita como uma ferramenta importante para o estudo das propriedades viscoelásticas no processamento de *prepregs* (Seferis & Buehler, 1998) e para fornecer informações relativas ao processo de envelhecimento de compósitos poliméricos reforçados com fibra (Chung & Seferis, 1998). O método proporciona resultados rápidos e confiáveis utilizando quantidades muito pequenas de material, as quais podem, em alguns casos, serem retiradas diretamente da peça.

Equipamentos de testes de DMA oferecem excelente controle de temperatura e atmosfera. O tamanho reduzido da amostra utilizada contribui para a distribuição uniforme de temperatura através da amostra, o que é difícil de se obter com grandes dimensões. As medições são geralmente realizadas em ar ou gás inerte (por exemplo nitrogênio). Equipamentos modernos de DMA oferecem também a capacidade de analisar materiais imersos em líquidos (Lavanga, 1998). Esse procedimento permite a investigação do efeito de produtos químicos nas propriedades mecânicas.

Uma amostra de um material viscoelástico submetida a uma tensão senoidal (Fig. 2.13) se deforma também de forma senoidal. Esse comportamento pode ser reproduzido se o material é deformado na região viscoelástica linear. Para cada ponto da curva, pode-se determinar a tensão aplicada como (Menard, 1999)

$$\sigma = \sigma_0 \text{sen } \omega t \quad (2.8)$$

onde σ_0 é a amplitude de tensão, ω é a frequência de oscilação e t é o tempo.

Existem dois limites de comportamento viscoelástico do material: elástico e viscoso. O material com comportamento elástico ou Hookeano responderá elasticamente a tensão oscilatória. A deformação a cada instante pode ser escrita como:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E} \text{sen } \omega t \quad (2.9)$$

onde E é o módulo de Young. Uma vez que na região linear, σ e ε são relacionados linearmente por E , pode-se escrever que

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 \text{sen } \omega t \quad (2.10)$$

onde ε_0 é a amplitude de deformação. Neste caso, as curvas de tensão e de deformação estão em-fase.

No outro extremo, quando o material apresenta comportamento viscoso, a tensão é proporcional à taxa de deformação, dada pela primeira derivada da deformação em relação ao tempo. Assim, pode-se escrever o termo para a resposta viscosa em termos da taxa de deformação como,

$$\sigma(t) = \eta \frac{d\varepsilon}{dt} = \eta \omega \varepsilon_0 \cos(\omega t) \quad (2.11)$$

ou

$$\sigma(t) = \eta \omega \varepsilon_0 \text{sen}(\omega t + \pi/2) \quad (2.12)$$

onde η é a viscosidade do material.

Portanto, neste caso existe uma diferença de fase entre tensão e deformação de $\pi/2$. O comportamento viscoelástico é um caso intermediário entre os limites elástico e viscoso. A diferença de fase entre a curva de tensão aplicada e a deformação resultante é um ângulo δ (Fig. 2.13). Assim:

$$\sigma(t) = \sigma_0 \text{sen}(\omega t + \delta) \quad (2.13)$$

Numa análise típica de DMA, uma força periódica ou deslocamento é aplicado a uma amostra e, o deslocamento resultante ou a força, são medidos. Quando o material mostra uma natureza viscoelástica, a excitação aplicada e a resposta medida são defasadas como mostrado na figura 2.13.

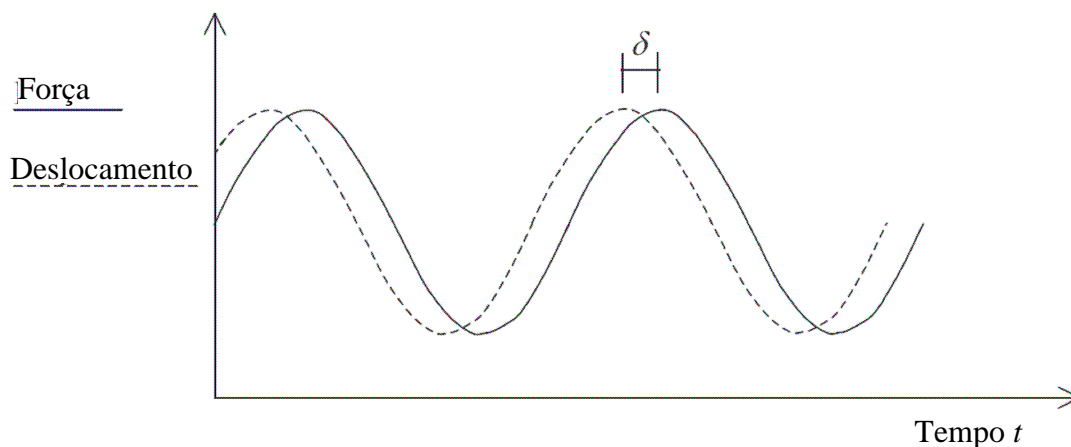


FIGURA 2.13 – Dados típicos medidos em DMA (adaptado de Melo, 2002).

Assim, a tensão pode ser decomposta em duas componentes: uma em fase com a deformação e a outra defasada de 90° da deformação. Dividindo-se as componentes da tensão pelas componentes correspondentes da deformação, duas componentes do módulo podem ser obtidas: uma componente em fase (módulo de armazenamento) e uma componente defasada (módulo de perda). A componente do módulo de armazenamento (real), é relacionada ao módulo elástico do material enquanto a componente do módulo de perda (imaginária) é relacionada ao comportamento viscoso. A resultante das duas componentes é denominada de módulo complexo, E^* (Fig. 2.14). Para um material totalmente elástico a tensão está em fase com a deformação e para um material totalmente viscoso, a tensão está defasada de 90° .

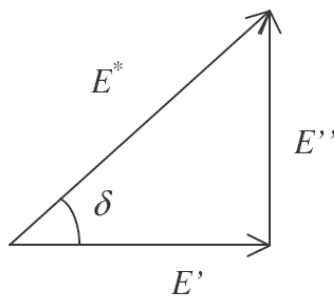


FIGURA 2.14 – Representação dos componentes do módulo complexo (adaptado de Melo, 2002).

onde:

E^* = Módulo complexo

E' = Módulo de armazenamento

E'' = Módulo de perda

e

$$\begin{aligned} E^* &= E' + iE'' \\ E^* &= E'(1 + i \tan \delta) \end{aligned} \quad (2.14)$$

onde:

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (2.15)$$

A análise dinâmico-mecânica é uma ferramenta muito utilizada para investigar as propriedades de materiais relacionadas à temperatura e/ou frequência. Na DMA, as propriedades do material são medidas a cada ciclo de excitação aplicado. Por essa razão, se a temperatura é variada a uma pequena taxa, comparada com a taxa de excitação cíclica, de tal maneira que a variação de temperatura dentro de um ciclo não seja significativa, as propriedades do material podem ser registradas em função da temperatura. Os dados típicos de DMA, analisados em um teste de varredura de temperatura são apresentados na figura 2.15.

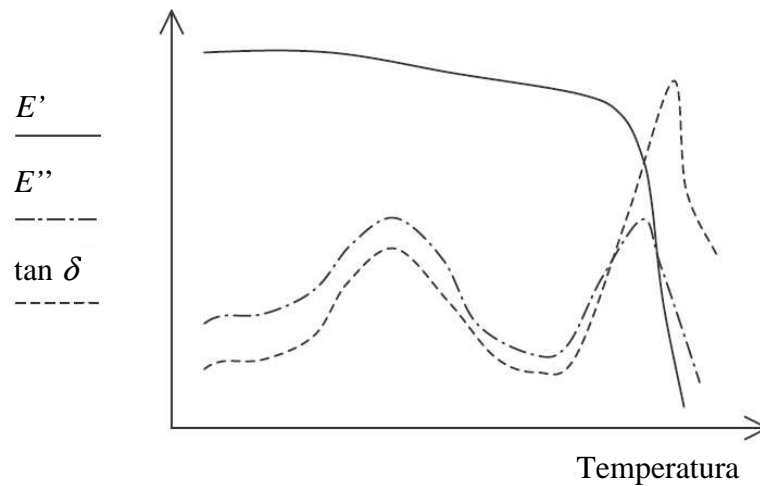


FIGURA 2.15 – Propriedades medidas por DMA relacionadas à temperatura (adaptado de Melo, 2002).

Uma metodologia similar pode ser utilizada para estudar a dependência das propriedades do material com a frequência de excitação (Fig. 2.16). Nesse caso, a taxa de variação de frequência precisa ser pequena quando comparada com a frequência e excitação.

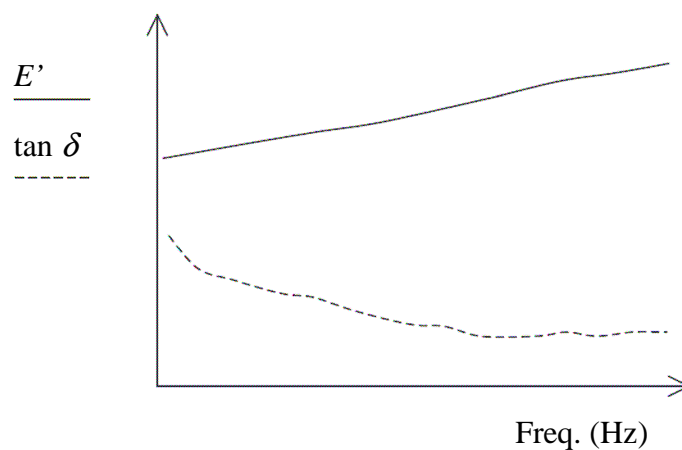


FIGURA 2.16 – Dependência da frequência das propriedades viscoelásticas (adaptado de Melo, 2002).

O módulo dinâmico determinado por DMA é normalmente baseado no pico de tensão e pico de deformação, para a resposta do material a uma onda senoidal. É portanto diferente do módulo de elasticidade de um material, ou módulo de Young, frequentemente

utilizado em aplicações de engenharia, que representa a inclinação de uma curva tensão-deformação de um material deformado a uma taxa constante. Além disso, propriedades do material medidas por DMA dependem da frequência de medição, a qual deve ser sempre especificada juntamente com os dados coletados, para propósitos de comparação com outras técnicas (Fig. 2.17).

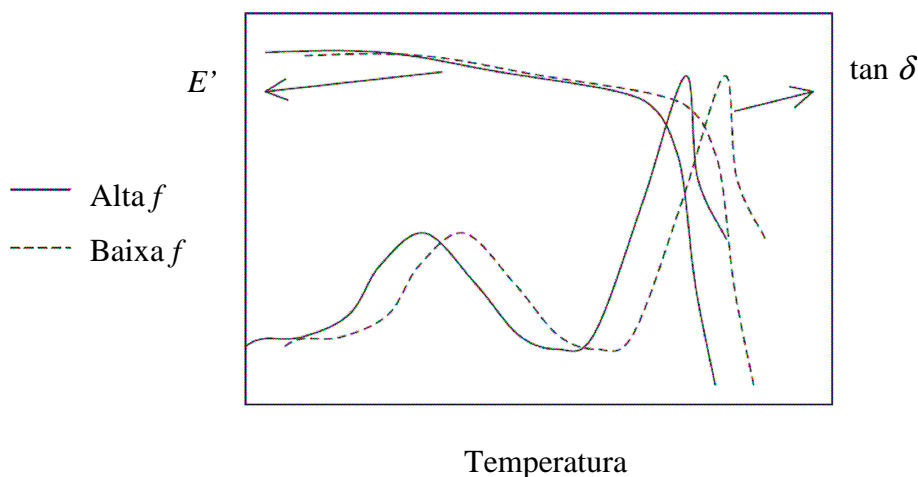


FIGURA 2.17 – Dependência da frequência na varredura de temperatura no DMA (adaptado de Melo, 2002).

Os equipamentos de DMA oferecem diferentes geometrias de teste. As mais comuns são tração, compressão, cisalhamento simples, e flexão. A escolha da geometria de teste é normalmente definida pelo tipo de informação desejada e também pela rigidez do material a ser testado. Para materiais reforçados com fibra, o modo de flexão é a geometria mais utilizada devido à elevada rigidez, a qual limita severamente a deformação em testes de tração.

Em um exemplo de aplicação de DMA em compósitos, a técnica foi utilizada para estudar as propriedades de compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de polietileno de módulo ultra-elevado (UHMPE) (Andreopoulos & Tarantili, 1998). Testes de DMA foram realizados em amostras de compósitos de matriz epóxi com fibras não-tratadas, fibras com tratamento superficial tipo corona, e fibras com tratamento superficial tipo calandra. Os autores concluíram que as variações de $\tan \delta$ mostradas indicam que as fibras UHMPE tratadas apresentam interface mais forte com a matriz de epóxi. Quando a

amostra é submetida a carregamento cíclico, ocorrerá maior fricção interfacial caso a aderência fibra/matriz seja fraca. A energia dissipada na interface fibra/matriz reflete em um aumento no valor de $\tan \delta$ (Fig. 2.18). Assim, a energia dissipada na interface é relacionado com o grau de aderência fibra/matriz.

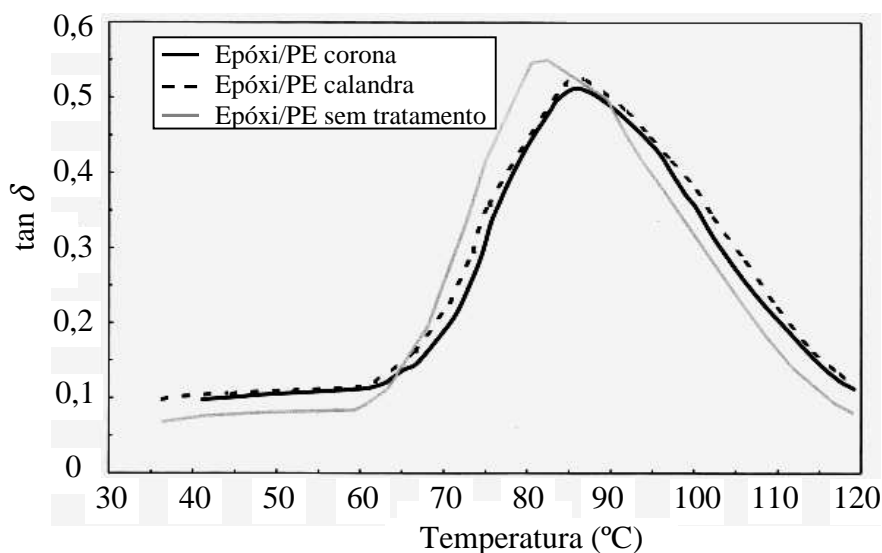


FIGURA 2.18 – Curvas $\tan \delta$ vs. temperatura para compósitos contendo 50% de fibra (adaptado de Andreopoulos & Tarantili, 1998).

2.3 PROPRIEDADES DOS POLÍMEROS

Metodologias tradicionais de projeto de componentes estruturais são muitas vezes fundamentadas em propriedades de materiais como o módulo elástico e resistência à tração. Em muitos casos, essas propriedades são obtidas diretamente da literatura, ao invés de serem medidas experimentalmente, e aplicadas no projeto com um fator de segurança apropriado. Esse procedimento tem sido aceito e utilizado, especialmente em projetos com metais. Porém, o mesmo procedimento pode não ser adequado quando o projeto envolve materiais poliméricos. As propriedades mecânicas dos polímeros são muito sensíveis a variações na formulação, temperatura, umidade, taxa de carga, etc. Apesar dos metais serem também afetados por alguns dos fatores listados anteriormente, são menos sensíveis às variações, e as alterações no comportamento mecânico são usualmente bem documentadas e, conseqüentemente, podem ser incluídas no projeto, sem a necessidade de testes adicionais.

Como materiais viscoelásticos, os polímeros são significativamente afetados pela temperatura e a taxa de carga aplicada. O efeito da temperatura no módulo e no

amortecimento dos polímeros é freqüentemente obtido por meio da técnica de Análise Dinâmica Mecânica. Em geral, o módulo diminui com um incremento da temperatura. Esse comportamento é muito mais pronunciado na região de transição vítrea, T_g , onde o comportamento do material passa de vítreo para elastomérico, e onde uma considerável queda do módulo é observada com o aumento da temperatura. A redução no módulo é também seguida por uma redução na resistência mecânica e um considerável aumento na deformação de falha. A taxa de carregamento produz um efeito oposto ao da temperatura. Em altas freqüências, as moléculas têm menos tempo para responder e a resposta do material é vítrea (Duncan, 1999). Assim, um incremento na taxa de carregamento produz um aumento no módulo medido, enquanto a deformação de falha e a resistência diminuem.

Outros fatores ambientais podem produzir também um importante efeito no comportamento do material. A umidade absoluta reduz a rigidez e incrementa o amortecimento em polímeros e compósitos poliméricos (Rehfield *et al.*, 1982; Gibson, 1994; Browning *et al.*, 1997; Gibson, 2000). Normalmente, o aumento no amortecimento é muito mais pronunciado do que a diminuição no módulo, como resultado do aumento da umidade absoluta. Compósitos reforçados com fibras curtas mostram-se mais afetados pela umidade absoluta do que os compósitos de fibra contínua.

2.3.1 Relação estrutura-propriedades em polímeros.

Uma ampla variedade de comportamentos tensão-deformação pode ser observada em polímeros. Enquanto, os polímeros termoplásticos podem apresentar elevada ductilidade, os polímeros termofixos apresentam deformação plástica limitada, ou comportamento frágil (Fig. 2.19).

O comportamento tensão-deformação de polímeros é altamente dependente da estrutura molecular. Parâmetros como peso molecular, grau de cristalinidade e grau de reticulação influenciam as propriedades mecânicas dos polímeros. Quando um polímero sólido é tensionado, as longas cadeias moleculares flexíveis, se movem, umas em relação às outras (Fig. 2.20), tornando mais alinhadas as porções retorcidas, com o estiramento e rotação das ligações moleculares (Moore & Kline, 1984). Esses rearranjos moleculares acontecem em várias escalas moleculares e de tempo. Os rearranjos de escala local (dobramentos e torções que sofrem as moléculas) são mais rápidos, enquanto os movimentos de grande escala são muito lentos (Wineman & Rajagopal, 2000; 2002, Ferry, 1961). Os

mecanismos de deformação podem incluir também deslizamentos de cadeia, onde os segmentos de cadeias moleculares deslizam, uns em relação aos outros. Essa resposta envolve dissipação de energia e gera amortecimento no material (Graesser & Wong, 1992). Um dos modelos utilizados para descrever os movimentos de vários segmentos das moléculas é mostrado na figura 2.21 (Menard, 1999).

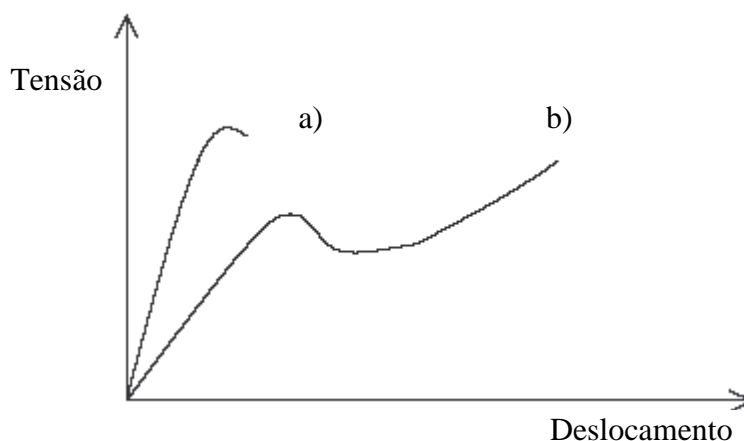


FIGURA 2.19 – Comportamento tensão deformação dos polímeros a) Alto módulo baixa tenacidade b) Baixo módulo alta tenacidade (adaptado de Melo, 2002).

O amortecimento e o módulo dos polímeros são afetados pelo grau de cristalinidade já que, nos arranjos cristalinos, as cadeias moleculares estão mais próximas umas das outras, fortalecendo as interações intermoleculares e dificultando os movimentos das moléculas adjacentes. Assim, em polímeros cristalinos, o módulo de elasticidade e a tensão de escoamento aumentam com o aumento no grau de cristalinidade (Menard, 1999). A perda principal neste caso é na diminuição da ductilidade.

O grau de reticulação também afeta o módulo elástico e o amortecimento (Gibson, 2000). As reticulações moleculares restringem o deslizamento entre as moléculas. Nesse caso, as moléculas tensionadas permitem um deslizamento relativo somente nas regiões entre as reticulações. Porém, uma vez que essas regiões são alinhadas, não será mais permitido o deslizamento. Assim, a deformação de falha de termofixos é, normalmente, muito menor que em termoplásticos devido as reticulações. Os polímeros reticulados mostram um comportamento muito particular em testes de fluência com uma região de equilíbrio horizontal uma vez que as reticulações não permitem o escoamento. Um efeito

similar é originado pelo incremento do peso molecular uma vez que as cadeias mais longas aumentam o grau de entrelaçamento, que se comporta como reticulações temporárias (Melo, 2002).

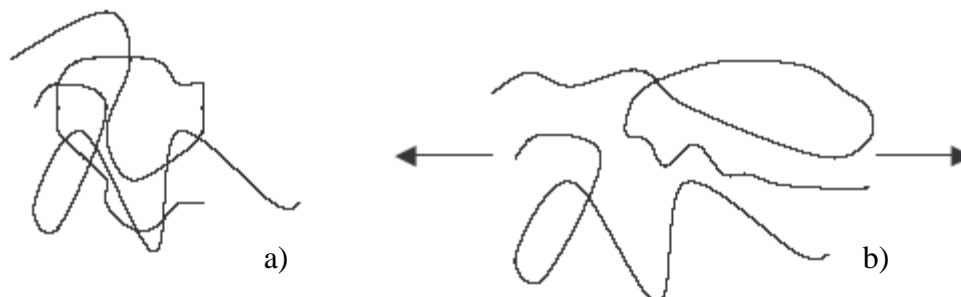


FIGURA 2.20 – Rearranjos moleculares durante a deformação de um polímero a) Sem tensão b) Tensionado (adaptado de Melo, 2002).

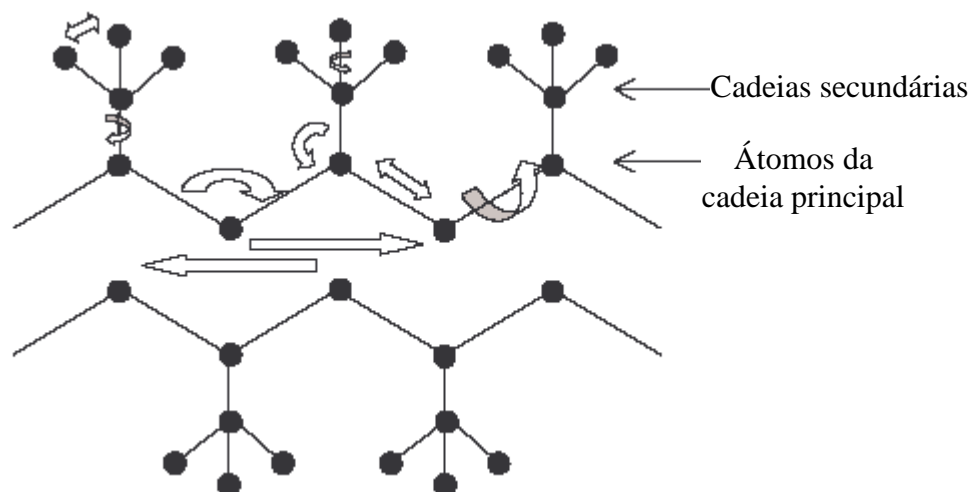


FIGURA 2.21 – Modelo de manivela para os rearranjos moleculares (adaptado de Melo, 2002).

2.3.2 Transições de temperatura em polímeros.

O conceito de volume livre, v_f , é frequentemente utilizado para explicar as transições de temperatura em polímeros. O volume livre é definido como a diferença entre o volume de uma determinada massa de polímero e o volume ocupado pelas cadeias poliméricas. Assim, o volume livre representa, o espaço vazio disponível para o movimento das moléculas.

Conforme o volume livre aumenta, a mobilidade de vários segmentos de moléculas também aumenta resultando em módulos menores (Menard, 1999).

Em temperaturas muito baixas, as moléculas estão empacotadas no polímero sólido, com um espaço livre menor. Conforme a temperatura se incrementa, o material se expande, aumentando o volume livre, e permitindo pequenos movimentos dos átomos da cadeia principal e das cadeias secundárias. Essas transições são chamadas de transições gama, T_γ , e são detectadas em ensaios de DMA com varredura de temperatura como uma pequena queda no módulo de armazenamento e um pequeno pico no $\tan \delta$ (Menard, 1999).

Conforme a temperatura continua aumentando, o material experimenta a transição beta, T_β , onde movimentos localizados de pequenos grupos de átomos da cadeia principal, e movimentos maiores das cadeias secundárias são permitidos. Esses movimentos têm sido relacionados à tenacidade dos polímeros (Gordon, 1971; Yee & Smith, 1981). Estudos com nylon 6/6 de alto impacto e baixo impacto mostraram que, na T_β , o polímero de maior resistência ao impacto exibe uma maior área sob a curva $\tan \delta$ (Menard, 1999). Outras investigações têm relacionado a transição beta com o amortecimento de vibrações (Nelson, 1994). Contudo, apesar da transição beta ser frequentemente associada com a tenacidade, esta não necessariamente é um indicador de tenacidade (Heijboer, J., 1977).

Com um aumento adicional de temperatura, o material experimenta a transição alfa, onde são permitidos movimentos de grandes segmentos de cadeias moleculares (Menard, 1999). Essa transição alfa é relacionada com a temperatura de transição vítrea, T_g . Nesse estágio, a resposta mecânica do material muda de vítrea para elastomérica. A temperatura de transição vítrea é uma propriedade muito importante do material, onde alterações significativas nas propriedades físicas e mecânicas acontecem, e conseqüentemente, se torna um parâmetro essencial de projeto. A T_g pode representar a temperatura superior de uso do material para aplicações onde são requeridas dureza e resistência mecânica, enquanto pode ser o limite inferior para o uso de algumas borrachas.

As relaxações observadas nas transições T_g e sub- T_g (T_γ e T_β), só acontecem nas regiões amorfas do polímero. Por essa razão, um polímero completamente cristalino não apresenta transições T_g ou sub- T_g . Para polímeros semicristalinos, apesar dos cristais

permanecerem rígidos na T_g , as regiões amorfas são afetadas, alterando o módulo e amortecimento. Polímeros amorfos são mais rígidos em temperaturas abaixo da T_g e aumentam o comportamento fluido acima da T_g , como resultado da diminuição da viscosidade com o aumento da temperatura. Se os polímeros amorfos são também reticulados, um comportamento elastomérico é observado acima da T_g , uma vez que as reticulações previnem o deslizamento entre as cadeias moleculares.

Se a temperatura é aumentada ainda mais, acima da T_g , o material finalmente atinge a temperatura de fusão, T_m , onde o volume livre alcançado permite que as cadeias de moléculas deslizem entre si, desde que o polímero não seja reticulado. Na T_m , o material flui, como resultado de deslizamentos significativos entre cadeias. Os polímeros de maior peso molecular requerem um maior volume livre para os movimentos das cadeias, e conseqüentemente, se fundem em temperaturas mais elevadas. Para os termofixos, o deslizamento de cadeia é impedido pelas ligações cruzadas e assim, o material não funde. Nesses casos, as temperaturas elevadas podem originar degradação térmica.

Para a determinação das temperaturas de transição, a técnica de DMA é muito mais sensível do que outras técnicas de análise térmica como Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) ou Análise Térmica Diferencial (DTA). Durante um ensaio de varredura de temperatura em um DMA, a T_g é a temperatura na qual o amortecimento ($\tan \delta$) apresenta um pico e o módulo de armazenamento diminui substancialmente. Na figura 2.22 são mostradas as características observadas em uma varredura de temperatura de um polímero semicristalino. Três métodos são utilizados para determinar a T_g em um ensaio de DMA (Fig. 2.23): o *onset* da queda de E' , o pico da curva de E'' , ou o pico de curva de $\tan \delta$. Os valores obtidos mediante cada um desses métodos podem variar consideravelmente, um do outro, no mesmo teste (Menard, 1999).

Em resumo, as propriedades dos polímeros são muito dependentes das condições de carregamento e ambientais. As transições de temperatura experimentadas pelos polímeros afetam diretamente as propriedades dos compósitos de matrizes poliméricas. Por essa razão, determinar o comportamento de compósitos na faixa de temperatura de serviço é essencial. A técnica de DMA tem sido bem sucedida para o estudo dos efeitos da temperatura e carregamento em polímeros e na caracterização de materiais compósitos poliméricos.

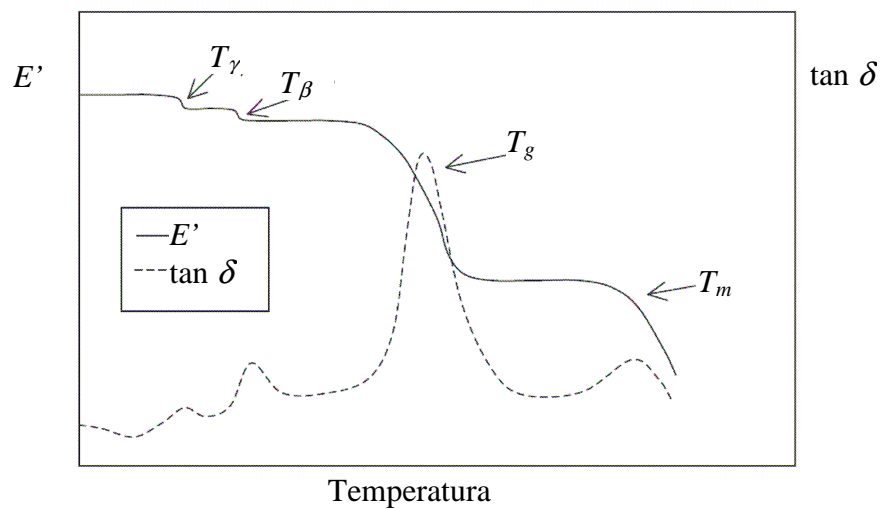


FIGURA 2.22 – Transições no módulo de armazenamento e amortecimento para um polímero semicristalino (adaptado de Melo, 2002).

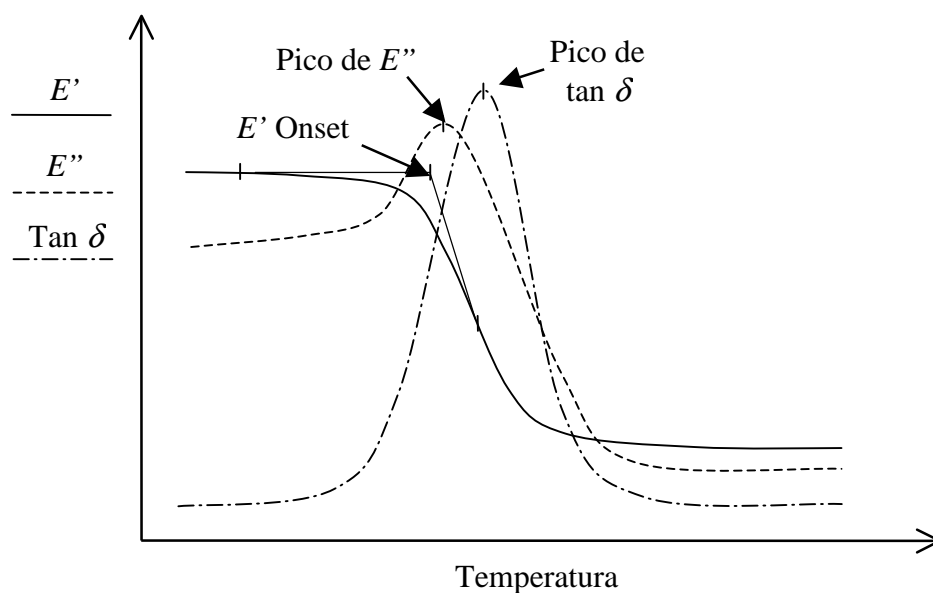


FIGURA 2.23 – Transição vítrea medida em DMA (adaptado de Villena & Melo, 2007).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 INTRODUÇÃO

No presente trabalho, perfis de compósito de fibra de vidro de seção transversal quadrada foram fabricados com três tipos de resina: epóxi, poliéster e ester vinílica. Os perfis foram produzidos pelo recobrimento de um mandril metálico com tecido de fibra de vidro pré-impregnado com resina. Para permitir o estudo dos efeitos da aplicação de vácuo na E_S e nas propriedades viscoelásticas de compósitos, somente metade dos perfis foi fabricada com aplicação de vácuo. O estudo da capacidade de absorção de energia foi realizado por meio ensaios de compressão axial quase-estática. As propriedades viscoelásticas foram caracterizadas por meio de ensaios de DMA, no modo de flexão. Este modo de sollicitação é o mais utilizado nos materiais reforçados com fibra devido ao elevado módulo desses materiais, que limita severamente a deformação em ensaios de tração.

3.2 MATERIAIS

A seguir são descritos os materiais utilizados para a fabricação dos perfis de compósito.

3.2.1 Resinas

Três tipos diferentes de resinas poliméricas foram utilizados na fabricação dos perfis. O principal critério para a escolha desses materiais foi o potencial de aplicação em compósitos estruturais. A preparação das três resinas é descrita a seguir:

I) Resina Epóxi

A resina epóxi Araldite LY 1564 Huntsman foi endurecida com Aradur 3416 Huntsman. Na preparação foi utilizada a proporção de 100:34 (Araldite LY 1546:Aradur 3416), em massa. Esta formulação resultou em um tempo de gel de aproximadamente 100 min.

II) Resina Poliéster

O processo de polimerização da resina de poliéster insaturada ortofitálica Novapol L-120 foi iniciado com Butanox M-50 (Peróxido de Metil Etil Cetona diluído em dimetil ftalato). Foi também utilizada Hidroquinona P.A. (Natfarma) como retardante de cura. A formulação utilizada, em massa, foi de 100:1:0,025 (Novapol L-120:Butanox M-50:Hidroquinona P.A.). Essa formulação resultou em um tempo de gel de aproximadamente 110 min.

III) Resina ester Vinílica

O processo de cura da resina ester vinílica Derakane 411-350 (Ara Ashland S.A.) foi iniciado com peróxido de Benzofila (BPO) em pó, com 98% de pureza (Natfarma). O BPO foi inicialmente combinado com monômero de estireno para facilitar a dissolução na resina. Foi também utilizada Dimetil Anelina (DMA) (Sigma Aldrich Brasil Ltda), como acelerador de cura. A formulação utilizada, em massa, foi: 100:0,05:0,75:1,25 (Derakane 411-350:DMA:BPO:monômero de estireno). Essa formulação resultou em um tempo de gel de aproximadamente 90 min.

3.2.2 Tecido de fibra de vidro

Para a confecção dos perfis foi utilizado tecido de fibra de vidro E, (*balanced plain weave*) bidirecional com gramatura de 120 g/m² (Fig. 3.1). A utilização deste tipo de tecido permite a orientação das fibras a 0/90° com relação ao eixo do perfil. Foi verificado junto ao fabricante do tecido (ICDER FIBER), que o tratamento de silanização aplicado é compatível com os três tipos de resina utilizados no presente trabalho.



FIGURA 3.1 – Tecido de fibra de vidro.

3.2.3 Molde

Um perfil de aço de seção transversal quadrada, com 50 mm de lado, com 600 mm de comprimento, foi utilizado como molde (Fig. 3.2). O molde apresenta vértices arredondados com um raio de aproximadamente 5 mm. A presença de vértices arredondados evita danos às fibras e facilita a desmoldagem dos perfis de compósito. Além disso, a concentração de tensões nos vértices é reduzida.



FIGURA 3.2 – Molde de aço para confecção dos perfis de compósito.

3.3 FABRICAÇÃO DOS PERFIS DE SEÇÃO TRANSVERSAL QUADRADA DE COMPÓSITO

Todos os perfis foram fabricados mediante o processo de recobrimento do molde com tecido pré-impregnado com resina, o qual foi posicionado para produzir uma orientação de $[0/90]_n$ com respeito ao eixo longitudinal do perfil. O tecido foi cortado em peças contínuas para produzir um total de 18 ou 30 camadas de vidro/resina. A quantidade de camadas foi determinada com base na espessura de parede do perfil desejada (~3 mm nos perfis fabricados sem aplicação de vácuo com 18 camadas e ~5 mm para perfis fabricados sem aplicação de vácuo com 30 camadas). Quatro perfis de 18 camadas foram fabricados para cada compósito estudado. Além destes, 4 perfis vidro/poliéster com 30 camadas, foram também fabricados. O objetivo destes perfis foi verificar se o modo de falha observado nos perfis com 18 camadas seria reproduzido em estruturas tubulares de mesmas dimensões internas, mas com maior espessura de parede. Além disso, dados de ensaios de DMA em corpos de prova com 18 e 30 camadas permitiram o estudo do efeito do aumento do número de camadas nas propriedades viscoelásticas do material

Metade dos perfis foi fabricada com aplicação de vácuo (100 kPa) e a outra metade foi produzida sem aplicação de vácuo (Fig. 3.3). Assim, tendo dois perfis para cada condição, a reprodutibilidade das propriedades utilizando o mesmo processo pôde ser verificada. A aplicação de vácuo auxilia na remoção do excesso de resina, de bolhas de ar presas no laminado e dos gases da reação. Além disso, a pressão externa auxilia na compactação do laminado melhorando as propriedades mecânicas do compósito (Zhou *et al.*, 2005; Melo *et al.*, 2008).

A espessura de parede obtida para os perfis com 30 camadas fabricados sem aplicação de vácuo (SV30) foi de 5,0 mm e 2,8 mm para os fabricados com aplicação de

vácuo (CV30). Já no caso dos perfis com 18 camadas, a espessura de parede foi de 3,0 mm e 1,75 mm, para perfis fabricados sem aplicação de vácuo (SV18) e com aplicação de vácuo (CV18), respectivamente. Os perfis fabricados no presente trabalho são apresentados na tabela 3.1.

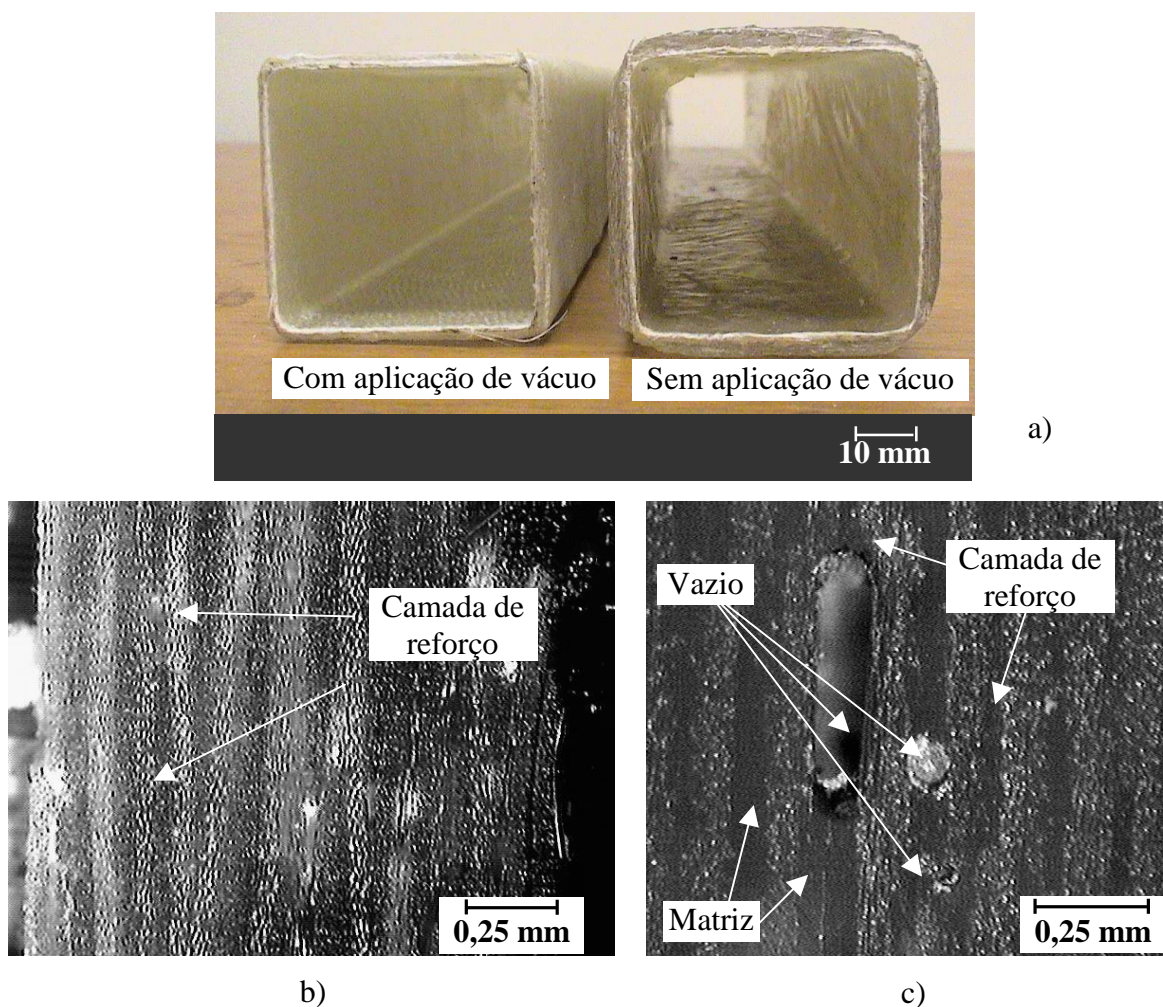


FIGURA 3.3 – a) Perfis fabricados com e sem aplicação de vácuo b) Micrografia de perfil fabricado com aplicação de vácuo, c) Micrografia de perfil fabricado sem aplicação de vácuo.

3.3.1 Preparação do molde

Para evitar a adesão dos perfis de compósito no molde e facilitar o processo de desmoldagem, cera de carnaúba foi aplicada na superfície do molde. Após a aplicação da cera, o molde foi envolvido com filme de terphane (Fig. 3.4), para também facilitar o processo de desmoldagem. Sobre o filme de terphane, foi aplicada novamente cera de carnaúba.

TABELA 3.1 – Perfis de seção transversal quadrada de compósito de polímero/fibra de vidro.

Compósito	Número de camadas	Processamento	
		Sem aplicação de vácuo	Com aplicação de vácuo
Vidro/epóxi	18	2 perfis	2 perfis
Vidro/poliéster	18	2 perfis	2 perfis
Vidro/poliéster	30	2 perfis	2 perfis
Vidro/éster vinílica	18	2 perfis	2 perfis

3.3.1 Laminação

Após a preparação do molde e da matriz, a peça de tecido de fibra vidro foi colocada em uma bandeja de plástico para impregnação com a resina. O tecido foi cortado de tal maneira que a orientação das fibras fosse de $0/90^\circ$ em relação ao eixo do molde. As dimensões das peças de tecido foram 500 x 3700 mm e 500 x 6600 mm, para produzir perfis com 18 e 30 camadas, respectivamente. O processo de impregnação foi auxiliado por um pincel com pressão manual para garantir a impregnação das fibras.

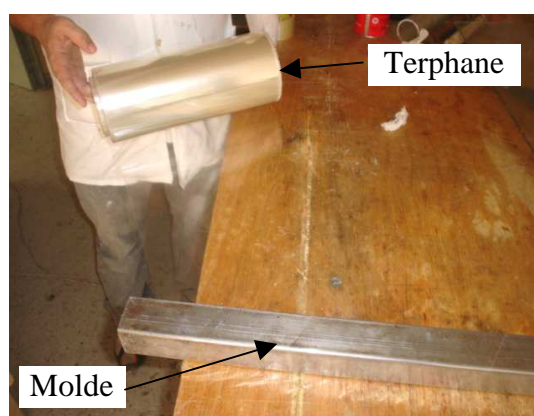


FIGURA 3.4 – Processo de preparação do molde.

Após a impregnação do tecido com resina polimérica, uma das extremidades foi estendida sobre uma placa de vidro de 700 x 600 mm e colocada no molde de maneira a coincidir com um dos vértices do perfil, previamente marcado (Fig. 3.5). O objetivo dessa marcação foi facilitar a contagem do número de camadas de tecido aplicadas no molde. Depois, o tecido impregnado com resina foi enrolado no molde, aplicando-se um

tensionamento manual para permitir uma melhor compactação das camadas de tecido, diminuição de vazios, e melhor uniformidade de parede do perfil. A posição do tecido foi cuidadosamente observada durante todo o processo para garantir a orientação das fibras em 0/90°. Após completadas as camadas desejadas (18 ou 30), o tecido foi cortado com um estilete.



FIGURA 3.5 – Processo de enrolamento tensionado.

3.3.2 Processo de cura

Após o processo de laminação, deu-se início o processo de cura da resina dos perfis de compósito. Todos os perfis foram curados em temperatura ambiente (aproximadamente 28 °C) por um período de 24 h. O processo de cura dos perfis, com e sem aplicação de vácuo, está descrito a seguir:

I) Perfis fabricados sem aplicação de vácuo

Após a laminação, os perfis fabricados sem aplicação de vácuo foram colocados em um mecanismo rotatório (Fig. 3.6), e mantidos girando a 34 rpm por 12 h, em temperatura ambiente. Dessa maneira, a cura da resina foi completada em constante rotação evitando que houvesse escoamento de resina para um dos lados da seção transversal o que resultaria em variações de espessura de parede dos perfis.

O dispositivo rotatório foi construído a partir de um mecanismo de moinho de bolas Groschopp tipo RM. Neste dispositivo, o mecanismo rotatório do moinho transmite o movimento de rotação para um disco de madeira de 280 mm de diâmetro, no centro do qual foi fixada uma das extremidades do molde. A extremidade oposta do molde foi

encaixada em uma haste vertical de madeira, cuja altura foi determinada de tal maneira que o perfil fosse posicionado horizontalmente. Após o período de 12 h de cura no dispositivo rotatório, os perfis foram mantidos em temperatura ambiente por mais 12 h para completar o processo de cura.

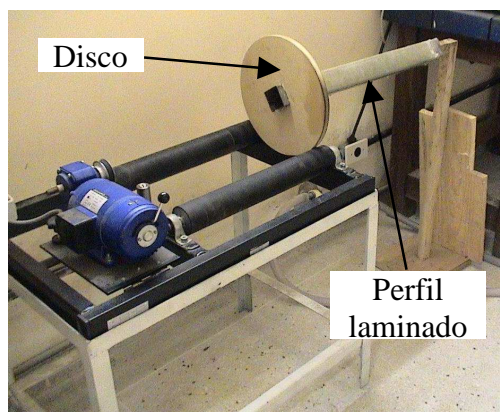


FIGURA 3.6 – Dispositivo rotatório para cura dos perfis sem aplicação de vácuo.

II) Perfis fabricados com aplicação de vácuo

Nos perfis fabricados com aplicação de vácuo, foi utilizado um saco de vácuo. Neste caso, após a laminação, foram colocadas duas camadas de um tecido de poliamida (nylon) na superfície do laminado (Fig. 3.7 a). Este tecido é facilmente removido do perfil após a cura e permite a passagem do excesso de resina e redução de vazios pela ação do vácuo.

Após a aplicação do tecido de nylon, foram colocadas três camadas de manta de lã acrílica (Fig. 3.7 b). A função desse material é garantir a aplicação de vácuo em toda a superfície e absorver o excesso de resina do laminado além de contribuir para redução do volume de vazios. O perfil envolto pelas camadas de tecido de nylon e lã acrílica foi colocado dentro de um saco de vácuo (Fig. 3.7 c) onde foi aplicada uma fita selante para garantir a completa vedação do saco durante a aplicação do vácuo. Antes da completa vedação, uma mangueira ligada à bomba de vácuo foi introduzida no saco de vácuo.

Finalmente, o saco de vácuo foi selado e a bomba de vácuo ligada (Fig. 3.7 d). Utilizou-se uma bomba de alto vácuo Ulvac Type GP-1S e o vácuo foi aplicado por um período de 12 h, em temperatura ambiente. Em todos os perfis foi utilizado vácuo de

aproximadamente 100 kPa. Nesse caso não houve necessidade de manter os perfis girando já que o processo com vácuo resultou em espessuras de parede com boa uniformidade (Apêndice E). Os perfis foram mantidos em temperatura ambiente por mais 12 h para completar o processo de cura.

3.3.3 Desmoldagem

Após completar o período de 24 h de cura, foi iniciado o processo de desmoldagem. Nesse processo os perfis de compósito foram retirados do molde com o auxílio de uma prensa hidráulica (Fig. 3.8). A carga foi aplicada cuidadosamente para evitar possíveis danos nos perfis laminados.

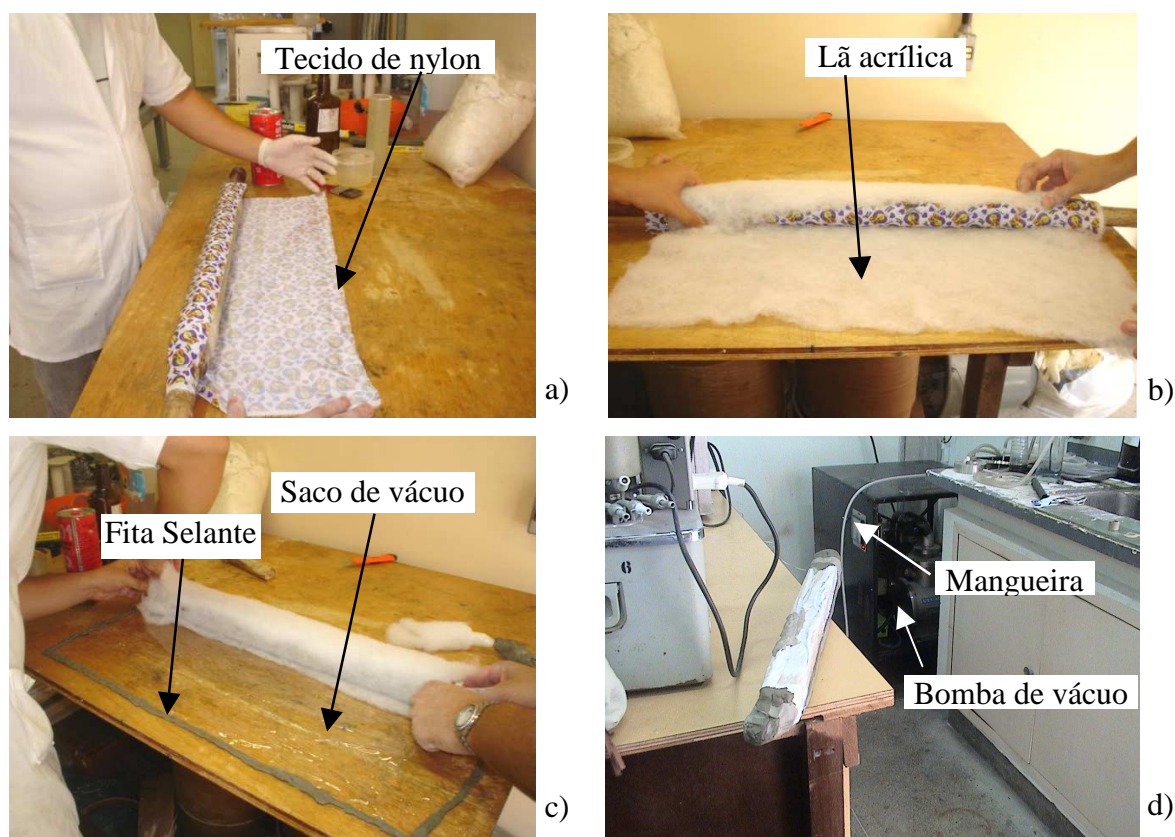


FIGURA 3.7 – a) Aplicação do tecido de poliamida, b) Aplicação da lã acrílica, c) Aplicação do saco de vácuo, d) Aplicação de vácuo.

3.3.4 Processo de pós-cura

Após a desmoldagem, os perfis de vidro/epóxi e de vidro/éster vinílico foram submetidos a pós-cura. O processo de pós-cura foi realizado a 100 °C, por um período de 2 h,

em uma estufa com circulação e renovação de ar Tecnal modelo TE-394/1. Nos perfis fabricados com resina de poliéster não houve necessidade de pós-cura.



FIGURA 3.8 – Desmoldagem dos perfis.

3.4 ANÁLISES DE CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)

Amostras de cada compósito foram coletadas para verificação da cura das resinas poliméricas, através de análises de calorimetria exploratória diferencial (DSC). As análises foram realizadas em um equipamento SHIMADZU DSC-60A e seguiram as recomendações da norma ASTM D3418. As amostras foram encapsuladas em um porta-amostras de alumínio e os testes foram conduzidos em atmosfera de nitrogênio, a uma taxa de aquecimento de 10 °C/min, na faixa de temperatura de 30 °C até 100 °C acima da T_g de cada polímero. Após a primeira varredura, uma segunda varredura foi realizada, nas mesmas condições da primeira, para verificar se o incremento de temperatura da primeira varredura produziu alguma alteração nas curvas de DSC e conseqüentemente no grau de cura da resina.

3.5 FABRICAÇÃO DAS AMOSTRAS

Três tipos de amostras foram obtidos a partir dos perfis de laminados: amostras para ensaios de DMA de flexão em três pontos, para determinação da densidade e das frações volumétricas dos constituintes e para ensaios de compressão axial.

Os perfis foram cortados utilizando um disco diamantado, com o auxílio de um dispositivo construído especialmente para o processo de corte (Fig. 3.9). Inicialmente foram retiradas as extremidades do perfil já que nessa região o perfil não possui uma boa uniformidade na espessura e de distribuição de reforço. Depois foram cortados em cada perfil, sete segmentos de 54 mm de comprimento destinados ao ensaio de compressão axial. Também foi cortado um segmento de 70 mm comprimento destinado à obtenção das amostras para os ensaios de DMA e para determinação da densidade e da fração de volume dos constituintes.

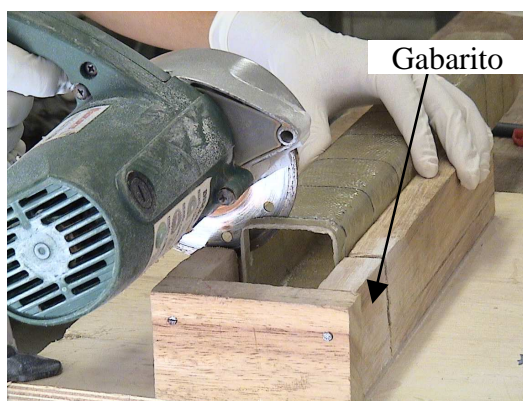


FIGURA 3.9 – Processo de corte do perfil em segmentos destinados a obtenção de amostras.

Além das amostras coletadas dos perfis fabricados, uma placa plana de 150 x 100 x 4 mm foi fabricada com cada um dos três polímeros utilizados na fabricação dos perfis, com o objetivo de determinar a densidade e as propriedades viscoelásticas de cada matriz polimérica. Cada placa de resina foi curada e pós-curada em condições iguais as dos perfis. Dois tipos de amostras foram cortados utilizando um disco diamantado a partir dessas placas: amostras para determinação de densidade e das frações e volume dos constituintes e amostras para ensaios DMA no modo de flexão com vigas bi-engastadas. Após o corte foi realizada a preparação das amostras para os três tipos de ensaios. O processo de preparação é descrito a seguir:

3.5.1 Preparação das amostras para ensaios de DMA em flexão.

Amostras em forma de vigas de 70 x 16 mm destinadas aos ensaios DMA no modo de flexão em três pontos foram obtidas a partir de cada perfil e cada placa de resina. O corte foi realizado utilizando um disco diamantado, observando cuidadosamente a

orientação das fibras (0/90°). Ao todo, foram obtidas 7 amostras a partir de cada perfil laminado e 3 amostras a partir de cada placa de resina.

Após o corte, as amostras foram lixadas utilizando técnicas metalográficas de preparação. As dimensões das amostras foram determinadas seguindo as recomendações da norma ASTM D 5023 – 01. As dimensões nominais das amostras foram 62 x 13 mm (Fig. 3.10), com espessuras nominais 4,5 mm para as amostras SV30, 2,3 mm para as amostras CV30 e SV18; e 1,5 mm para as CV18. A espessura nominal das amostras de resina foi 3 mm. As dimensões finais exatas de cada amostra são apresentadas no Apêndice A.

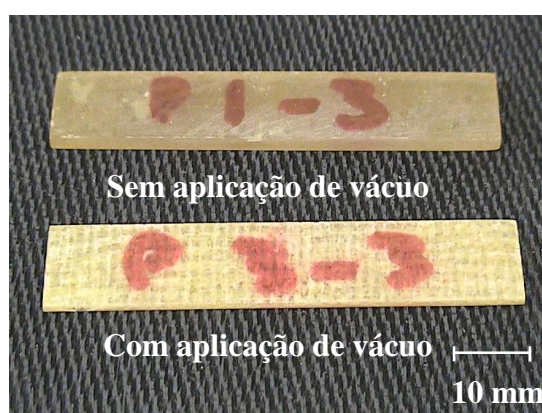


FIGURA 3.10 – Amostras para ensaios DMA de flexão em três pontos.

3.5.2 Preparação das amostras para determinação de densidade e das frações de volume dos constituintes.

Quatro amostras para determinação da densidade e das frações volumétricas do compósito foram cortadas utilizando um disco diamantado a partir cada perfil laminado e de cada placa de resina.

As mesmas amostras utilizadas para a determinação da densidade foram também utilizadas para a determinação das frações volumétricas de fibra e matriz. Em função disso, as dimensões das amostras foram determinadas seguindo as recomendações da norma ASTM D 2584 – 02. As dimensões nominais para as amostras processadas sem aplicação de vácuo foram 25 x 25 x 5,0 mm para as amostras SV30 e 25 x 25 x 3,0 mm para as amostras SV18. Para as amostras processadas com aplicação de vácuo, as dimensões foram 25 x 25 x 2,8 mm para as amostras CV30 e 25 x 25 x 1,75 mm para as amostras CV18.

Para as amostras de resina pura, as dimensões foram 25 x 25 x 3.0 mm. Essas dimensões satisfazem também as especificações da norma para determinação da densidade ASTM D 792 – 00, a qual especifica que o peso das amostras deve estar entre 1 e 5 g e que a espessura destas deve ser pelo menos de 1 mm por cada grama de peso. Após o corte, as bordas das amostras foram lixadas com lixa d'água de granulometria 400 para evitar a possível retenção de ar nas bordas irregulares (ASTM D 2734-70).

3.5.3 Preparação das amostras para ensaios de compressão axial.

Os segmentos de perfil destinados aos ensaios de compressão axial tiveram suas extremidades lixadas para garantir o paralelismo necessário para este ensaio. Esse processo foi realizado utilizando uma lixa de ferro de granulometria 40 fixada a placa de um torno Rockwell Invicta N 370 (Fig. 3.11). O comprimento nominal de cada segmento de perfil foi de 50 mm e as dimensões finais de cada amostra são apresentadas no Apêndice A.



FIGURA 3. 11 – Lixamento das extremidades das amostras para ensaios de compressão.

Metade das amostras preparadas foi destinada à determinação do limite de resistência a compressão do perfil (σ_U) de seção quadrada. A outra metade foi destinada à determinação da E_S por meio da determinação da tensão média de compressão na zona de esmagamento estável ($\bar{\sigma}$) e da densidade. Para isso, em uma das extremidades das amostras destinadas à determinação de E_S , foi usinado um chanfro de 45°, para atuar como iniciador de falha progressiva. O chanfro foi usinado utilizando uma lixa de ferro de granulometria 40 fixada a placa do torno (Rockwell Invicta N 370) (Fig. 3.12). As amostras com e sem chanfro são apresentadas na figura 3.13. Ao todo, 7 amostras para ensaios e compressão axial foram obtidas a partir de cada perfil laminado.



FIGURA 3.12 – Preparação do chanfro de 45° nas amostras para determinação das E_S .



FIGURA 3.13 – Amostras para os ensaios de compressão axial com e sem chanfro.

3.6 DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE E DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE FIBRA, MATRIZ E VAZIOS DO MATERIAL

A densidade de cada perfil foi determinada utilizando como referência a norma ASTM D 792 – 00, por meio do Método de Teste A da referida Norma, aplicado para materiais plásticos sólidos testados em água. Antes da determinação da densidade, as amostras foram acondicionadas de acordo a norma ASTM D 5229/D 5229M, para secagem em estufa até a obtenção de um estado de equilíbrio de umidade.

Após a determinação da densidade, as frações de volume das fases constituintes e a fração de volume de vazios foram determinadas, de acordo com recomendações da norma ASTM D3171 – 99, por meio do Método de Teste I, Procedimento G, da referida Norma, aplicado a compósitos com reforços de fibra de vidro. As mesmas amostras de compósito utilizadas para a determinação de densidade foram novamente acondicionadas de acordo

com norma ASTM D 5229/D 5229M, antes da determinação das frações de volume das fases constituintes e a fração de volume de vazios.

Após o condicionamento, foi determinada a massa das amostras de compósito, utilizando uma balança analítica (Sartorius BP 210 S, $d = 0,1\text{mg}$). Cadinhos de material cerâmico, limpos e acondicionados a $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ em um forno Elektro Therm KK260 durante 1 h, foram também pesados. Os cadinhos, cada um com uma amostra, foram novamente colocados no forno a $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 6 h para a completa remoção da matriz. Após o resfriamento em um dessecador, os cadinhos, cada um contendo somente o reforço de fibra de vidro, foram pesados em uma balança analítica (Sartorius BP 210 S, $d = 0,1\text{mg}$).

Outro procedimento com parâmetros iguais aos do anterior ($600\text{ }^{\circ}\text{C}$ no forno durante 6 h) foi realizado nas amostras de resina, e em cinco amostras de tecido de fibra de vidro com massa nominal de 4 g. O objetivo desse teste foi determinar se no processo de queima existia alguma perda de massa no reforço (tecido de fibra de vidro) e verificar a vaporização completa da matriz polimérica. As amostras e os cadinhos foram acondicionados com os mesmos parâmetros do teste anterior. Após o resfriamento em um dessecador, os cadinhos com as cinzas da matriz e os cadinhos com o reforço, foram pesados em uma balança analítica (Sartorius BP 210 S, $d = 0,1\text{mg}$). Esses dados permitiram determinar os valores percentuais de perda de massa do reforço e de matriz não removida pela combustão.

O cálculo das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios, foi realizado com os dados das densidades do compósito, da matriz e da fibra; da massa da amostra de compósito e da massa do reforço. Para a densidade da fibra de vidro, utilizou-se nos cálculos o valor de $2,60\text{ g/cm}^3$ (ASTM D 2584 – 02). As fórmulas utilizadas para o cálculo das frações volumétricas dos constituintes estão apresentadas no Apêndice D.

3.7 ENSAIOS DE DMA

3.7.1 Ensaio de flexão em três pontos.

Ensaio de flexão em três pontos foram realizados para determinação das propriedades viscoelásticas em função da temperatura. Os ensaios foram realizados utilizando um equipamento Q800 da TA Instruments (Fig. 3.14 a). Os ensaios foram realizados no modo de flexão em três pontos para evitar que a diferença de dilatação

térmica entre a amostra de material e as garras do equipamento produzisse tensões axiais no corpo-de-prova e afetasse as medições dos parâmetros de caracterização viscoelástica, como reportado na literatura (Melo, 2002). Todos os testes dinâmicos foram realizados utilizando uma garra com 50 mm de distância entre os apoios (Fig. 3.14 b).

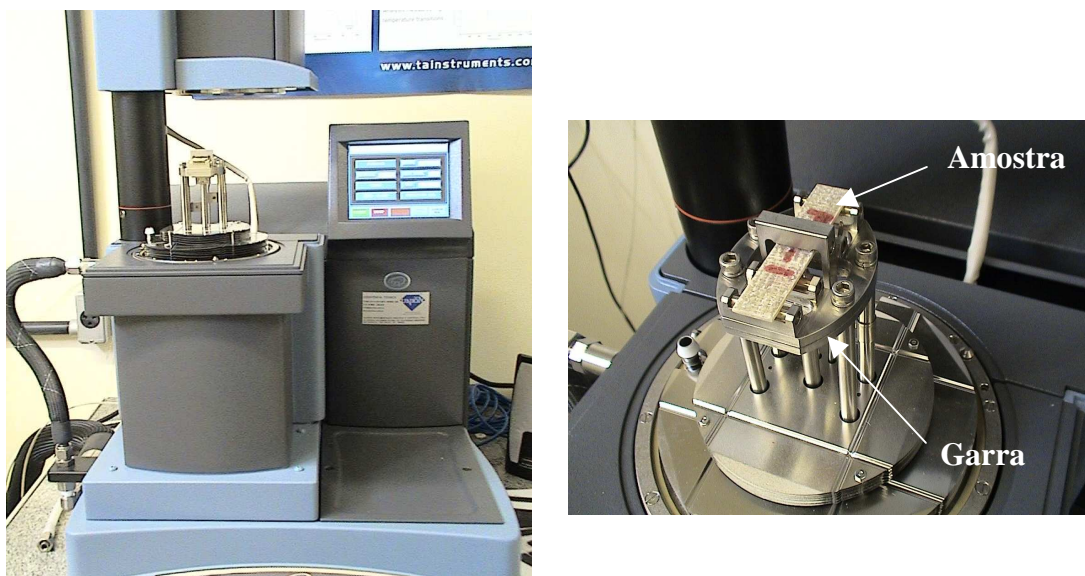


FIGURA 3.14 – a) Equipamento DMA, b) Ensaio de DMA de Flexão em Três Pontos

A faixa de temperatura para os ensaios dinâmico-mecânicos foi definida, para cada material, a partir de ensaios preliminares de varredura de temperatura com taxa de aquecimento de 10 °C/min, para estimar a temperatura de transição vítrea em um curto intervalo de tempo. Assim, a faixa de temperatura para a análise de cada material foi definida de forma a permitir a observação da variação de $\tan \delta$ na região de transição vítrea. A partir desses dados iniciais, foram definidas as faixas de temperatura de 30 a 150 °C para as amostras de vidro/epóxi e de 30 a 200 °C para as amostras de vidro/poliéster e de vidro/éster vinílico. Após a determinação das faixas de temperaturas, as seis amostras de cada material foram testadas.

Todos os testes de DMA foram realizados utilizando uma taxa de aquecimento de 2 °C/min para garantir uma boa uniformidade de temperatura em todo o corpo-de-prova. Uma pequena deformação (0,1 %) foi utilizada durante as medições para manter o comportamento do material na região viscoelástica linear. Curvas de módulos de armazenamento e de perda (E' e E''), e de $\tan \delta$ foram traçadas em função da temperatura.

3.7.2 Ensaios de flexão com vigas bi-engastadas.

Testes de flexão com vigas bi-engastadas foram também realizados utilizando o mesmo equipamento de DMA (Fig. 3.14 a), para determinação do efeito da variação de frequência nas propriedades viscoelásticas de cada matriz polimérica. Os testes foram conduzidos com uma distância de 35 mm entre os apoios, com controle de deformação e em uma faixa de frequência de 0,01 Hz a 100 Hz. Os ensaios de flexão foram realizados no modo de flexão com vigas bi-engastadas para evitar que as amostras se deslocassem com o efeito da vibração, especialmente durante a aplicação do carregamento nos níveis de frequência mais elevados. Um torque de 0,791 N*m (7,0 lbf*in) foi aplicado nas garras que prendem o corpo-de-prova (Fig. 3.15), de acordo com recomendações do fabricante do equipamento. Uma amplitude de deformação máxima de 0,05 % foi aplicada durante os testes.

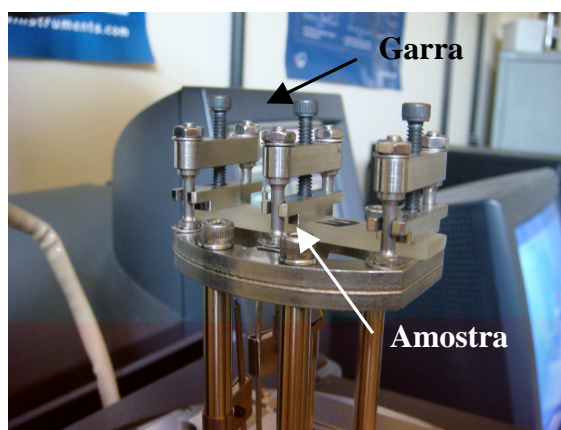


FIGURA 3.15 – Ensaio de DMA de flexão com vigas bi-engastadas.

Varreduras de frequência foram realizadas em vários níveis de temperatura constante. Em todas as amostras, a primeira varredura de frequência foi realizada a 30 °C. As varreduras de frequência seguintes foram realizadas com incrementos de 30 °C na temperatura de teste até a região de transição vítrea do material. Assim, nas amostras de resina epóxi as varreduras foram realizadas em 30, 60 e 90 °C, enquanto que para as resinas de poliéster e ester vinílica, as temperaturas foram de 30, 60, 90 e 120 °C. Gráficos dos módulos de armazenamento (E'), e de $\tan \delta$ foram traçados, para cada temperatura, em função da frequência.

3.8 DETERMINAÇÃO DA ÁREA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS AMOSTRAS PARA ENSAIOS DE COMPRESSÃO AXIAL

Para a determinação do valor da área da seção transversal das amostras, as dimensões externas da seção transversal, os raios de curvatura das bordas e as espessuras de parede foram medidas. Com o objetivo de simplificar o cálculo do valor da área, esta foi dividida em 8 subáreas (Fig. 3.16 a).

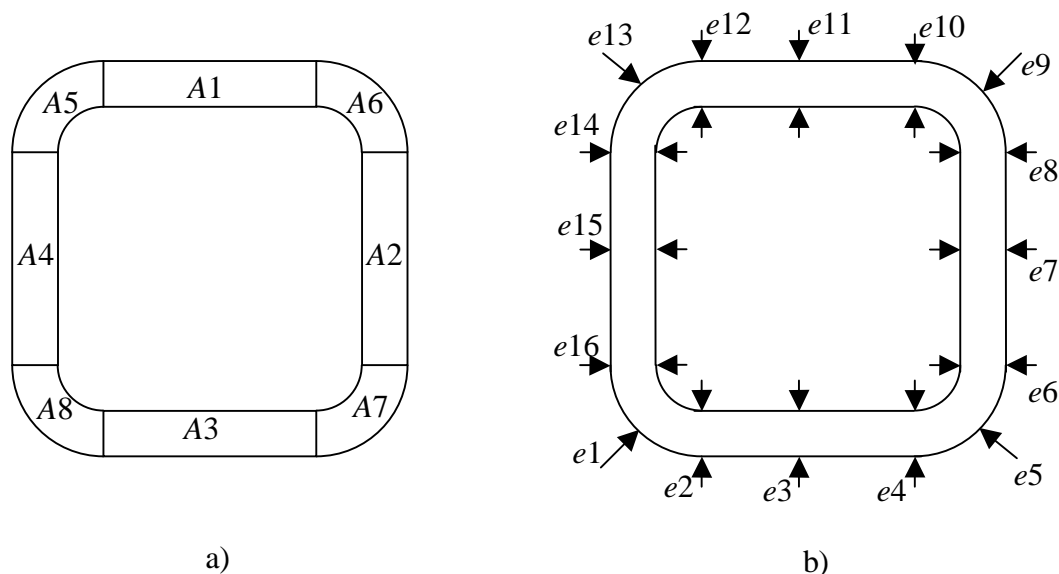


FIGURA 3.16 – Amostra para ensaio de compressão axial a) Subáreas da seção transversal b) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade superior

As espessuras de parede (e) foram medidas utilizando um micrômetro milesimal em 16 pontos distintos na extremidade superior e 16 pontos na extremidade inferior (Figs. 3.16 b e 3.17 a). Utilizando um paquímetro digital centesimal as dimensões externas da seção transversal (w) foram medidas em 6 pontos diferentes (Fig. 3.17 b). Os valores dos raios internos (r) (Fig. 3.17 c) foram determinados mediante a média de três medições realizadas utilizando um medidor de perfil Mitutoyo PH-R14 (Fig. 3.17 d). De posse dos valores médios de e , w e r foi possível calcular as 8 subáreas e a somatória dessas, para determinação da área da seção transversal. O procedimento de cálculo das subáreas é apresentado no Apêndice E.

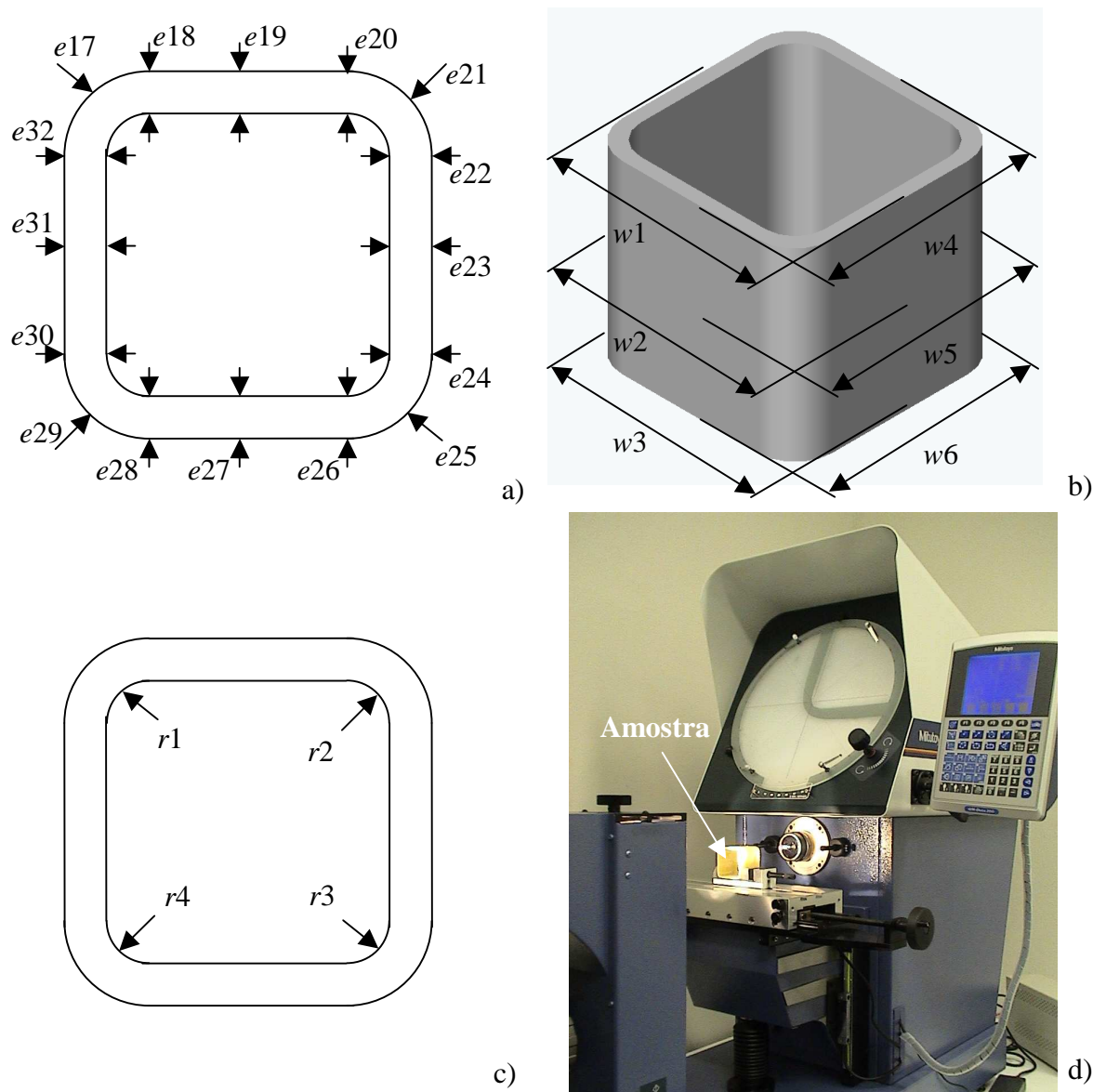


FIGURA 3.17 – a) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade inferior b) Pontos de medição das dimensões externas (w) da seção transversal c) Pontos de medição dos raios r na extremidade superior d) Medidor de perfil Mitutoyo PH-R14 do laboratório de Metrologia do NTI/CT/UFRN.

3.9 ENSAIOS DE COMPRESSÃO AXIAL

Os ensaios de compressão axial foram realizados em um equipamento de ensaio Universal SHIMADZU AG-I 250 kN, com capacidade de carga máxima de 250 kN (Fig. 3.18). Não foram encontradas na literatura normas técnicas específicas para ensaios de compressão axial em perfis de compósito visando a determinação da E_S . Assim, os parâmetros de ensaio foram definidos tomando como base trabalhos anteriores publicados na

literatura (Thornton, 1979 *apud* Jacob *et al.*, 2002; Thornton *et al.*, 1991 *apud* Jacob *et al.*, 2002; Hamada *et al.*, 1992; Hamada *et al.*, 1995; Mamalis *et al.*, 2004, Mamalis *et al.*, 2005, Melo & Silva, 2005; Turner *et al.*, 2005).

Todos os ensaios foram realizados em regime quase-estático, a uma velocidade de 5 mm/min. Nas amostras com extremidades retas (sem chanfro), para a determinação do limite de resistência à compressão do perfil (σ_U), o ensaio foi interrompido com a ruptura do material. Já no caso das amostras com chanfro, o ensaio foi interrompido quando o deslocamento atingiu 30 mm, resultando em um tempo de 6 min. Este deslocamento mostrou-se suficiente para a análise e determinação da E_S , já que não houve tendência de variação da tensão média $\bar{\sigma}$ de propagação de falha progressiva com o aumento do deslocamento.

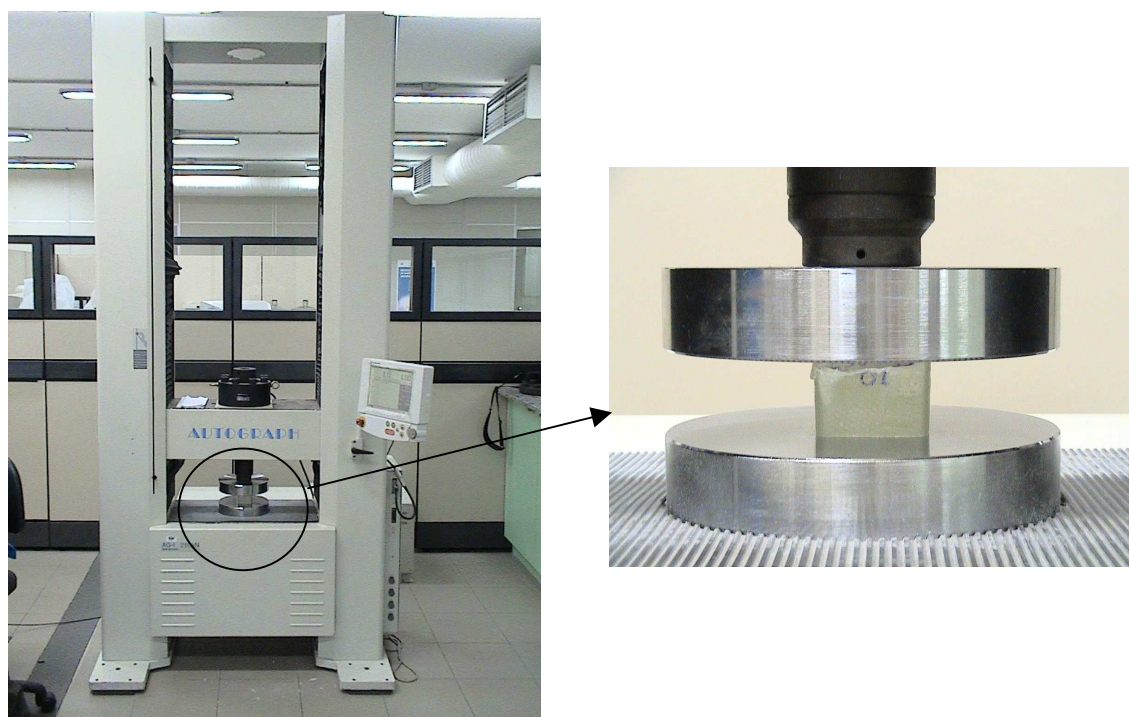


FIGURA 3.18 – Ensaio de compressão axial.

3.10 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE MACROSCÓPICA E MICROGRÁFICA

Após os testes de compressão, as amostras esmagadas foram fotografadas, para permitir uma análise macroscópica dos modos de falha predominantes. Micrografias de

seções características dos perfis testados foram também obtidas para possibilitar a análise de falha das paredes dos perfis.

Para facilitar a avaliação micrográfica, as amostras testadas em compressão foram embutidas em resina ester vinílica Derakane 411-350 iniciada com Butanox M-50 e acelerada com octoato de cobalto 6% (CoOct. 6%). As proporções em massa de cada componente, foram 100:1,5:0,4 (Derakane 411-350 : Butanox : CoOct. 6%). Além da função de acelerador de cura, a adição de CoOct 6% resultou em uma coloração mais escura da resina de embutimento, possibilitando assim um contraste com o material das amostras esmagadas. Após o embutimento, as amostras foram cortadas utilizando um disco diamantado e depois lixadas e polidas.

As micrografias foram realizadas utilizando um microscópio estereoscópico OLYMPUS SZX12 e um microscópio ótico OLYMPUS BX60M.

3.11 DETERMINAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À COMPRESSÃO AXIAL DO PERFIL

De posse dos resultados dos ensaios de compressão axial das amostras com extremidades retas (sem chanfro) e dos valores das áreas, foi possível determinar o limite de resistência à compressão do perfil (σ_U). O procedimento para determinação do limite de resistência à compressão dos corpos-de-prova seguiu as seguintes etapas: determinação da área da seção transversal das amostras, ensaio de compressão uniaxial para obtenção do pico da força aplicada ($P_{m\acute{a}x}$) e cálculo do limite de resistência à compressão do perfil (σ_U).

3.12 DETERMINAÇÃO DA CAPACIDADE DE ABSORÇÃO DE ENERGIA ESPECÍFICA

A capacidade de absorção de energia específica do compósito foi determinada para as amostras com chanfro, por meio da razão entre o valor da tensão média $\bar{\sigma}$ de compressão progressiva e o valor da densidade do compósito, de acordo com a equação (2.7). O procedimento para a determinação da capacidade de absorção de energia das amostras seguiu as seguintes etapas: determinação da densidade (ρ), determinação da área da seção transversal das amostras e ensaio de compressão uniaxial para obtenção da tensão de falha progressiva ($\bar{\sigma}$).

O valor da força média de compressão de falha progressiva (\bar{P}) para cada amostra foi calculado utilizando-se uma planilha de cálculo (Microsoft® Excel) depois de definido o trecho de falha progressiva por meio da análise de cada curva obtida do ensaio de compressão. O valor médio da força de compressão (\bar{P}) foi então calculado a partir do início da propagação de falha progressiva até o deslocamento final ($S = 30$ mm). Com a determinação do valor da força média de compressão de falha progressiva (\bar{P}) e da área da seção transversal da amostra, pode-se calcular a tensão média de compressão de falha progressiva ($\bar{\sigma}$), necessária para a determinação da E_S de cada compósito. De posse do valor da tensão média ($\bar{\sigma}$) de propagação de falha progressiva e da densidade (ρ), pode-se então calcular o valor da energia específica absorvida, por meio da equação (2.7).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 INTRODUÇÃO

No presente capítulo, são reportados e analisados os resultados dos experimentos de determinação da densidade e das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material, dos ensaios de DMA e de compressão axial, descritos no capítulo anterior.

4.2 ENSAIOS DE CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)

Nas figuras 4.1 a 4.3 são mostradas as curvas de DSC para os compósitos vidro/epóxi, vidro/poliéster e vidro/ester vinílica, respectivamente. Em todas as figuras (Figs. 4.1 a 4.3) é possível observar que não houve variações significativas entre a primeira e segunda varredura, para nenhum dos compósitos estudados. A partir desses resultados foi possível concluir que os tratamentos de cura e pós-cura aplicados nos compósitos foram adequados.

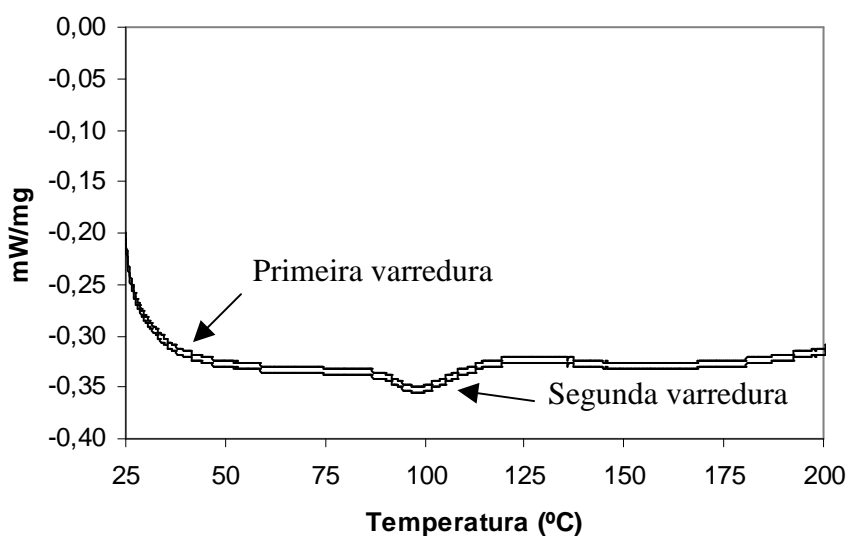


FIGURA 4.1 – Curvas de DSC para amostra de compósito vidro/epóxi, em atmosfera de nitrogênio e razão de aquecimento 10 °C/min.

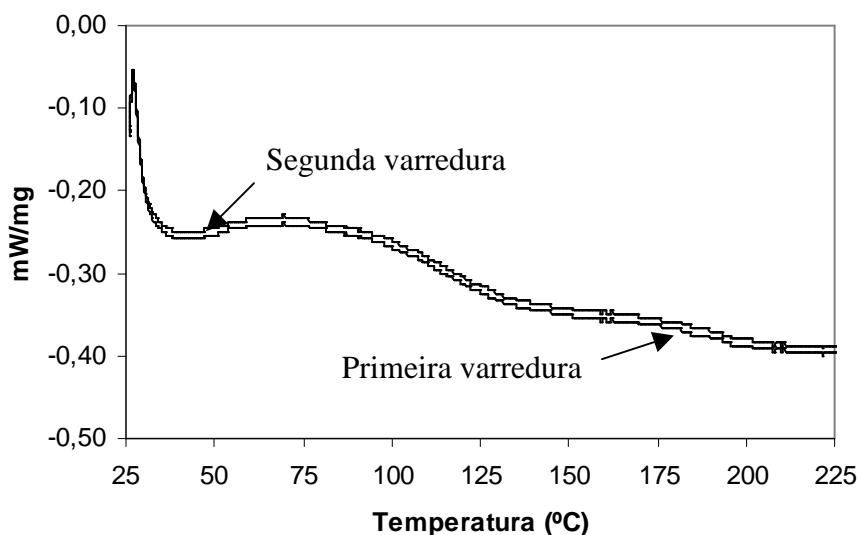


FIGURA 4.2 – Curvas de DSC para amostra de compósito vidro/poliéster, em atmosfera de nitrogênio e razão de aquecimento 10 °C/min.

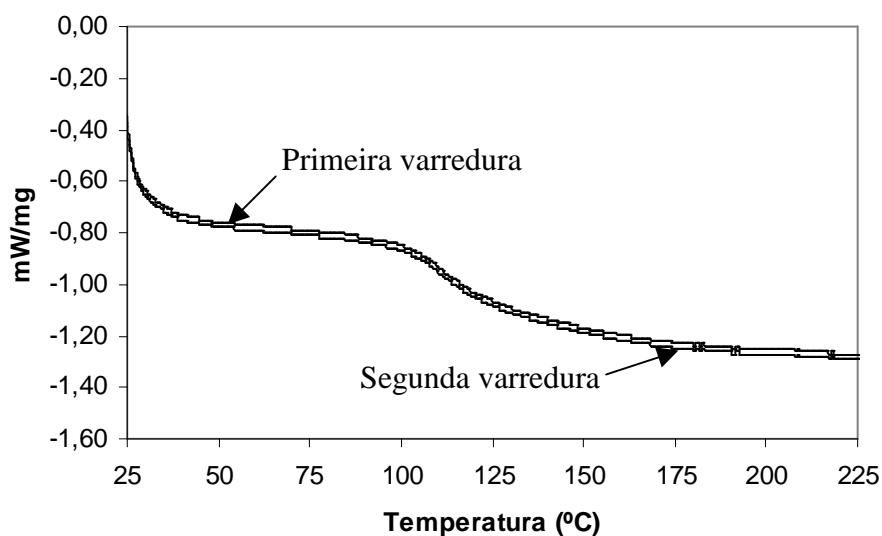


FIGURA 4.3 – Curvas de DSC para amostra de compósito vidro/éster vinílica, em atmosfera de nitrogênio e razão de aquecimento 10 °C/min.

4.3 DENSIDADE, FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE FIBRA, MATRIZ E VAZIOS DO MATERIAL

Os valores obtidos das densidades e das frações de volume dos constituintes e de vazios do material, para todos os perfis, são apresentados nas figuras 4.4 e 4.5, respectivamente. Os dados apresentados nas figuras 4.4 e 4.5 correspondem ao valor médio de 4 amostras para cada perfil produzido. Os valores da densidade, frações volumétricas de

fibra, matriz e vazios do material para cada amostra são mostrados no Apêndice C. Foram produzidos dois perfis ((1) e (2)) para cada condição de processamento, para cada compósito estudado.

Para os perfis fabricados sem aplicação de vácuo (SV) foi determinada uma densidade média entre 1,38 e 1,47 g/cm³. Já no caso dos perfis fabricados com aplicação de vácuo (CV) foi determinada uma densidade média entre 1,91 e 1,95 g/cm³. As densidades maiores apresentadas pelos perfis fabricados com aplicação de vácuo são atribuídas à menor fração de volume da resina e a o menor conteúdo de vazios (Figs. 4.4 e 4.5).

De acordo com os dados apresentados nas figuras 4.4 a 4.5, a aplicação de vácuo produziu uma redução no conteúdo de vazios dos perfis estudados. Isto indica que os tempos de gel das resinas estudadas (100 minutos para a epóxi, 110 para a de poliéster e 90 para a resina ester vinílica) foram suficientes para permitir a redução no conteúdo de vazios com a aplicação de vácuo. Contudo, é importante observar que em todos os casos, o vácuo produziu uma considerável redução na fração de volume da matriz e um correspondente aumento no percentual de volume do reforço, combinado com uma melhora na compactação. Essas alterações estão relacionadas à remoção do excesso de resina e a pressão externa aplicada no laminado.

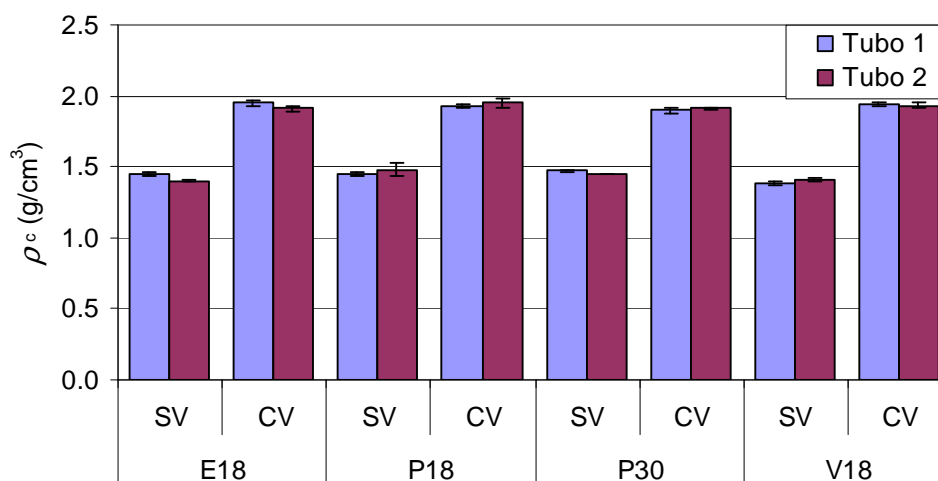


FIGURA 4.4 – Densidade (ρ_c) para os perfis de vidro/epóxi (E18SV e E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV e P18CV) e com 30 camadas (P30SV e P30CV), e vidro/éster vinílica (V18SV e V18CV).

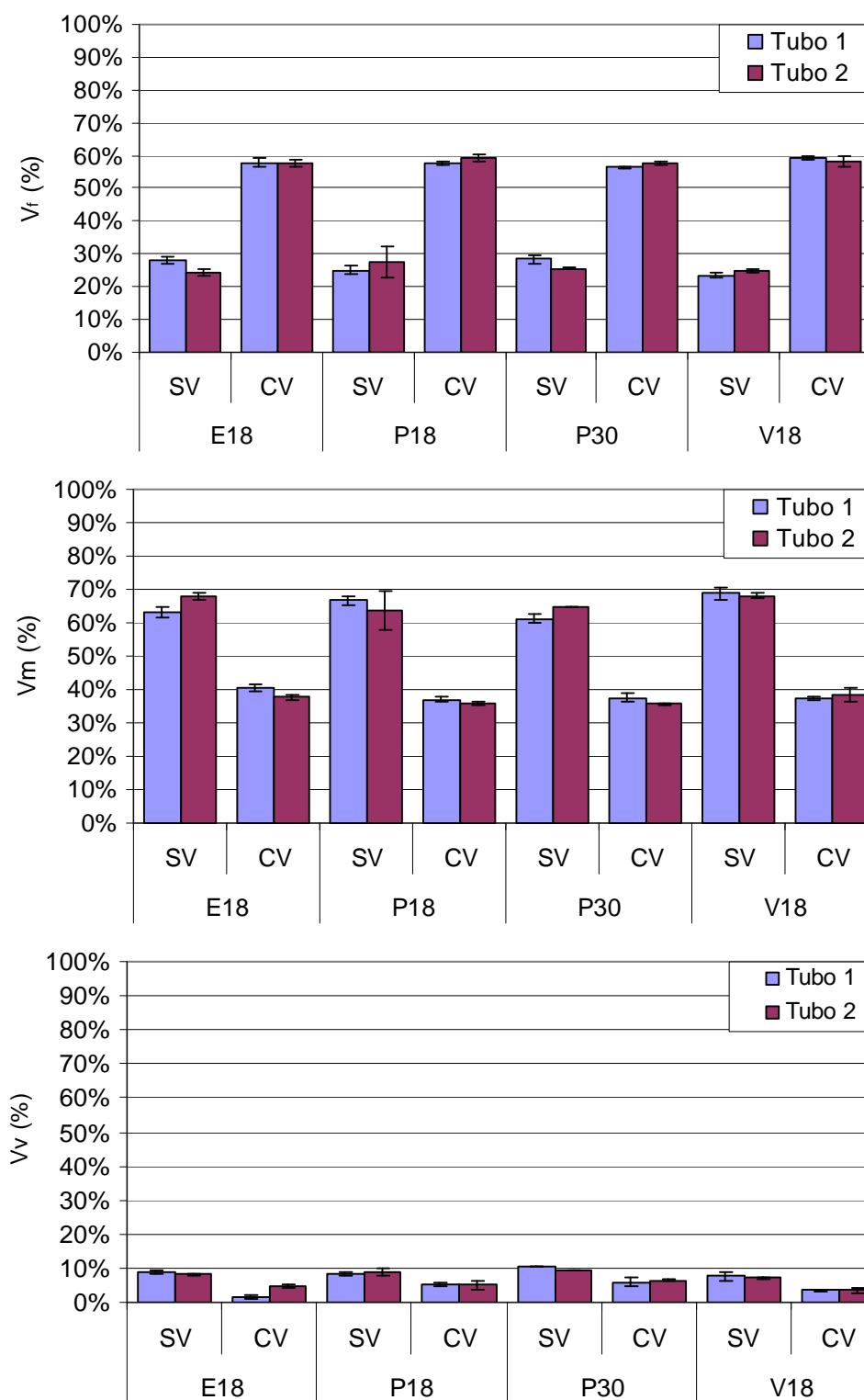


FIGURA 4.5 – Frações volumétricas de fibra, matriz e vazios para os perfis de vidro/epóxi (E18SV e E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV e P18CV) e com 30 camadas (P30SV e P30CV), e vidro/éster vinílica (V18SV e V18CV). a) Fração volumétrica de reforço, b) Fração volumétrica de matriz c) Fração volumétrica de vazios.

4.4 ANÁLISE MICROSCÓPICA

Micrografias da seção transversal da parede dos perfis de compósito não ensaiados, fabricados com e sem vácuo, são apresentadas na figura 4.6.

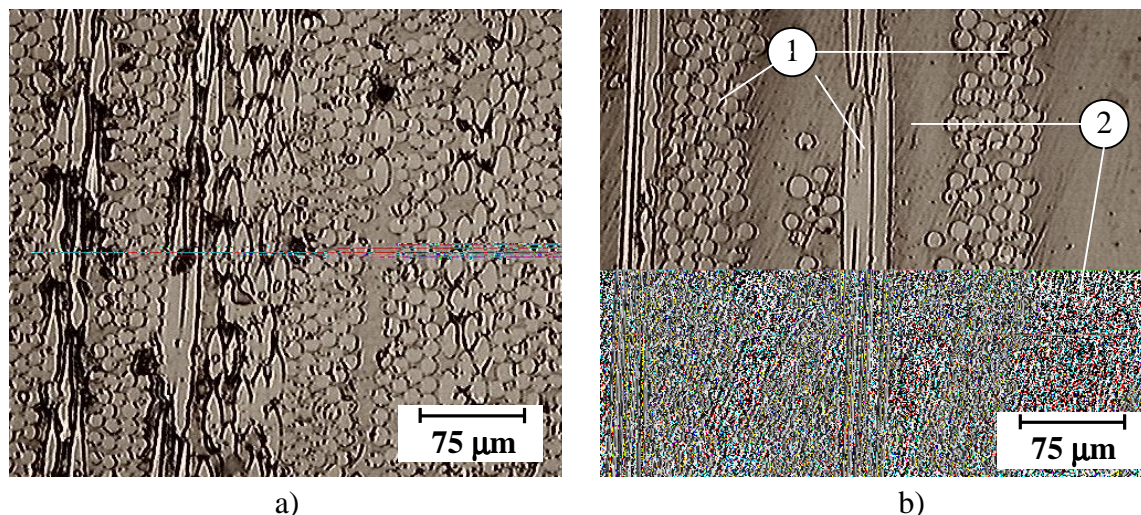


FIGURA 4.6 – Micrografias da seção transversal da parede dos perfis de compósito: a) fabricação com vácuo e b) fabricação sem vácuo. 1) Fibras; 2) Matriz polimérica.

Na figura 4.6 observa-se que a micrografia da amostra fabricada sem vácuo apresenta regiões ricas em matriz polimérica, enquanto que para a amostra fabricada com vácuo verifica-se um baixo teor de matriz, o que resultou em contato entre fibras em quase toda a área avaliada. Com isso, os compósitos fabricados com vácuo apresentaram valores de fração volumétrica de fibras muito elevados para laminados produzidos com tecido bi-direcional (Fig 4.5).

4.5 ENSAIOS DE DMA

4.5.1 Ensaio de flexão em três pontos nos compósitos.

O comportamento viscoelástico em função da temperatura dos compósitos estudados neste trabalho foi avaliado mediante ensaios de DMA no modo de flexão em três pontos. Os gráficos com os dados para cada propriedade medida foram traçados utilizando o valor médio de doze amostras diferentes, sendo seis de cada um dos dois perfis fabricados para cada material estudado. Apesar das amostras terem sido coletadas de dois perfis diferentes fabricados pelo mesmo processo, não foram observadas diferenças nos

valores das propriedades medidas que pudessem ser relacionadas com o perfil de origem da amostra, indicando uma boa reprodutibilidade de processamento.

Nas figuras 4.7 a 4.10, é mostrada a variação do módulo de armazenamento (E') em função da temperatura para as amostras de vidro/epóxi (E18SV e E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV e P18CV), vidro poliéster com 30 camadas (P30SV e P30CV), e vidro/éster vinílica (V18SV e V18CV), respectivamente. Para facilitar a comparação, nos gráficos dos valores de E' e E'' , é utilizada uma escala linear e não a logarítmica comumente utilizada.

Analisando os dados apresentados nas figuras 4.7 a 4.10, pode-se observar que o módulo de armazenamento (E') apresenta um valor consideravelmente mais elevado para os compósitos fabricados com a aplicação de vácuo. Comparado às amostras processadas sem aplicação de vácuo, os valores do módulo de armazenamento na região vítrea a 30 °C se incrementaram em aproximadamente 61 % para as amostras de vidro/epóxi, 78 % para as amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, 72 % para as amostras de vidro/poliéster com 30 camadas e 88 % para as amostras de vidro/éster vinílica. O incremento nos valores do E' está relacionado com a remoção do excesso de resina e melhoria da compactação do compósito, resultado da aplicação de vácuo.

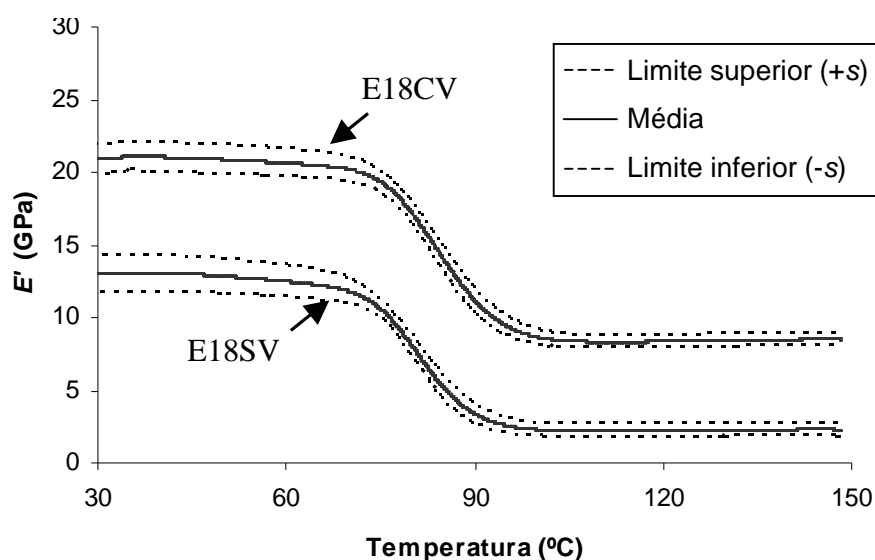


FIGURA 4.7 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV).

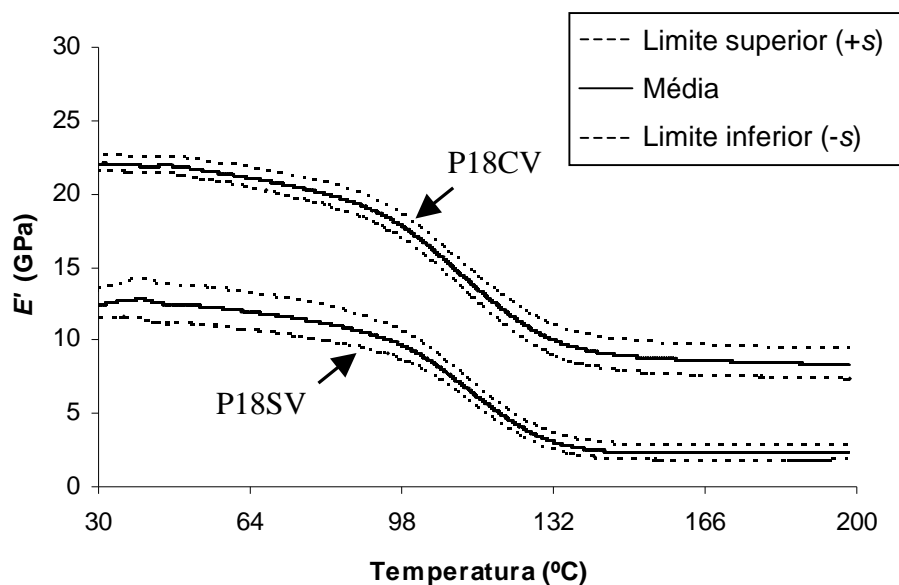


FIGURA 4.8 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV).

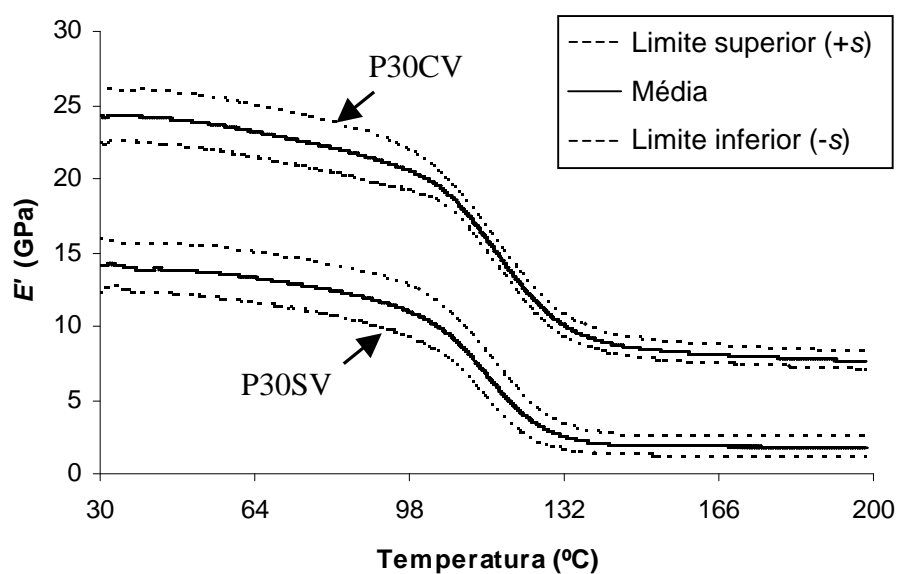


FIGURA 4.9 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, sem aplicação de vácuo (P30SV), e com aplicação de vácuo (P30CV).

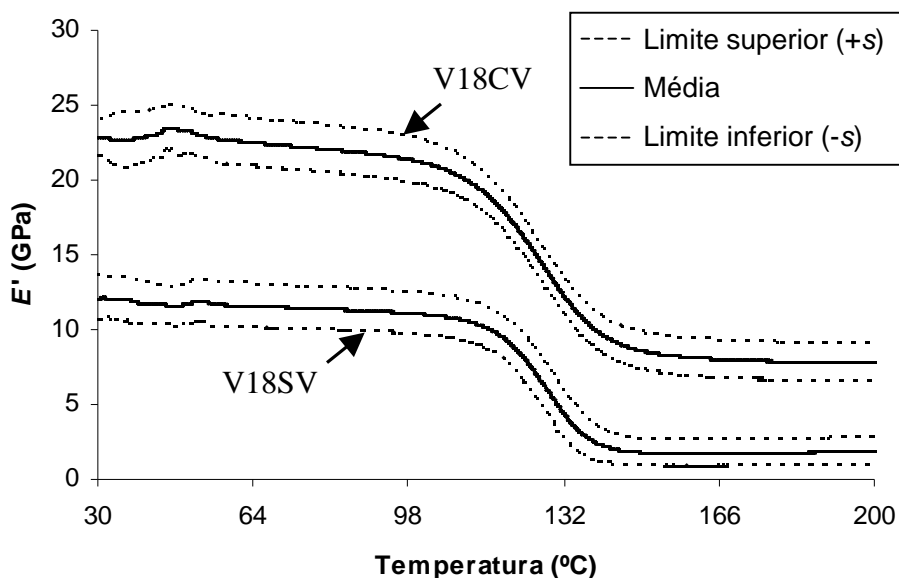


FIGURA 4.10 – Módulos de armazenamento (E') em função da temperatura para amostras de vidro/éster vinílico, sem aplicação de vácuo (V18SV), e com aplicação de vácuo (V18CV).

A variação do módulo de perda (E'') em função da temperatura para as amostras de vidro/epóxi (E18SV e E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV e P18CV), vidro poliéster com 30 camadas (P30SV e P30CV), e vidro/éster vinílico (V18SV e V18CV) é mostrada nas figuras 4.11 a 4.14 respectivamente.

Nas figuras 4.11 a 4.14, pode-se observar que, apesar do módulo de perda não ter sido afetado significativamente pelo vácuo antes da T_g , observa-se um maior módulo de perda nos materiais produzidos com aplicação de vácuo, provavelmente devido à dissipação de energia na região interlaminar, provocada pela redução de fração de volume de matriz no compósito. Este fenômeno provoca também um aumento no pico do módulo de perda, na região de transição vítrea do polímero. Na figura 4.11, correspondente as amostras de vidro/epóxi, pode-se observar uma variação nos valores dos picos de E'' que pode ser atribuída à pequenas variações na formulação da resina.

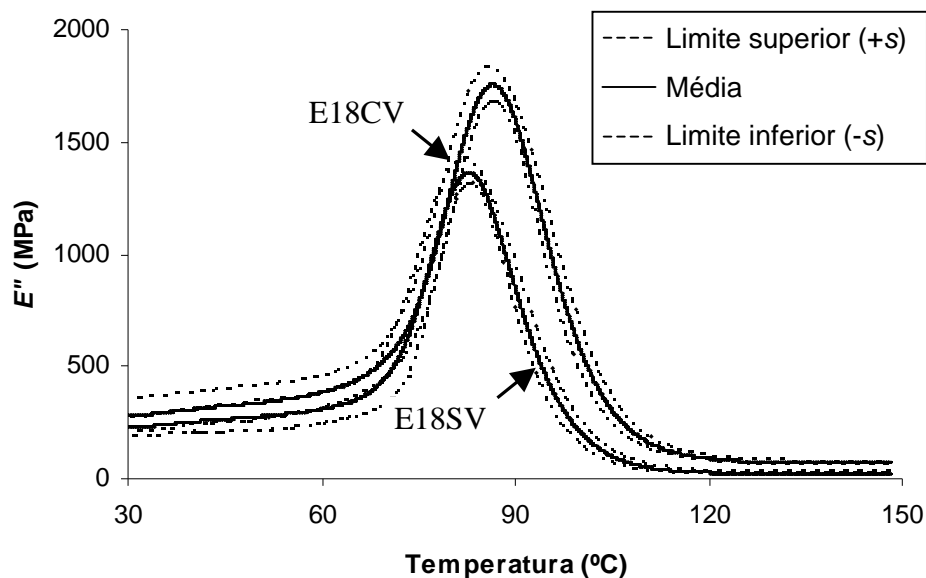


FIGURA 4.11 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV).

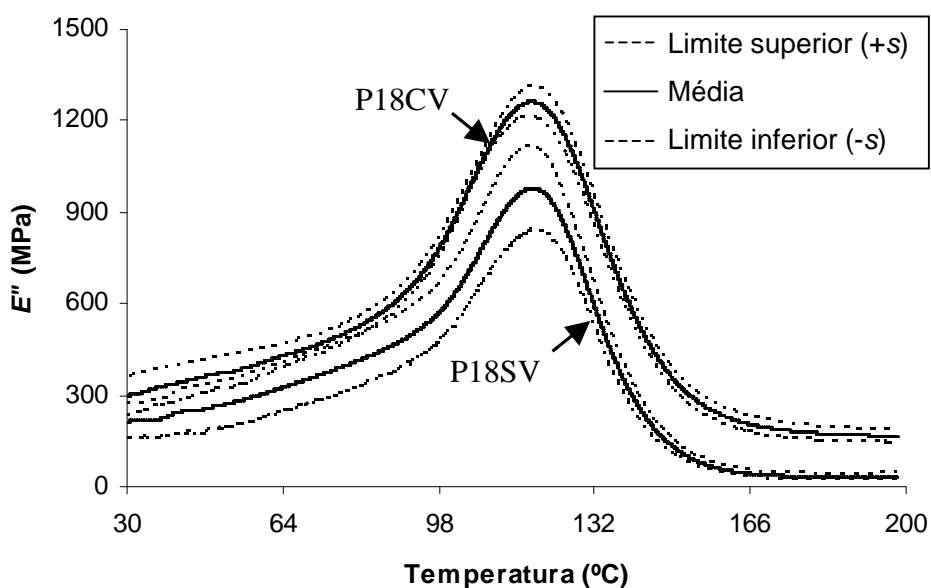


FIGURA 4.12 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV).

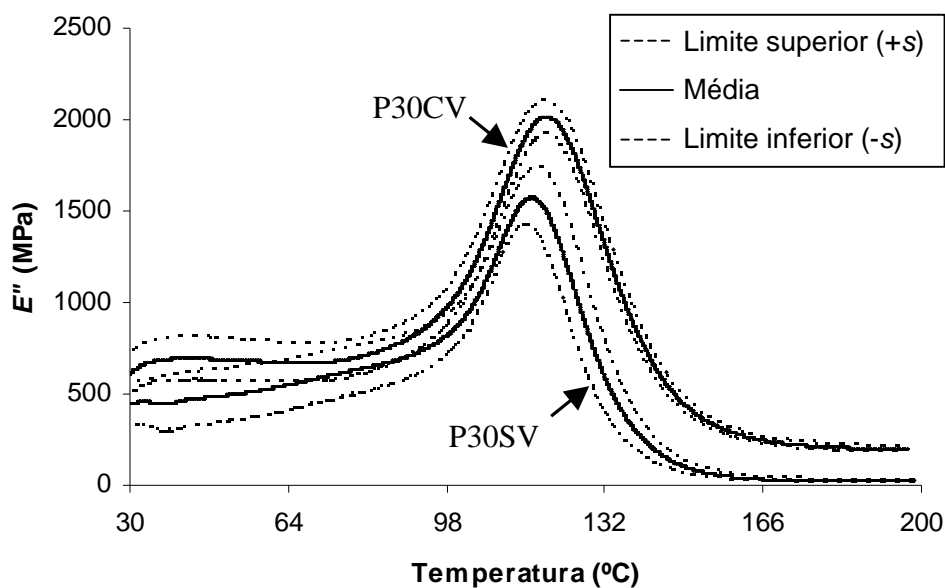


FIGURA 4.13 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, sem aplicação de vácuo (P30SV) e com aplicação de vácuo (P30CV).

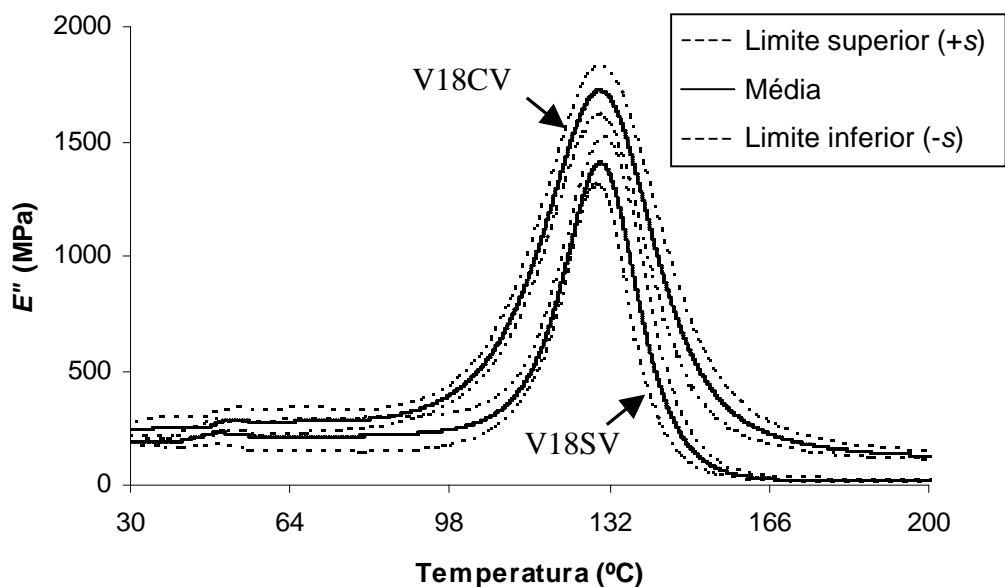


FIGURA 4.14 – Módulos de perda (E'') em função da temperatura para amostras de vidro/éster vinílica, sem aplicação de vácuo V18SV e com aplicação de vácuo (V18CV).

As medições de $\tan \delta$ em função da temperatura para as amostras de vidro/epóxi (E18SV e E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV e P18CV), vidro poliéster com 30 camadas (P30SV e P30CV), e vidro/éster vinílica (V18SV e V18CV) são traçadas nas figuras 4.15 a 4.18.

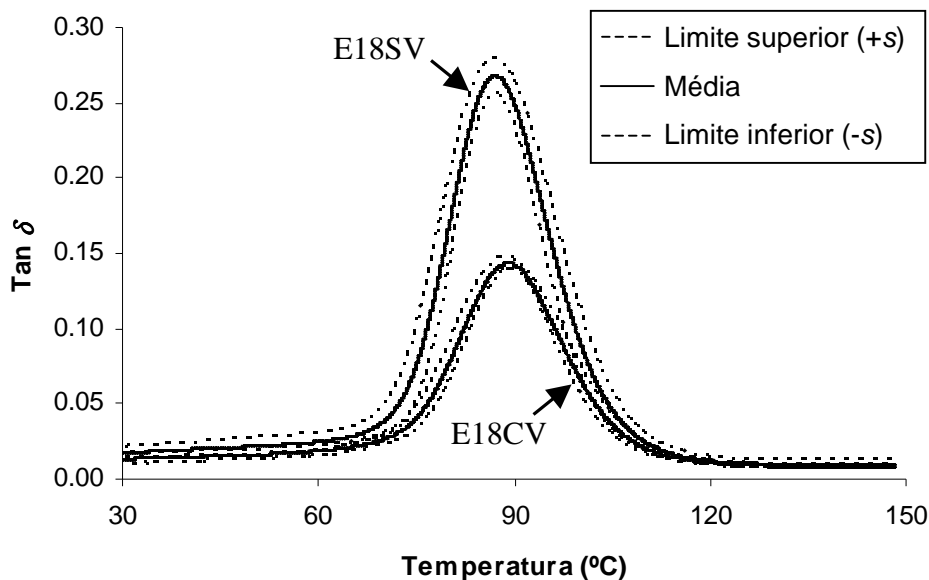


FIGURA 4.15 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV).

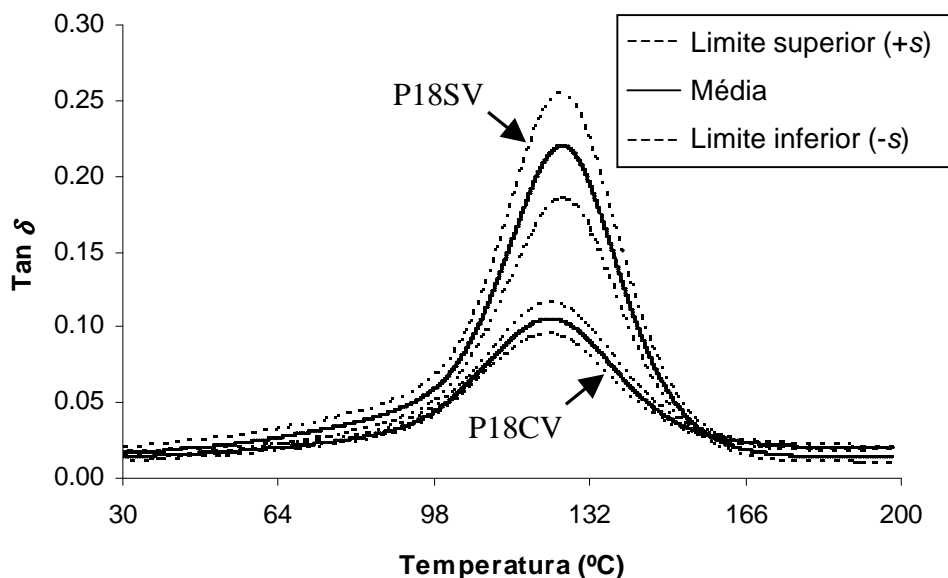


FIGURA 4.16 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV).

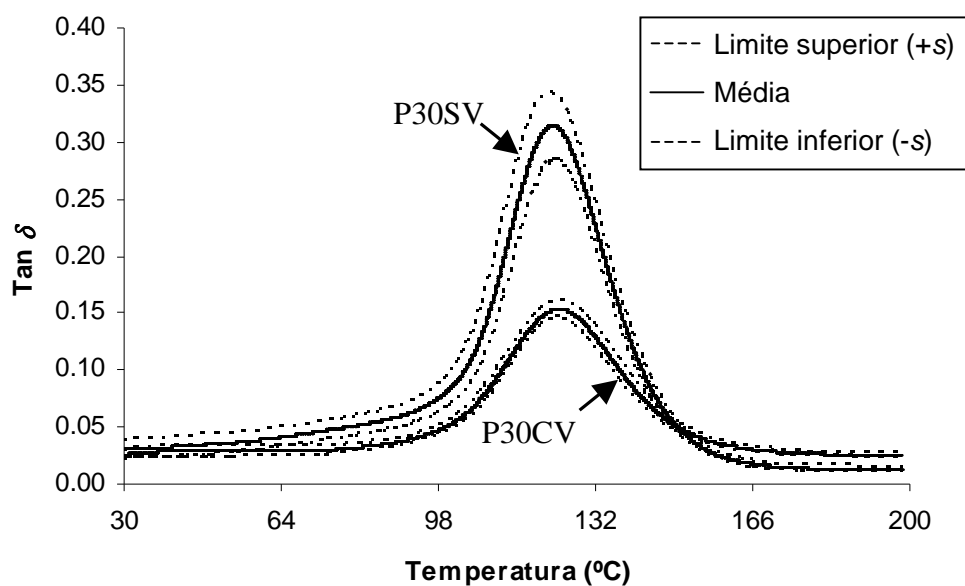


FIGURA 4.17 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, sem aplicação de vácuo (P30SV) e com aplicação de vácuo (P30CV).

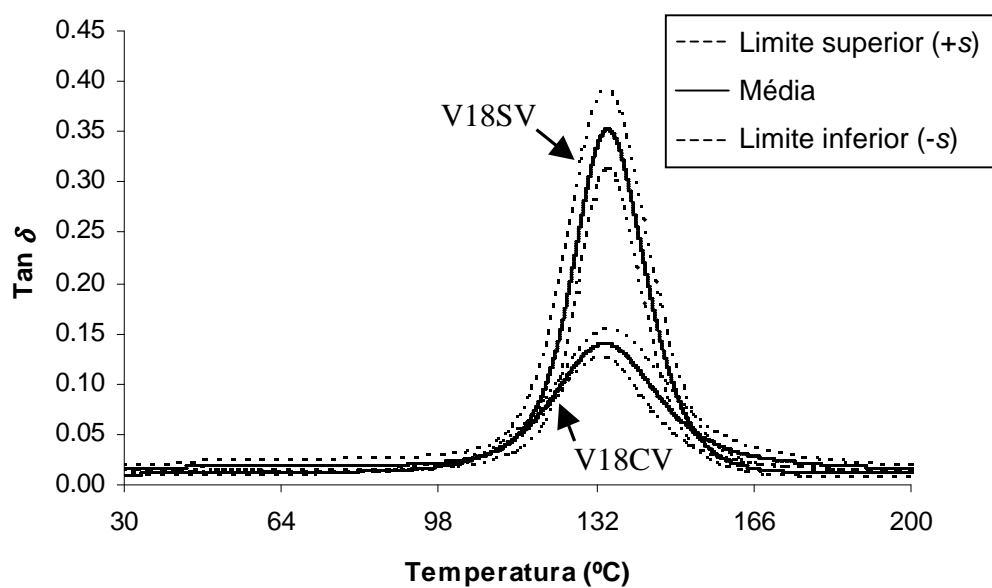


FIGURA 4.18 – $\tan \delta$ em função da temperatura para amostras de vidro/éster vinílico, sem aplicação de vácuo (V18SV) e com aplicação de vácuo (V18CV).

Os dados apresentados nas figuras 4.15 a 4.18 indicam que o pico de $\tan \delta$ para as amostras processadas com aplicação de vácuo é menor que o das amostras produzidas sem aplicação de vácuo. Neste caso, o maior valor de módulo de armazenamento do material

produzido com aplicação de vácuo foi preponderante e resultou em um pico de $\tan \delta$ menor, mesmo o pico de módulo de perda sendo maior. É interessante ressaltar que nas curvas de $\tan \delta$ das amostras processadas com aplicação de vácuo para todos os materiais, verifica-se uma clara redução no desvio padrão dos dados, o que sugere uma maior uniformidade de propriedades. No caso dos módulos de armazenamento e de perda, as propriedades medidas dependem também de fatores geométricos o que contribui para a maior dispersão dos dados, mesmo nos casos onde vácuo foi aplicado.

Analisando os valores de $\tan \delta$ na região vítrea a 30°C verifica-se que a contribuição da componente viscosa (E'') foi mais significativa nas amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, seguida pelas de vidro/poliéster com 18 camadas e pelas de vidro/epóxi, e por último pelas de vidro/éster vinílica (Figs. 4.15 a 4.18). Nas figuras 4.15 a 4.18 observa-se também que a aplicação de vácuo promoveu uma diminuição nos valores de $\tan \delta$ (30°C), devido a um incremento mais significativo nos valores da componente elástica (E') do que nos valores da componente viscosa (E''), como pode ser verificado nas figuras 4.7 a 4.14.

Comparando o pico de $\tan \delta$ de amostras de compósito vidro/poliéster com 18 e 30 camadas, observa-se que o aumento do número de camadas produziu um aumento na intensidade do pico de $\tan \delta$ de aproximadamente 50 %. Como não houve variação notável de módulo de armazenamento em função do número de camadas, a menor intensidade no pico de $\tan \delta$ observado nas amostras com 18 camadas está relacionada com os valores menores de E'' para estas amostras. Portanto, o aumento do número de camadas produziu um efeito similar ao da não aplicação de vácuo, que também aumentou a intensidade do pico de $\tan \delta$.

Observando os dados apresentados nas figuras 4.7 a 4.18, a maior T_g , determinada pelo pico de $\tan \delta$, foi para as amostras de vidro/éster vinílica (~134 °C), seguida pelas amostras de vidro/poliéster (~124 °C) e pelas amostras de vidro/epóxi (~88 °C). Os valores de T_g para o mesmo material, medidas para amostras processadas com condições diferentes foram bem próximas, indicando que a aplicação de vácuo durante o processo de fabricação não afetou esta propriedade. Como a transição vítrea dos compósitos estudados é uma propriedade dependente fundamentalmente da matriz polimérica, a melhoria na

compactação do laminado ou a variação de fração de volume das fases constituinte não produz qualquer variação na T_g .

4.5.2 Propriedades viscoelásticas das resinas em função da frequência.

As propriedades viscoelásticas das resinas utilizadas na fabricação dos compósitos, em função da frequência, foram medidas por meio de ensaios DMA, no modo de flexão com vigas bi-engastadas. O objetivo destes ensaios foi determinar o efeito da frequência nas propriedades viscoelásticas das resinas utilizadas na fabricação dos compósitos estudados. Como um dos objetivos deste trabalho é estudar relações entre as alterações observadas nos parâmetros viscoelásticos de compósitos e as alterações na capacidade de absorção de energia, é importante que se conheça o efeito da velocidade de carregamento nas propriedades viscoelásticas das matrizes poliméricas.

Nas figuras 4.19 a 4.21 é mostrada a variação do módulo de armazenamento (E') em função da frequência para as amostras de epóxi, poliéster e ester vinílico, respectivamente. Os gráficos com dados para cada propriedade medida foram traçados utilizando três amostras diferentes de cada material. Os ensaios foram realizados em várias temperaturas, sendo que cada varredura de frequência foi realizada com temperatura constante. Para facilitar a comparação, foi utilizada a escala linear e não a escala logarítmica comumente utilizada.

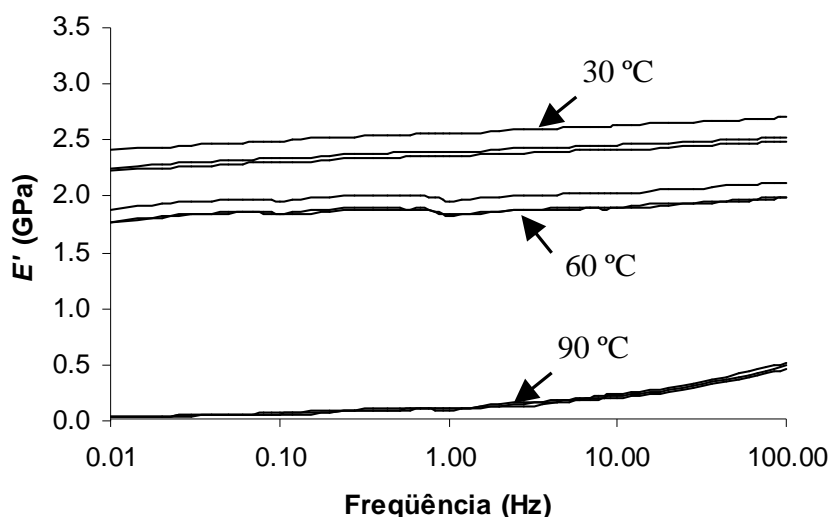


FIGURA 4.19 – Módulos de armazenamento (E') em função da frequência para amostras de epóxi medidos em 30°, 60° e 90°C.

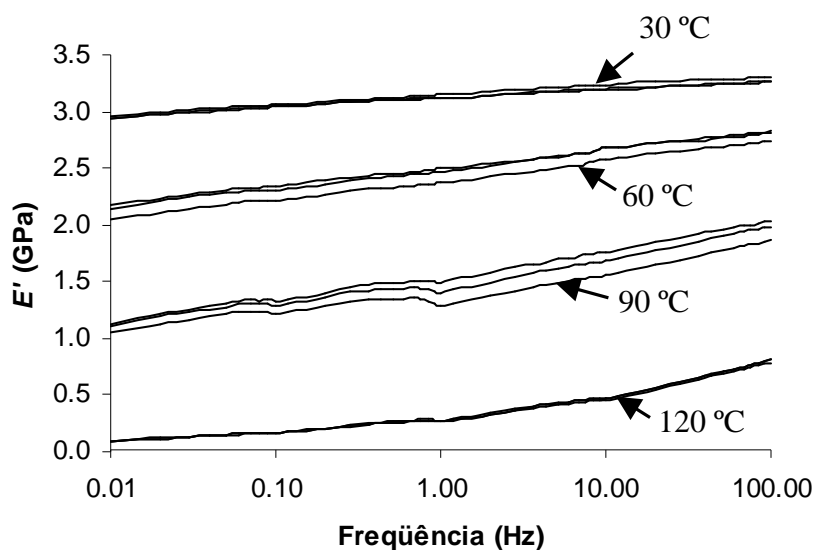


FIGURA 4.20 – Módulos de armazenamento (E') em função da frequência para amostras de poliéster medidos em 30°, 60°, 90° e 120°C.

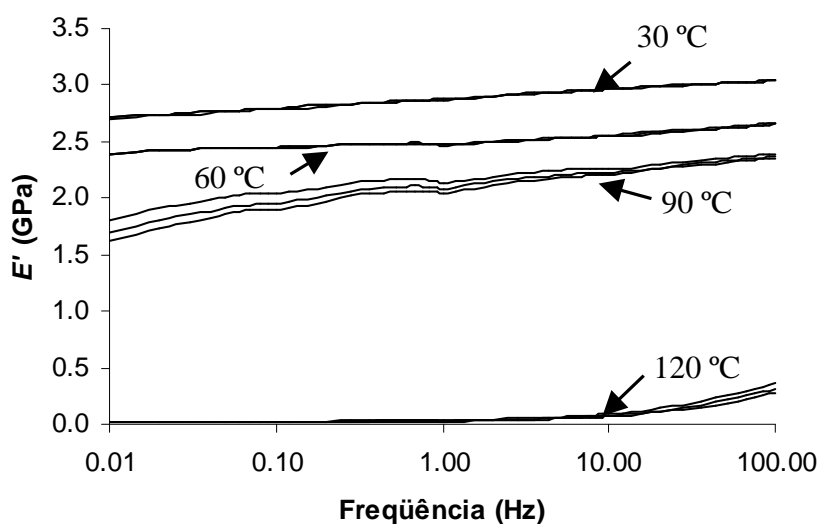


FIGURA 4.21 – Módulos de armazenamento (E') em função da frequência para amostras de ester vinílico medidos em 30°, 60°, 90° e 120°C.

Conforme esperado, o valor do módulo de armazenamento para uma mesma resina (Figs. 4.19 a 4.21), diminuiu com o incremento da temperatura. Esta queda no valor do E' foi mais pronunciada na região da T_g . Comparando os valores de E' das três resinas na varredura de frequência realizada em 30 °C (Figs. 4.19 a 4.21), a resina de poliéster foi a que apresentou maior módulo de armazenamento (E'), seguida da resina ester vinílico e da resina epóxi.

As medições de $\tan \delta$ em função da frequência para as resinas epóxi, poliéster e ester vinílica são apresentadas nas figuras 4.22 a 4.24, respectivamente. Considerando as varreduras de frequência realizadas em temperaturas antes da região da T_g , observa-se uma queda uniforme no valor do $\tan \delta$ com o incremento da frequência (Figs. 4.22 a 4.24). Já nos casos das varreduras de frequência realizadas na região da T_g (90 °C para epóxi e 120 °C para poliéster e ester vinílica), ocorre inicialmente um incremento do valor de $\tan \delta$, seguido de uma queda, indicando que nessa região, houve um incremento e depois uma queda significativa da componente viscosa, E'' . A não ser nesses casos de temperaturas próximas da região de transição vítrea, não foi verificado um efeito significativo da velocidade de aplicação do carregamento nos parâmetros de caracterização viscoelástica dos polímeros estudados.

Considerando os dados apresentados nas figuras 4.22 a 4.24 para uma mesma resina, pode-se observar que o valor de $\tan \delta$ se incrementa com o aumento da temperatura, isso devido a redução no módulo de armazenamento e um incremento da componente viscosa, E'' . Comparando os valores de $\tan \delta$ na frequência de 1 Hz das três resinas obtidos nas varreduras realizadas na região vítrea a 30 °C (Figs. 4.15 a 4.18), observa-se a contribuição da componente viscosa (E'') foi mais significativa na resina ester vinílica, seguida pela de poliéster e pela epóxi. Os valores de E' e $\tan \delta$ para todos os casos apresentaram boa repetitividade entre as três amostras testadas (Fig. 4.19 a 4.24).

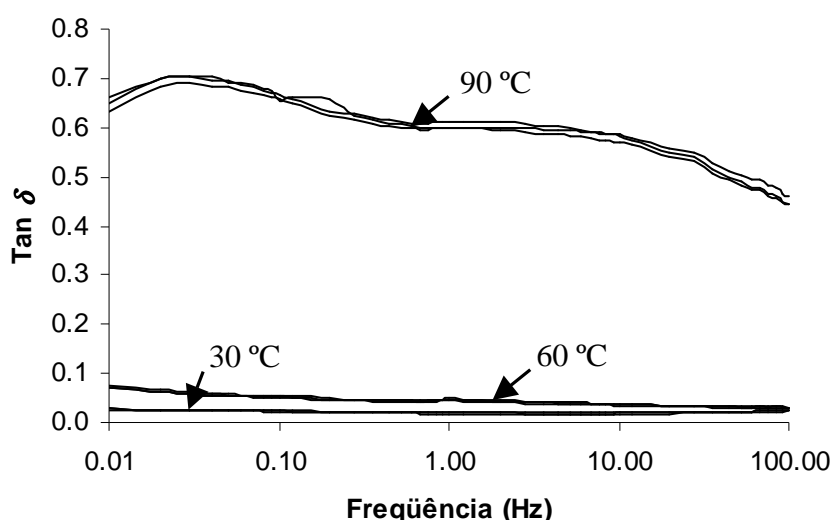


FIGURA 4.22 – $\tan \delta$ em função da frequência para amostras de epóxi medidos a 30°, 60° e 90°C.

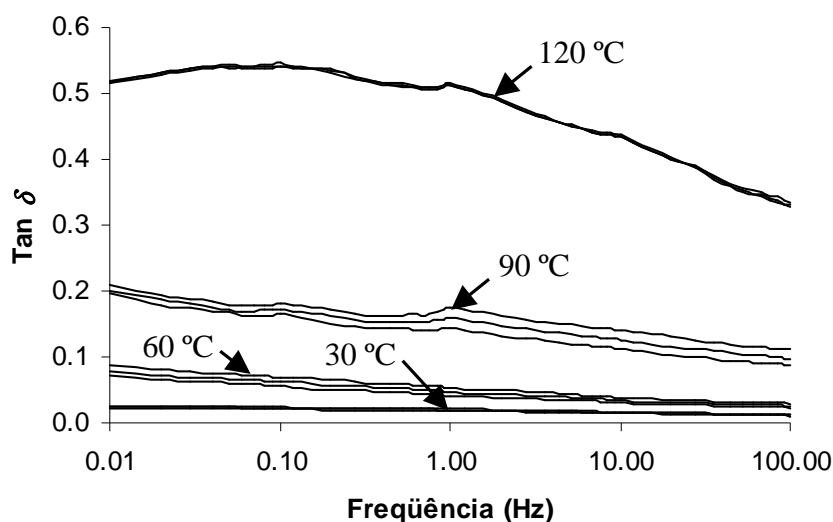


FIGURA 4.23 – $\tan \delta$ em função da frequência para amostras de poliéster medidos a 30°, 60°, 90° e 120°C.

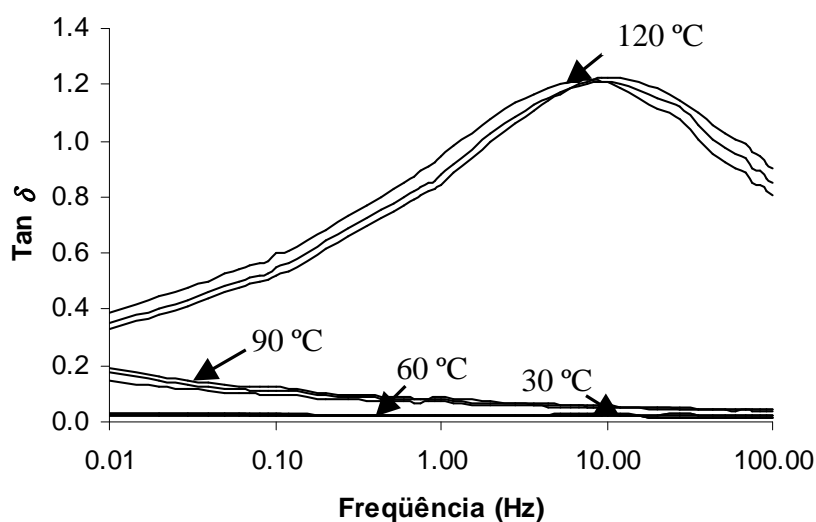


FIGURA 4.24 – $\tan \delta$ em função da frequência para amostras de ester vinílico medidos a 30°, 60°, 90° e 120°C.

Os compósitos com resina ester vinílico apresentaram uma T_g de 134 °C, determinada com uma varredura de temperatura a 1 Hz (Fig. 4.18). Na figura 4.24 observa-se um pico nas curvas de $\tan \delta$ na temperatura de 120 °C, para uma frequência de 10 Hz. Como regra geral, a transição vítrea ocorre em temperaturas menores para níveis de frequência também menores. Neste caso, pode ter havido diferenças na formulação da resina ester vinílico na fabricação das amostras de resina pura, o que resultou na redução da

T_g . Entretanto, o objetivo principal desses ensaios de varredura de frequência foi determinar se existe uma grande dependência de frequência das propriedades viscoelásticas do polímero.

Os dados dos ensaios de varredura de frequência apresentados indicam que os parâmetros viscoelásticos das resinas poliméricas estudadas, apesar de sofrerem influência da frequência de solicitação, esta influência não é significativa em temperaturas fora da região da T_g , onde ocorre a maioria das aplicações estruturais. Com isso, estudos de caracterização viscoelástica desses materiais podem ser realizados, em determinados valores de frequência, para se investigar relações com a capacidade de absorção de energia de estruturas submetidas a condições de carregamento distintas. Entretanto, cabe ressaltar que a E_S pode ser fortemente influenciada pela velocidade de esmagamento, em função dos mecanismos que controlam os processos de esmagamento.

4.6 ENSAIOS DE COMPRESSÃO AXIAL

4.6.1 Amostras processadas sem aplicação de vácuo com extremidades planas.

Nas figuras 4.25 a 4.28, são traçadas as curvas de força-deslocamento obtidas nos ensaios de compressão axial para as amostras com extremidades retas processadas sem aplicação de vácuo de vidro/epóxi (E18SV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV), vidro/poliéster com 30 camadas (P30SV) e vidro/éster vinílica (P18SV).

Analisando as curvas de força-deslocamento, observou-se que todas as amostras processadas sem aplicação de vácuo com extremidades retas apresentaram um modo de falha não progressiva (Figs. 4.25 a 4.28). Neste caso, ocorreu um incremento no valor da força, até atingir um pico, seguido por uma força de pós-falha muito baixa, que é característica do modo de falha catastrófico.

Fotografias e micrografias ilustrando os modos de falha típicos das amostras com extremidades retas processadas sem aplicação de vácuo de vidro/epóxi (E18SV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SV), vidro/poliéster com 30 camadas (P30SV) e vidro/éster vinílica (P18SV) são mostradas nas figuras 4.29 a 4.32.

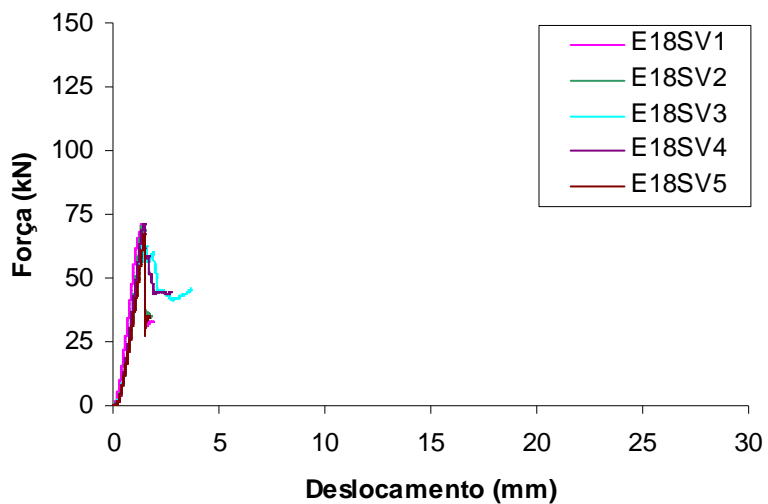


FIGURA 4.25 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.

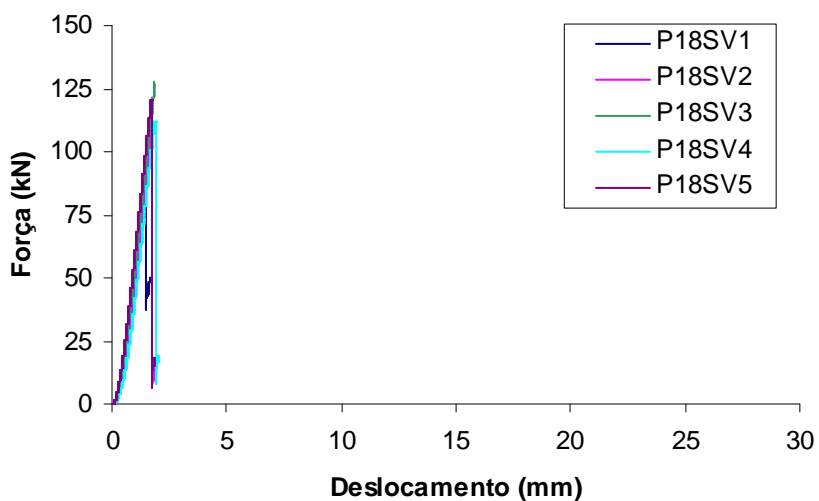


FIGURA 4.26 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.

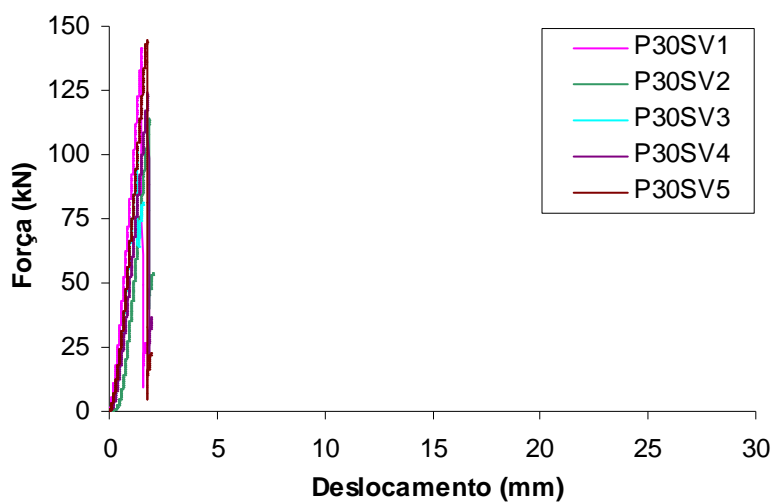


FIGURA 4.27 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.

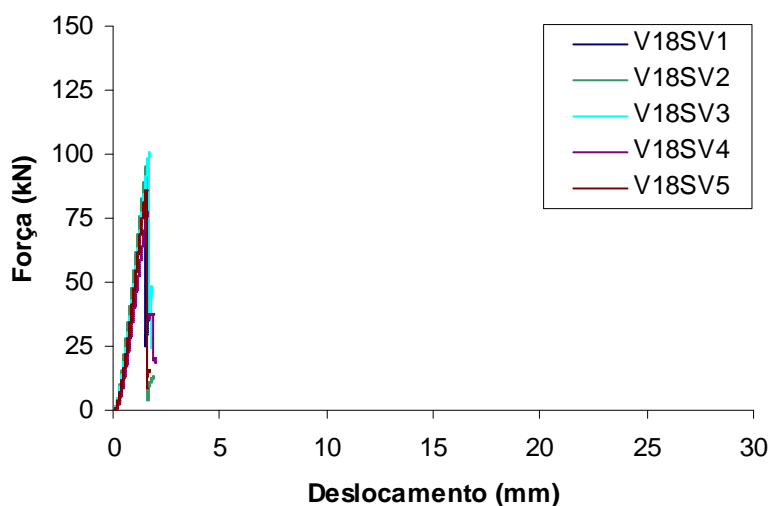


FIGURA 4.28 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílica, processadas sem aplicação de vácuo, com extremidades retas.

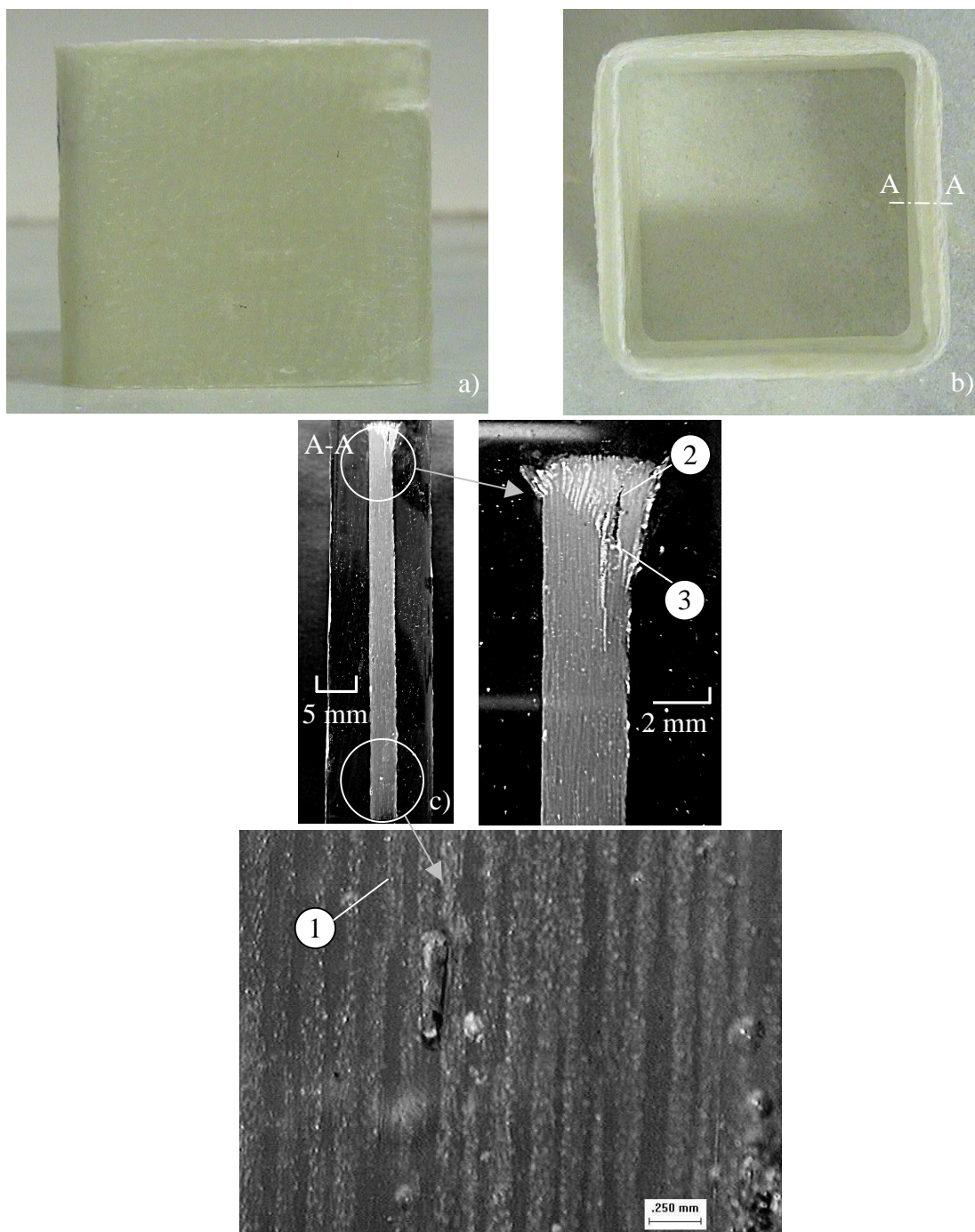


FIGURA 4.29 – Amostra de vidro/epóxi sem aplicação de vácuo com extremidades retas (E18SV3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias: 1) Camada de reforço 2) Trinca interlaminar 3) Trinca translaminar 4) Vazio.

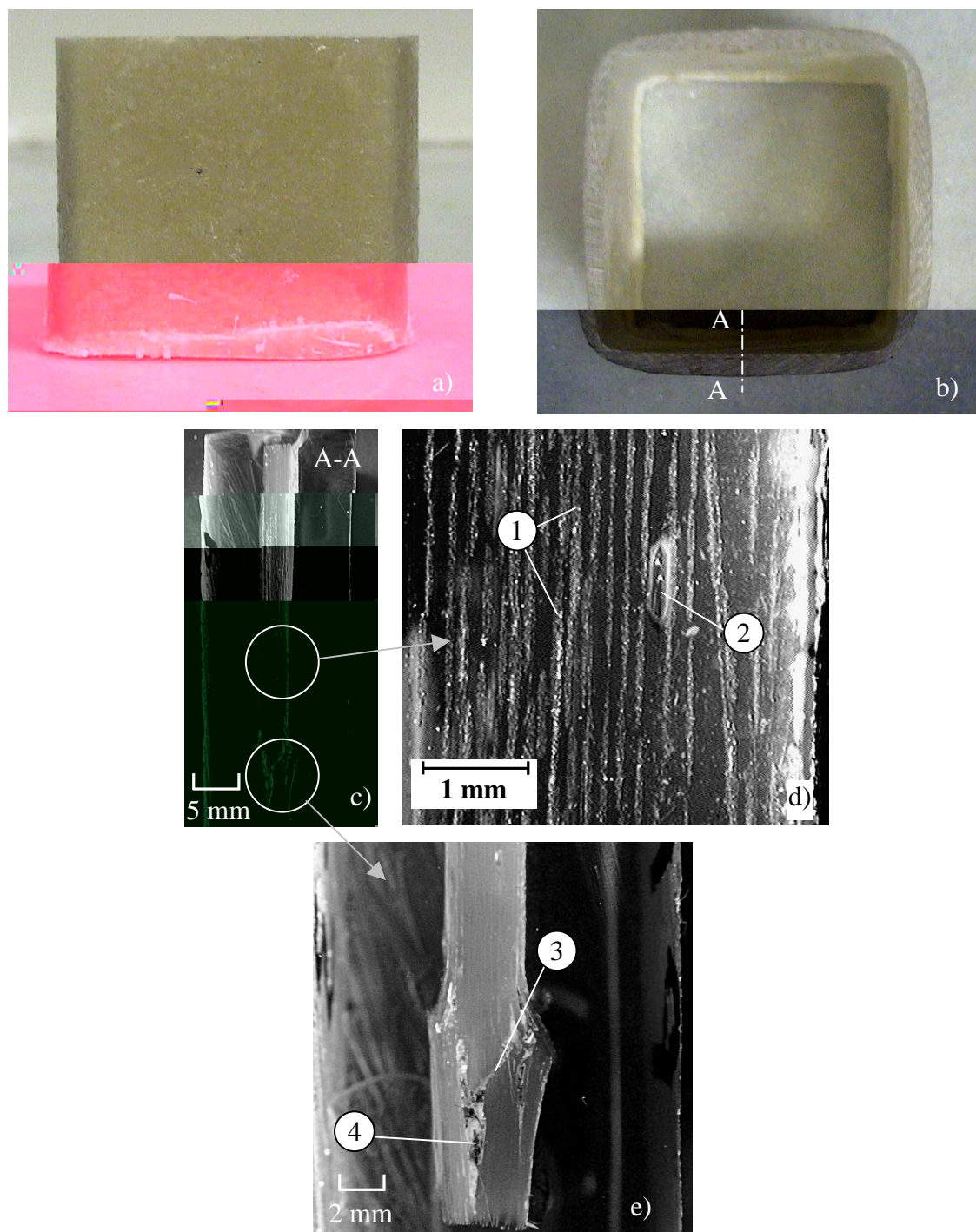


FIGURA 4.30 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster sem aplicação de vácuo com extremidades retas (P18SV3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Vazio 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar.

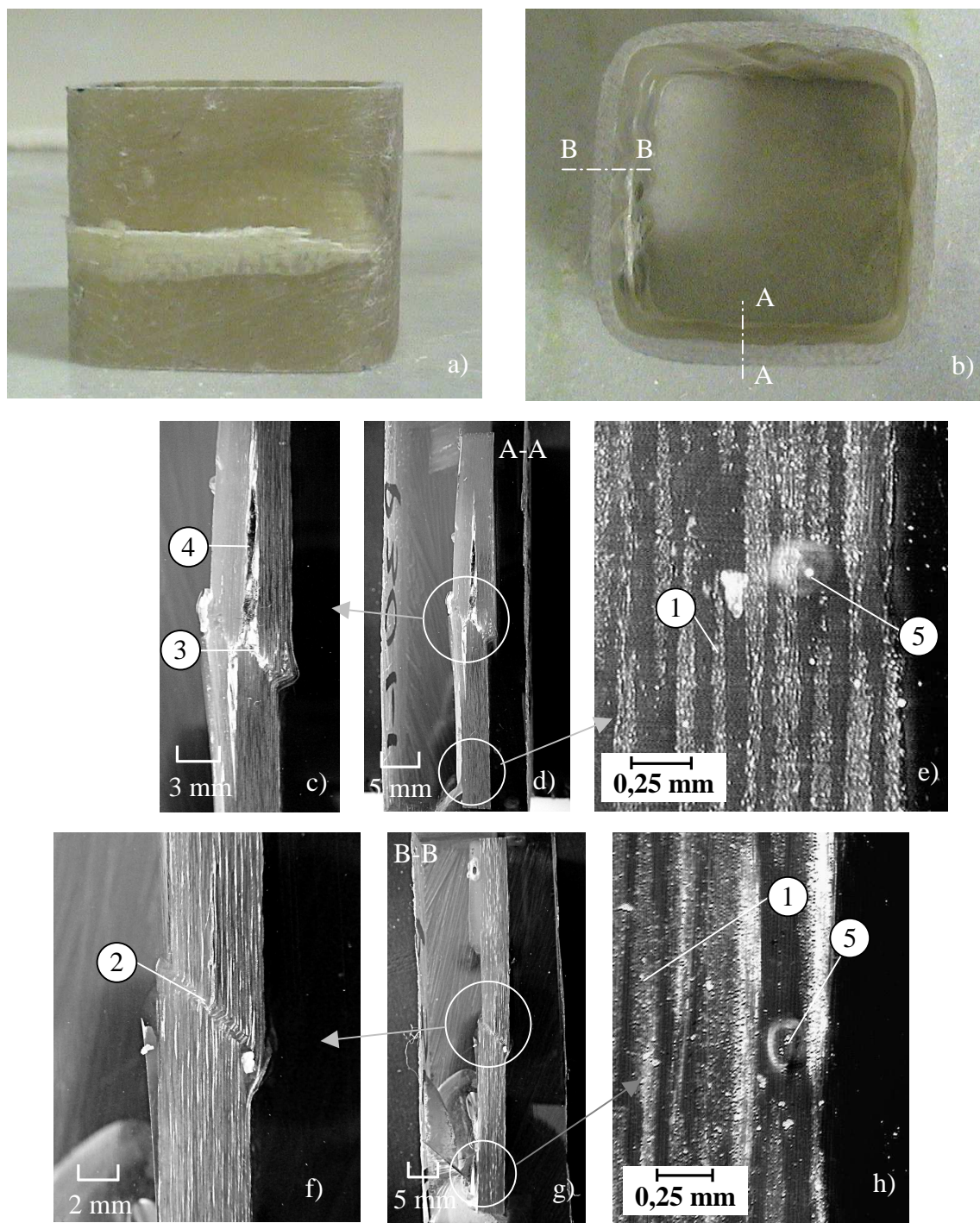


FIGURA 4.31 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster sem aplicação de vácuo com extremidades retas (P30SV1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - h) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Bandas vincadas (Kink band) 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar 5) Vazio.

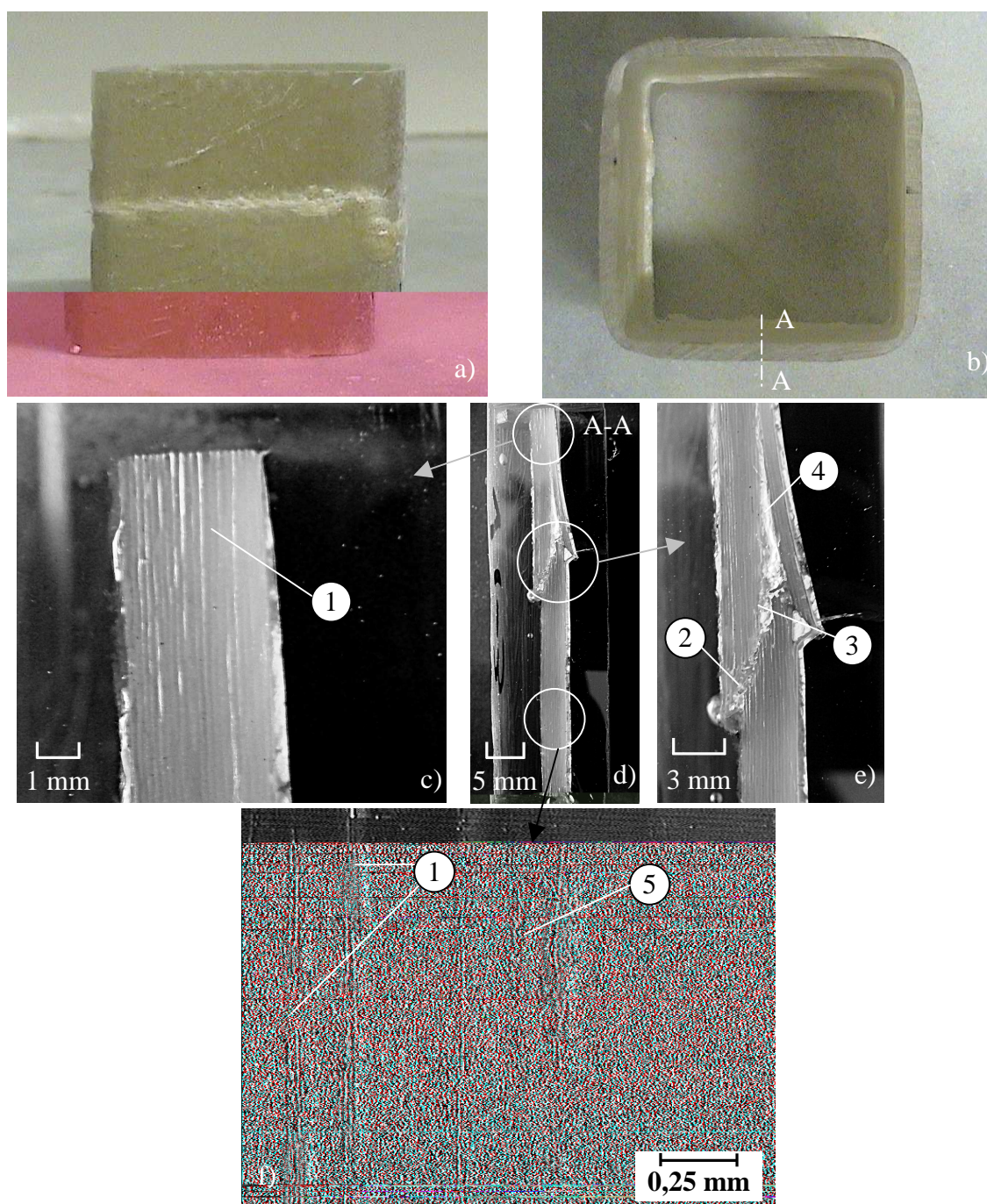


FIGURA 4.32 – Amostra de vidro/éster vinílica sem aplicação de vácuo com extremidades retas (V18SV2) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar 5) Vazio.

As figuras 4.29 a 4.32 sugerem um modo de falha catastrófica, caracterizado pela presença de trincas interlaminares e translaminares nos locais de não uniformidade no material ou na geometria. O surgimento das trincas acontece no valor pico da força ($P_{máx}$) devido a

concentração de tensão (nos locais de não uniformidade no material ou na geometria), seguido por uma queda significativa no valor da força de esmagamento (P) devido a propagação das trincas através das paredes do perfil, conforme foi observado nas curvas força-deslocamento (Figs. 4.25 a 4.28). Também, na figura 4.31 é possível observar a presença de bandas vincadas (kink bands) resultantes de micro-flambagem das fibras, além de falha da matriz por cisalhamento ou falha das fibras. Nas figuras 4.29 a 4.32 pode-se observar a presença de vazios e gases de reação de cura presos durante o processo de cura da resina.

4.6.2 Amostras processadas sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada.

As curvas de força-deslocamento para as amostras com uma extremidade chanfrada processadas sem aplicação de vácuo de vidro/epóxi (E18SVCH), vidro/poliéster com 18 camadas (P18SVCH), vidro/poliéster com 30 camadas (P30SVCH) e vidro/éster vinílico (P18SVCH) são apresentadas nas figuras 4.33 a 4.36.

Nas figuras 4.33 a 4.36 pode-se observar que todas as amostras com uma extremidade chanfrada de perfis processados sem aplicação de vácuo apresentaram um modo de falha progressivo caracterizado pelo início do esmagamento estável no valor do pico da força. Os modos de falha das referidas amostras são ilustrados nas figuras 4.37 a 4.41.

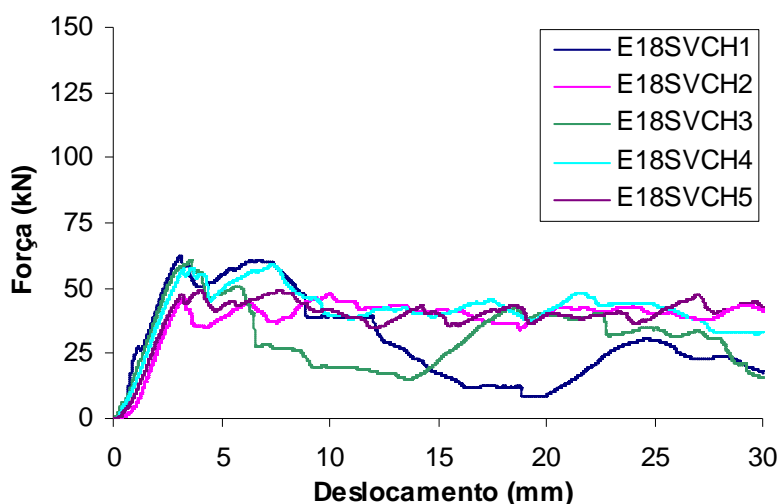


FIGURA 4.33 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.

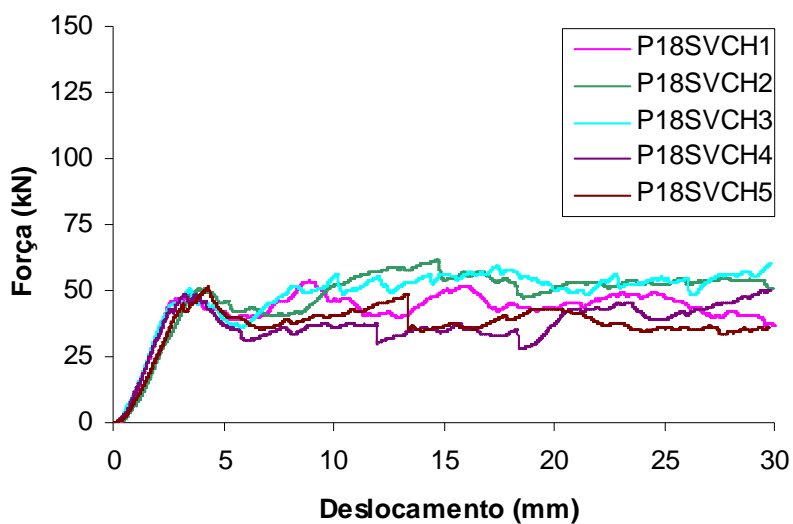


FIGURA 4.34 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.

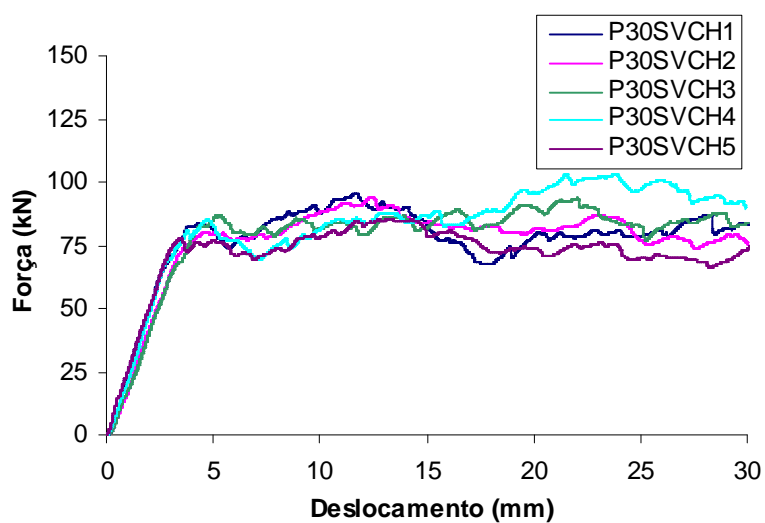


FIGURA 4.35 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.

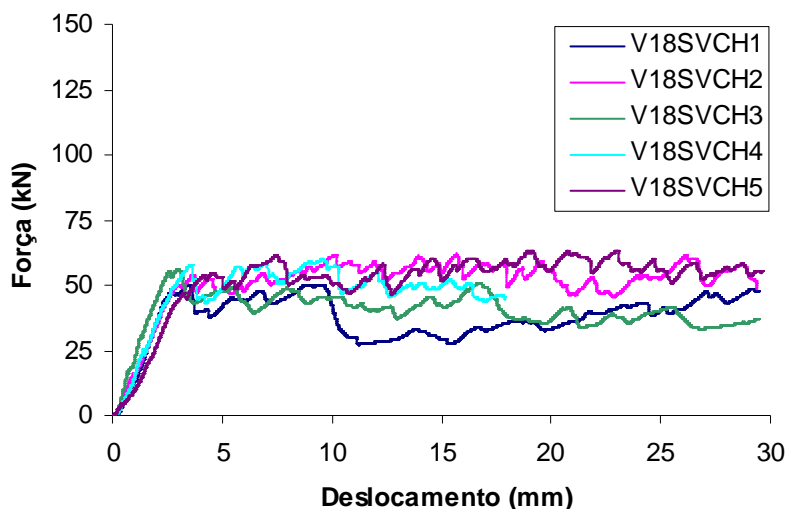


FIGURA 4.36 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílica, processadas sem aplicação de vácuo, com chanfro.

Nas figuras 4.37 a 4.41 pode ser observado um modo de falha progressiva caracterizado pelo início do esmagamento progressivo no extremo chanfrado do perfil e a formação de duas frondes contínuas em cada parede do perfil, as quais se estendem interna e externamente, separando o perfil de seção transversal quadrada nos vértices. Esse modo de falha progressiva corresponde ao modo de delaminação com dispersão lateral de lâminas (Jacob *et al.*, 2002) ou Modo I na classificação de Mamalis *et al.* (2005) relacionado a elevados valores de absorção de energia.

Nas referidas amostras, o colapso progressivo se inicia no valor de pico da força ($P_{\text{máx}}$) devido à concentração de energia no chanfro. Depois, o valor da força de esmagamento requerida para a continuação do teste sofre variações conforme foi observado nas curvas força-deslocamento (Figs 4.33 a 4.36). Nesse estágio são formadas as frondes interna e externa, simultaneamente, com a formação de trincas nos vértices, as quais se propagam paralelamente ao eixo do perfil. Conforme o teste continua, as frondes são flexionadas para dentro e para fora do perfil e fraturadas devido ao contato com a placa de aplicação de carga, dando lugar ao surgimento de partículas em forma de cunha resultantes da fratura local da matriz e da fibra, as quais são depositadas na trinca formada entre as duas frondes. Em algumas amostras é possível observar a presença de uma trinca interlaminar entre as duas frondes, denominada de trinca principal interlaminar. Também é possível observar a presença de vazios e gases da reação de cura presos durante o processo de cura da resina.

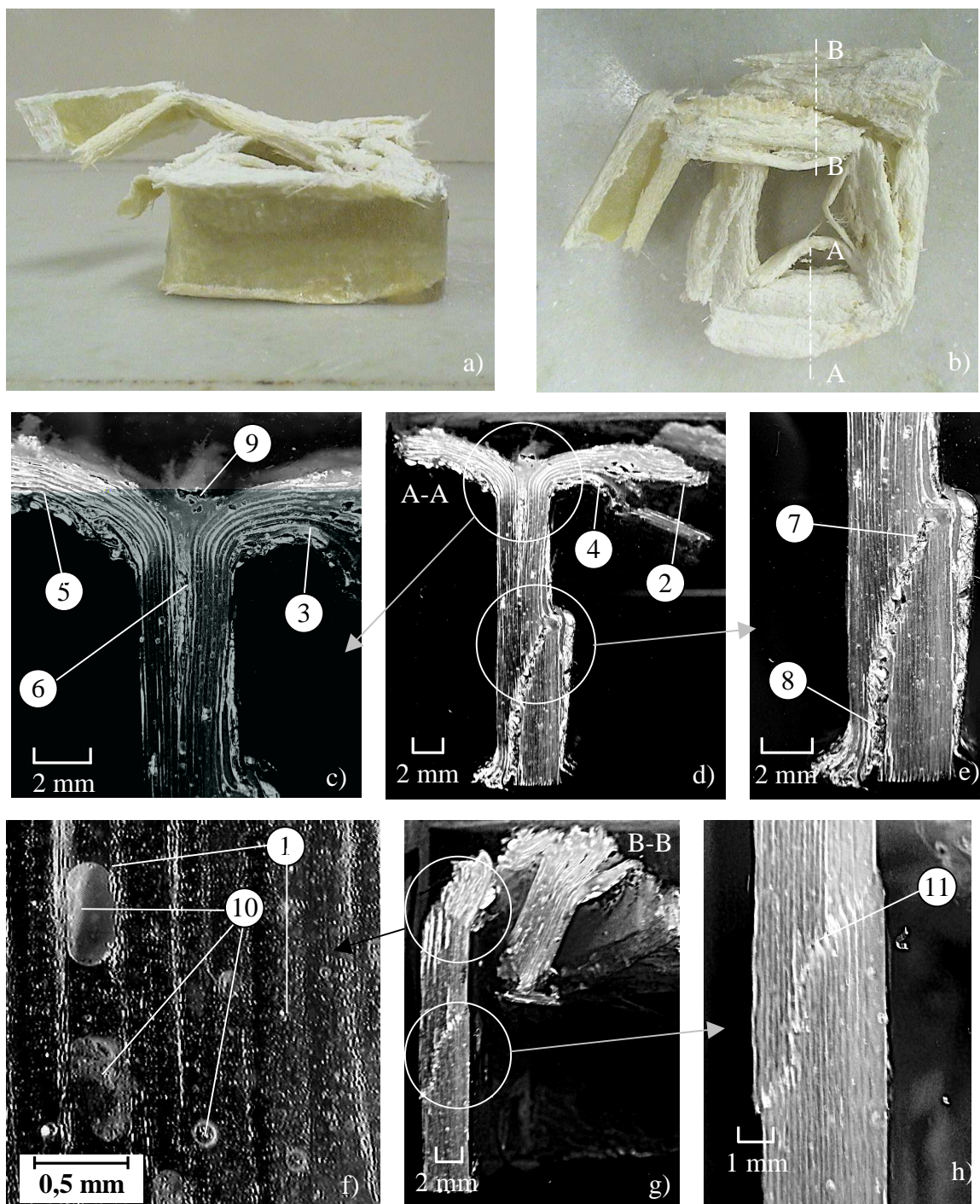


FIGURA 4.37 – Amostra de vidro/epóxi processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (E18SVCH3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - h) Micrografias: 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Delaminação da parede do perfil 4) Fronde externa 5) Fronde interna 6) Trinca principal interlaminar 7) Trinca translaminar 8) Trinca interlaminar 9) Partículas em forma de cunha 10) Vazio 11) Banda vincada (Kink band).

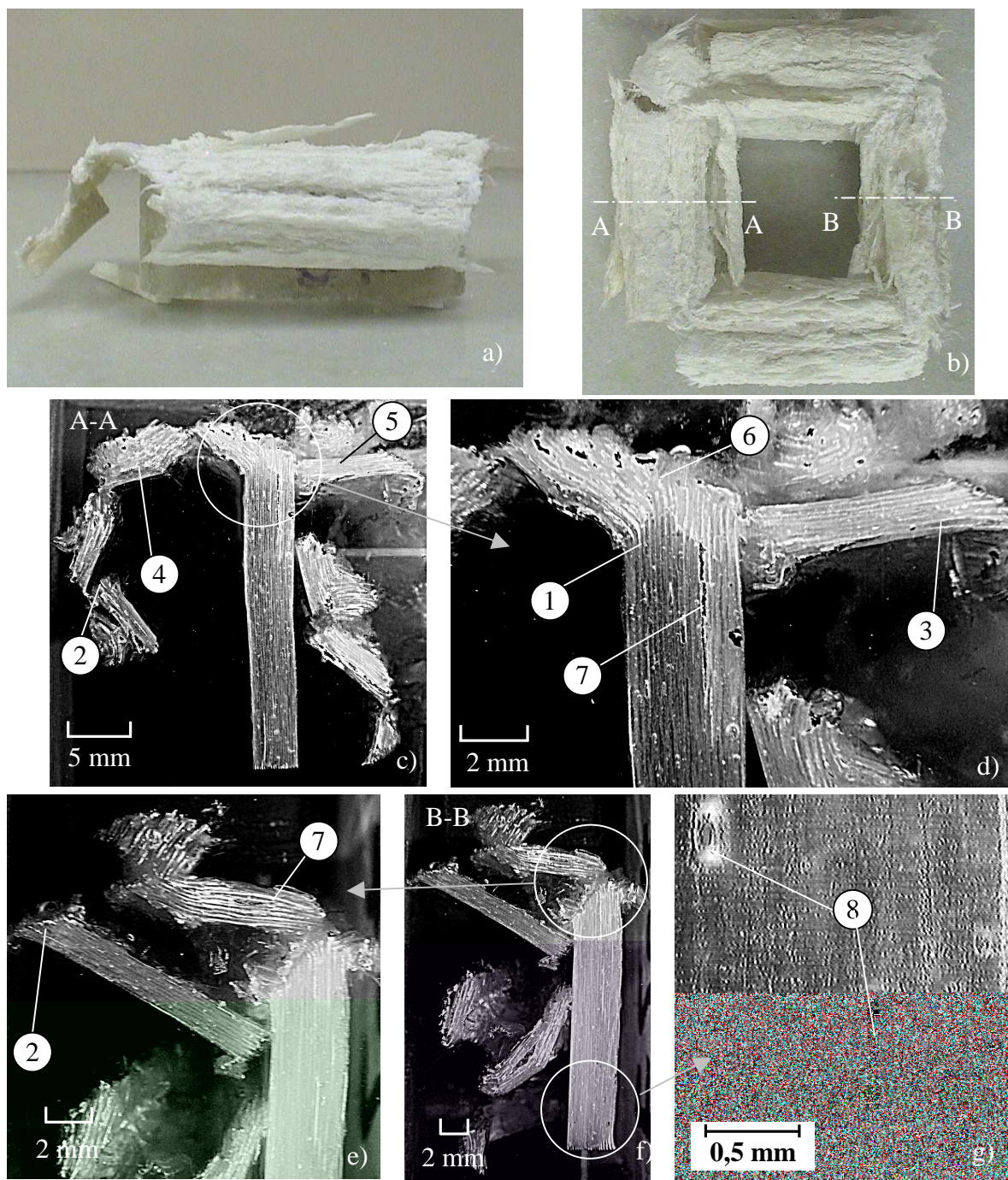


FIGURA 4.38 – Amostra de vidro/epóxi processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (E18SVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - g) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Delaminação da parede do perfil 4) Fronde externa 5) Fronde interna 6) Partículas em forma de cunha 7) Trinca interlaminar 8) Vazio.

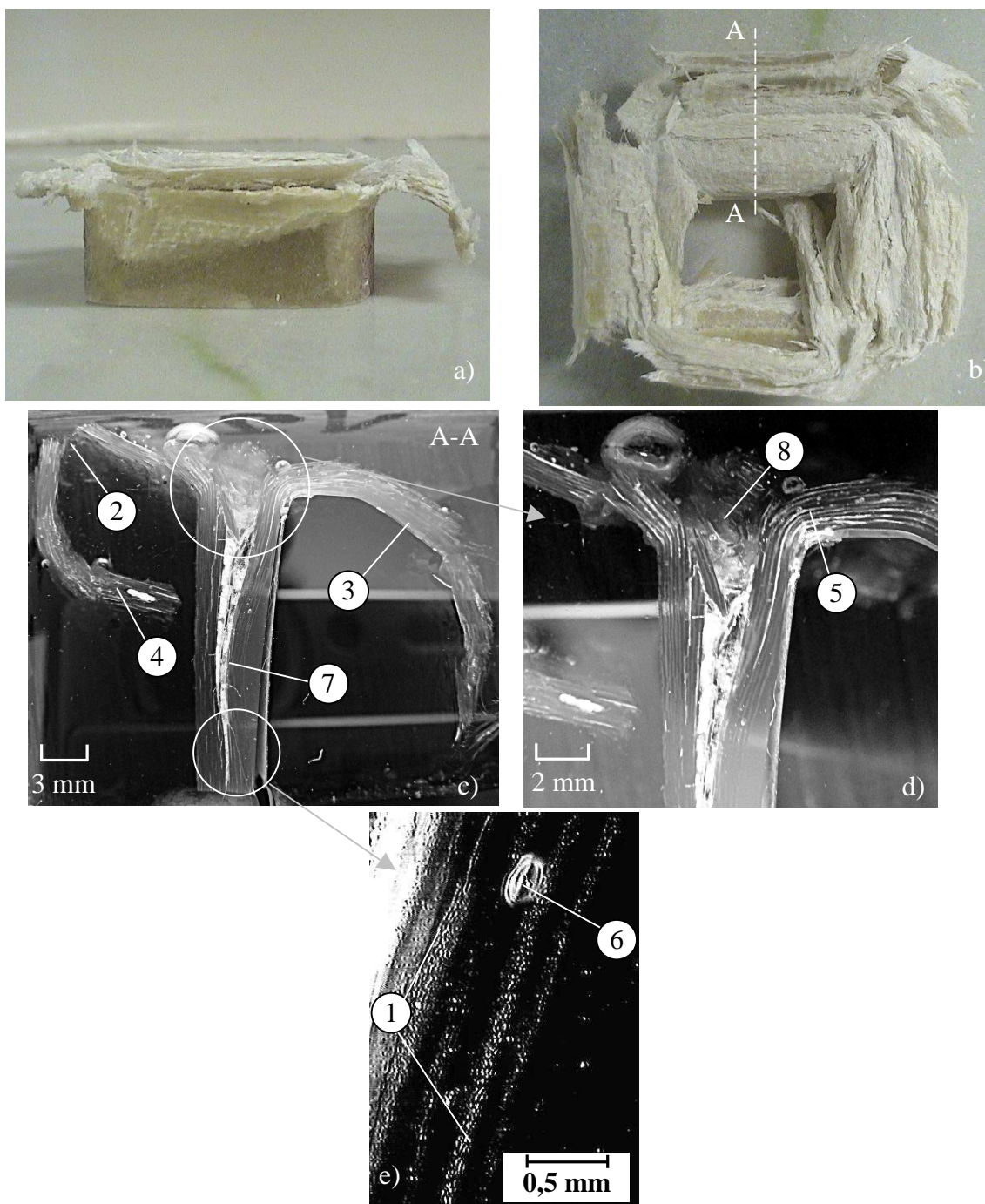


FIGURA 4.39 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P18SVCH4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Vazio 7) Trinca principal interlaminar 8) Partículas em forma de cunha.

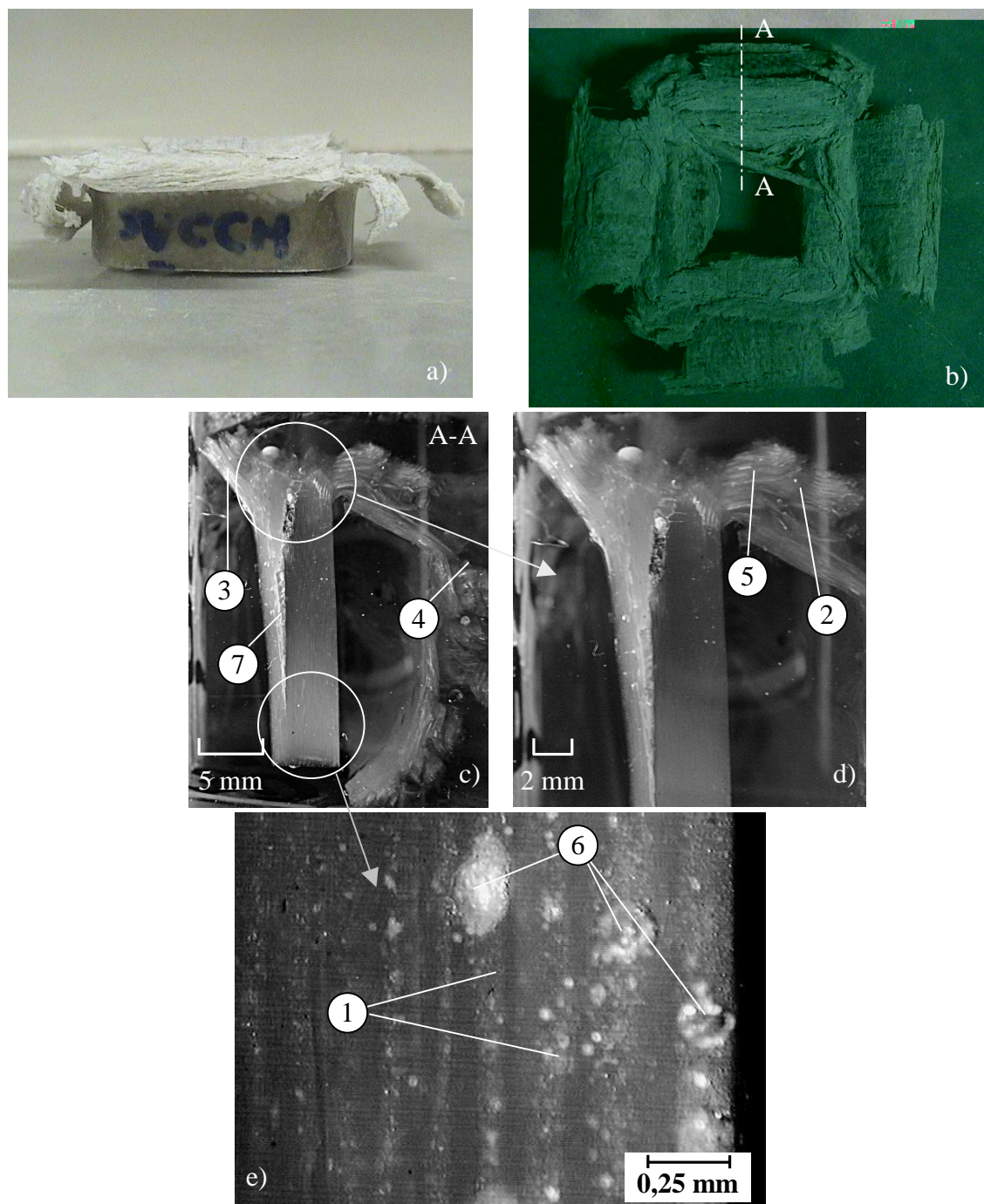


FIGURA 4.40 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P30SVCH1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Vazio 7) Trinca principal interlaminar

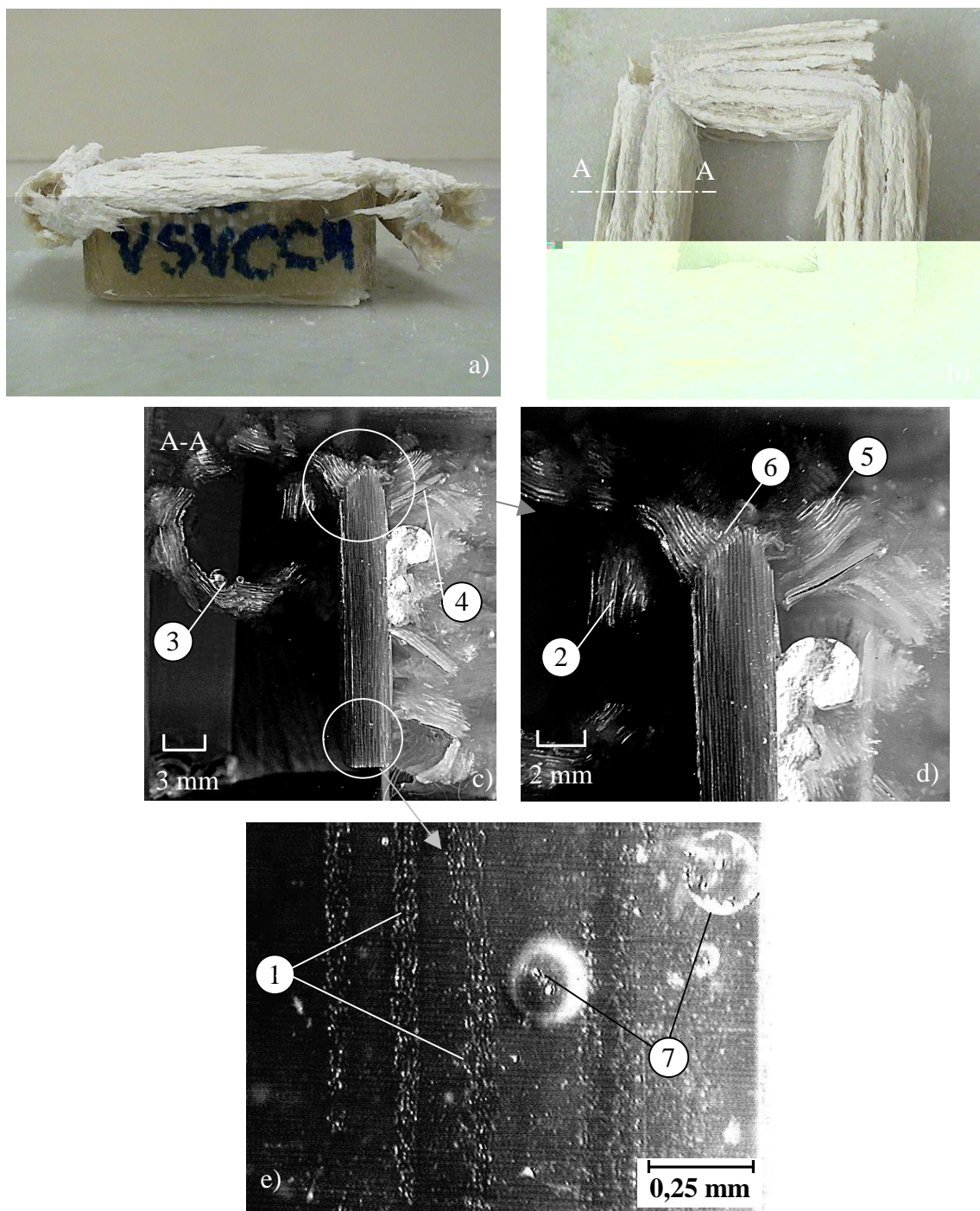


FIGURA 4.41 – Amostra de vidro/éster vinílica processada sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18SVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha 7) Vazio.

Além do modo de delaminação, as amostras de vidro/epóxi E18SVCH1 e E18SVCH3 (Fig. 4.37) apresentaram características do modo catastrófico apresentando trincas interlaminares e translaminares nos locais de não uniformidade no material ou na geometria do componente. As quedas no valor da força de esmagamento (P) das referidas amostras observadas nas curvas força-deslocamento (Fig. 4.34), entre 5 e 10 mm de deslocamento, são atribuídas à combinação dos modos de falha de delaminação e catastrófico, observados na figura 4.37.

4.6.3 Amostras processadas com aplicação de vácuo com extremidades planas.

Nas figuras 4.42 a 4.45 são plotadas as curvas de força deslocamento para as amostras com extremidades retas processadas com aplicação de vácuo de vidro/epóxi (E18CV), vidro/poliéster com 18 camadas (P18CV), vidro/poliéster com 30 camadas (P30CV) e vidro/éster vinílica (P18CV).

No caso das amostras com 18 camadas (E18CV, P18CV e V18CV), observou-se em algumas curvas um tipo de falha progressivo no qual o esmagamento estável aconteceu no valor do pico da força, enquanto nas amostras restantes foi observado um tipo de falha caracterizado por um incremento na força até um valor máximo seguido de uma pós-falha com valor de força menor (Figs. 4.42, 4.43 e 4.45). As amostras de poliéster com 30 camadas P30CV, apresentaram um modo de falha não progressiva (Fig. 4.44). As figuras 4.46 a 4.52 mostram os modos de falha característicos das referidas amostras.

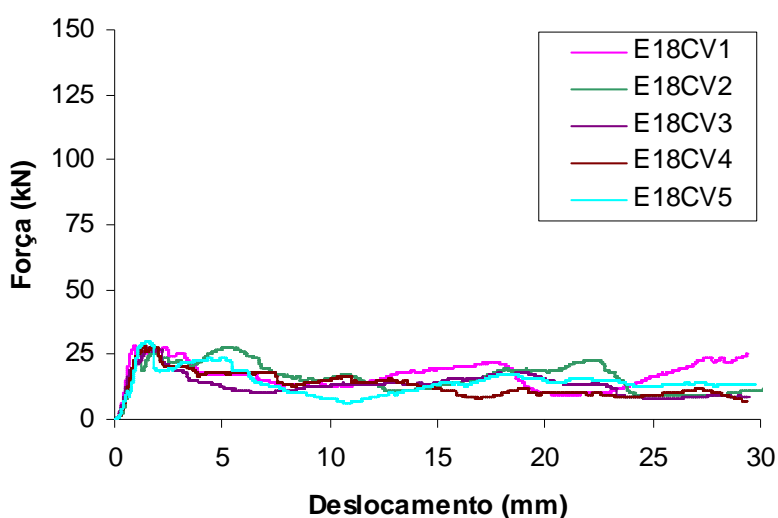


FIGURA 4.42 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.

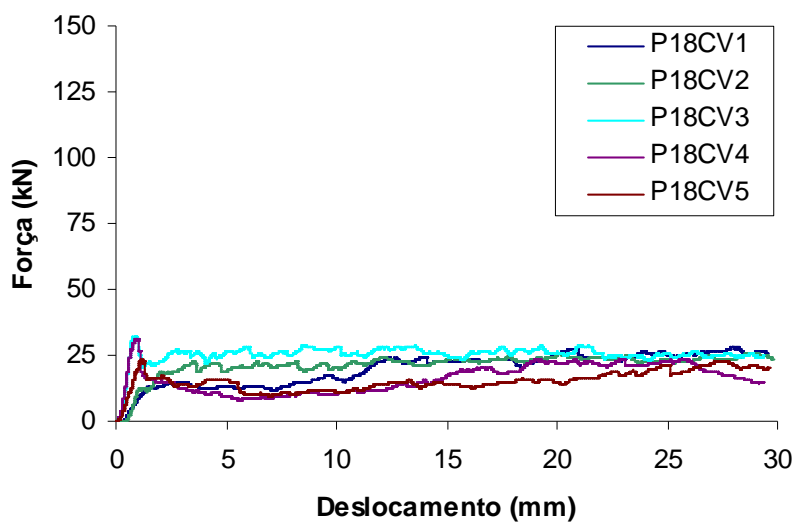


FIGURA 4.43 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.

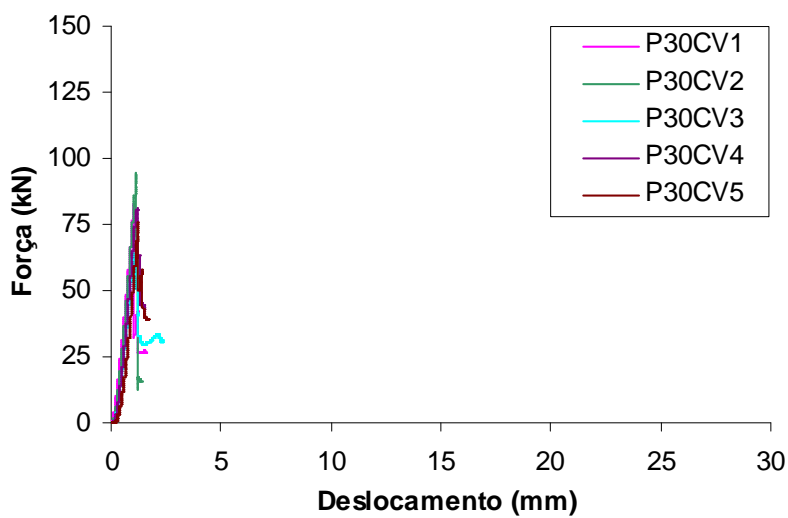


FIGURA 4.44 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 30 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.

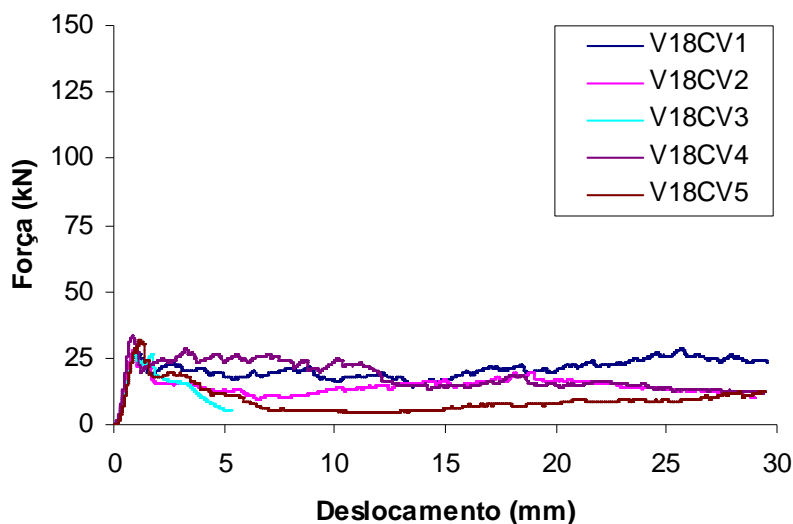


FIGURA 4.45 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílico, processadas com aplicação de vácuo, com extremidades retas.

Após a análise da figura 4.46, correspondente ao modo de falha de todas as amostras de vidro/epóxi com extremidades retas, processadas com aplicação de vácuo (E18CV), foi possível observar a presença de trincas translaminares as quais deram início ao mecanismo de flambagem das paredes do perfil e a uma posterior fratura das camadas de reforço. Esses mecanismos são característicos do modo de flambagem local e são associados a valores de absorção de energia menores que os apresentados no modo de falha por delaminação. Nas referidas amostras, a flambagem local se iniciou no valor de pico da força ($P_{\text{máx}}$) devido ao surgimento de trincas translaminares seguida por uma queda no valor da força de esmagamento, \bar{P} , requerida para continuar a compressão do perfil, relacionada à propagação das trincas (Fig 4.42). Conforme o teste continua, as trincas translaminares dão início à flambagem das paredes do perfil seguida pela fratura da matriz e das camadas de reforço, seguida pela fratura da parede do perfil, resultando em oscilações no valor da força de esmagamento, \bar{P} , (Fig. 4.42). Na figura 4.41 é possível observar que o modo de falha apresentado pelas amostras E18CV resultou em valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} bem menores que os observados nas amostras de vidro/epóxi com extremidades retas processadas sem aplicação de vácuo (E18SVCH), que falharam no modo de delaminação (Fig 4.33). Foram também observadas trincas interlaminares em uma das extremidades do perfil, as quais também contribuíram para a diminuição do valor da força de esmagamento, \bar{P} .

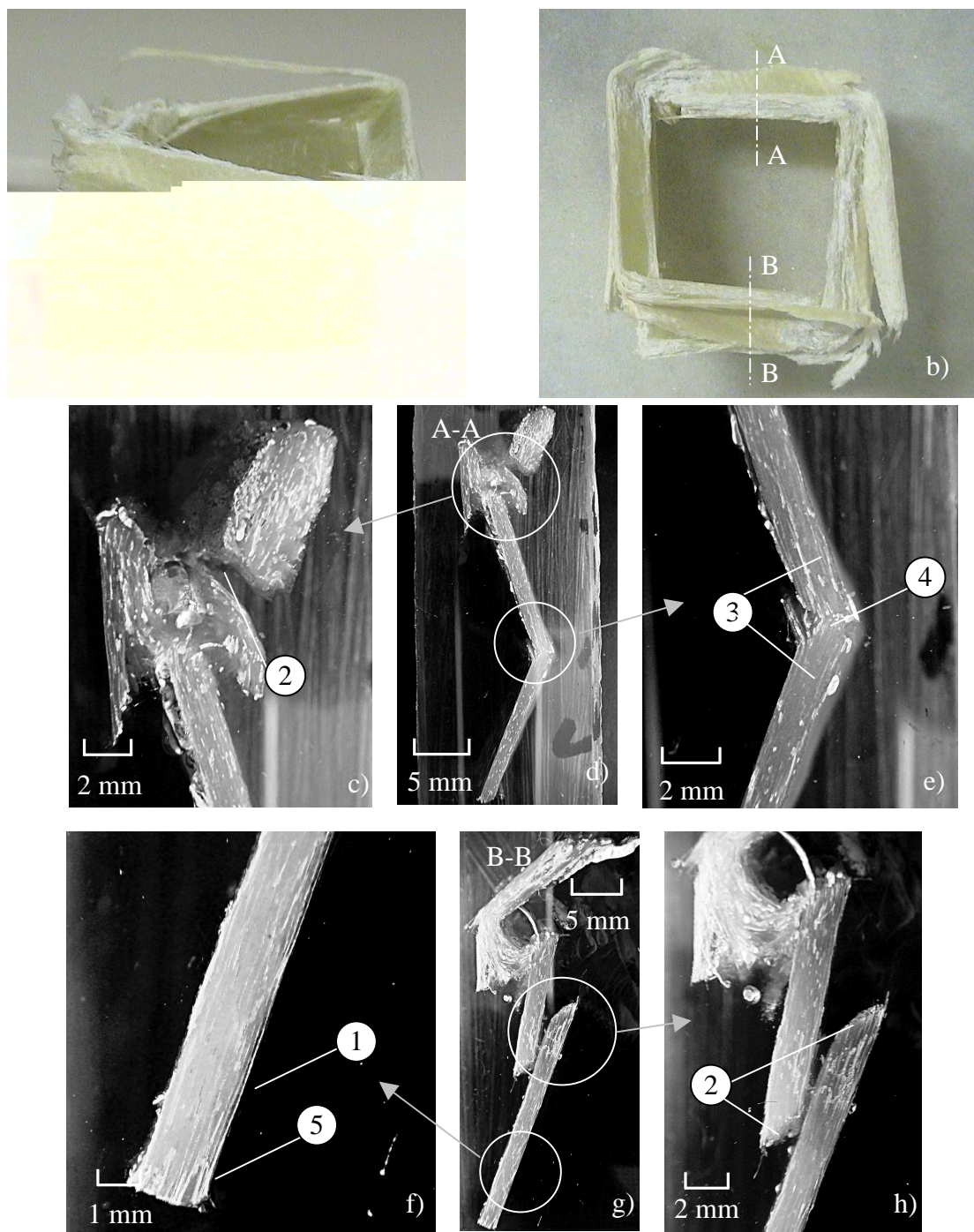


FIGURA 4.46 – Amostra de vidro/epóxi com aplicação de vácuo com extremidades retas (E18CV4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - h) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Flambagem das paredes do perfil 4) Trinca translaminar 5) Trinca interlaminar.

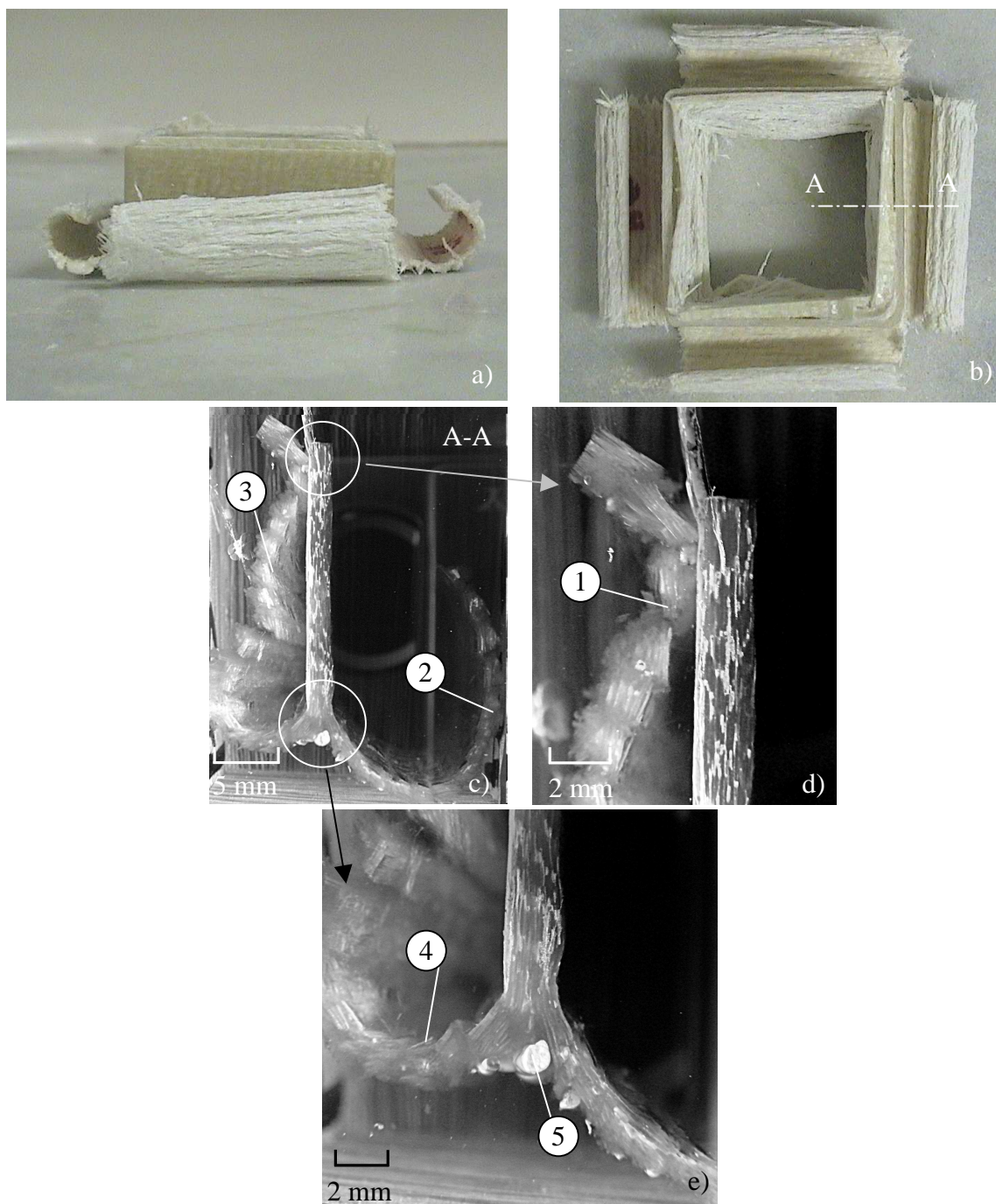


FIGURA 4.47 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P18CV1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Fronde externa 3) Fronde interna 4) Delaminação da parede do perfil 5) Partículas em forma de cunha.

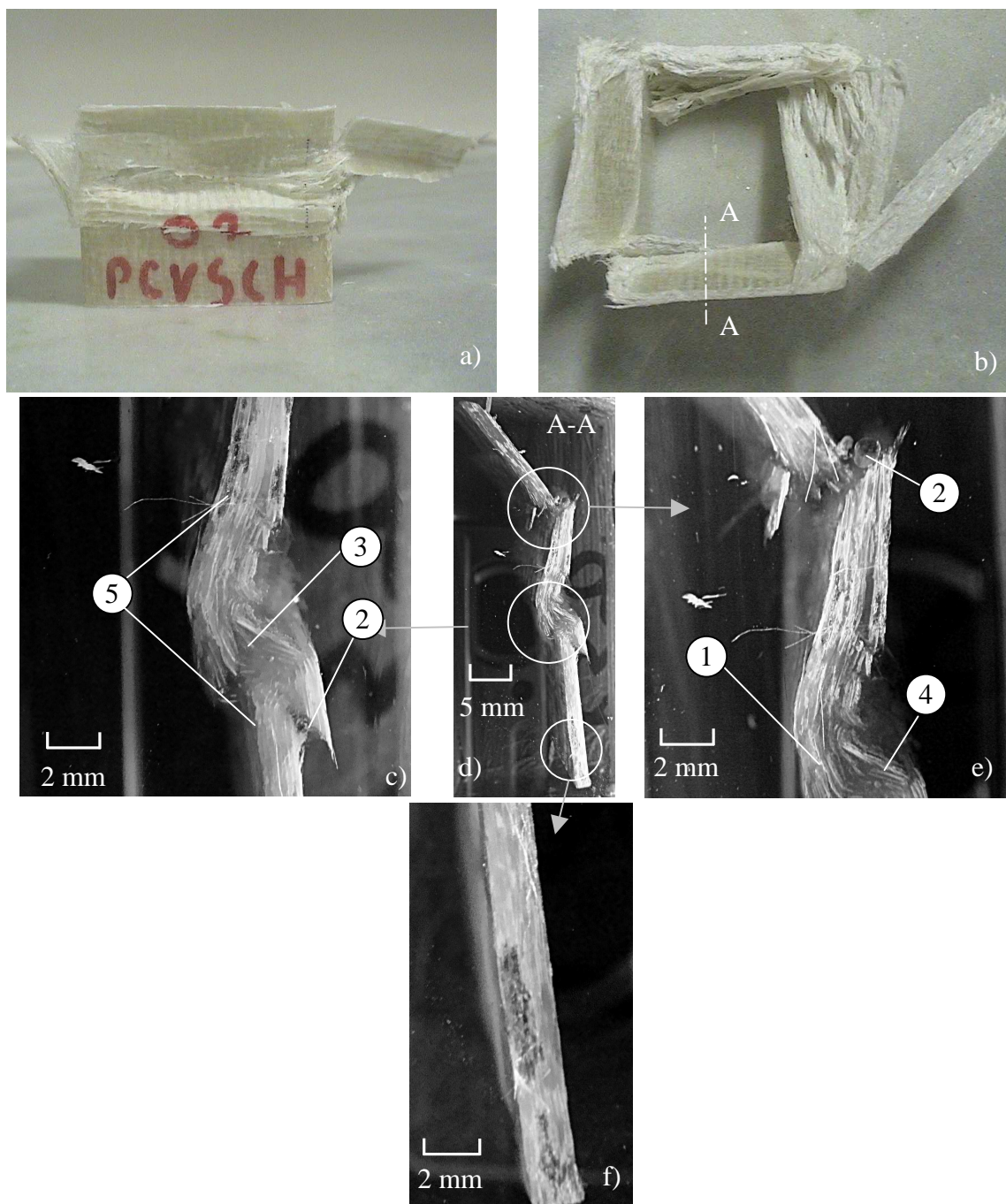


FIGURA 4.48 – Amostra de com 18 camadas vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P18CV4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Trinca translaminar 4) Delaminação da parede do perfil 5) Flambagem das paredes do perfil.

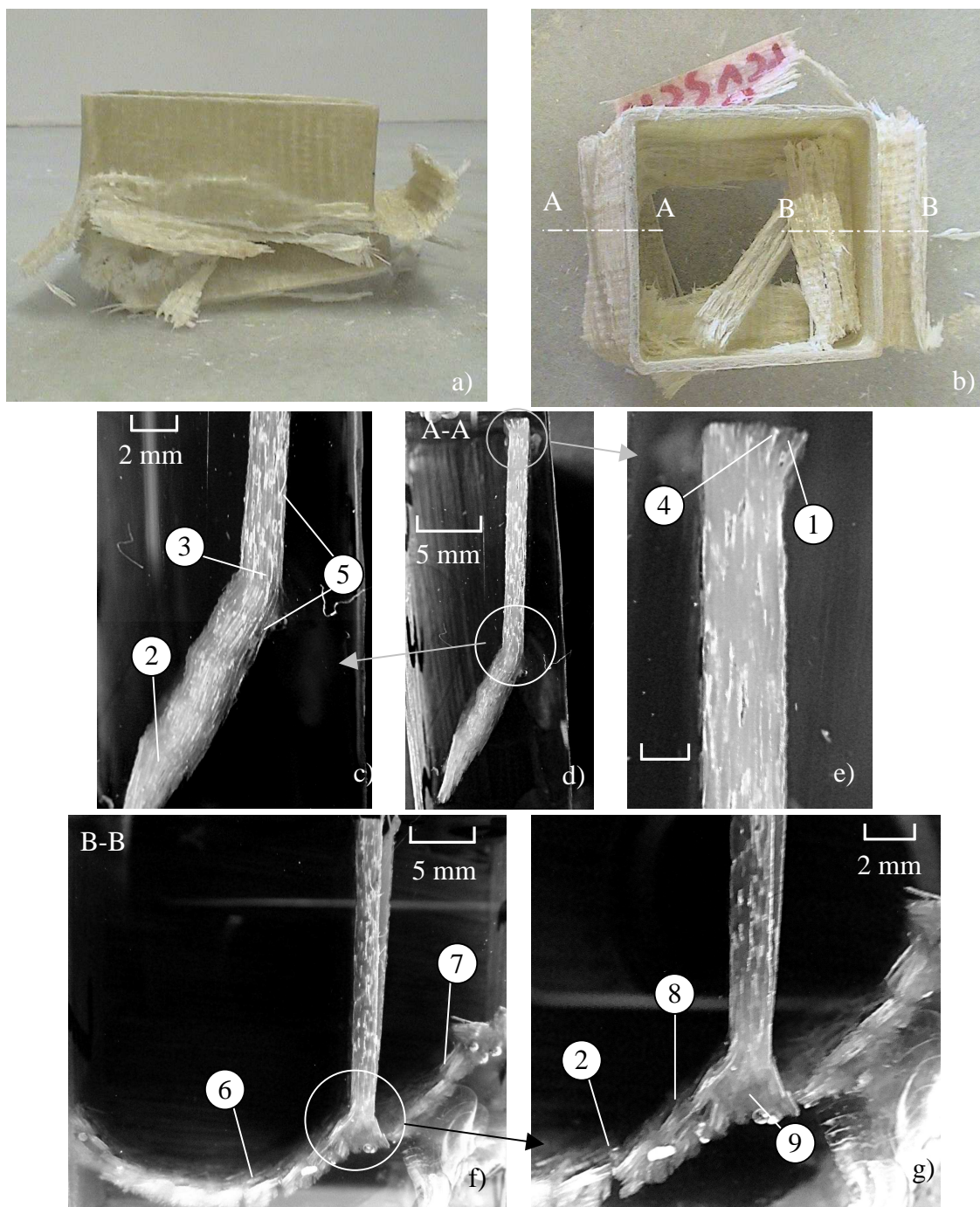


FIGURA 4.49 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P18CV5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - g) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Trinca translaminar 4) Trinca interlaminar 5) Flambagem das paredes do perfil 6) Fronde externa 7) Fronde interna 8) Delaminação da parede do perfil 9) Partículas em forma de cunha.

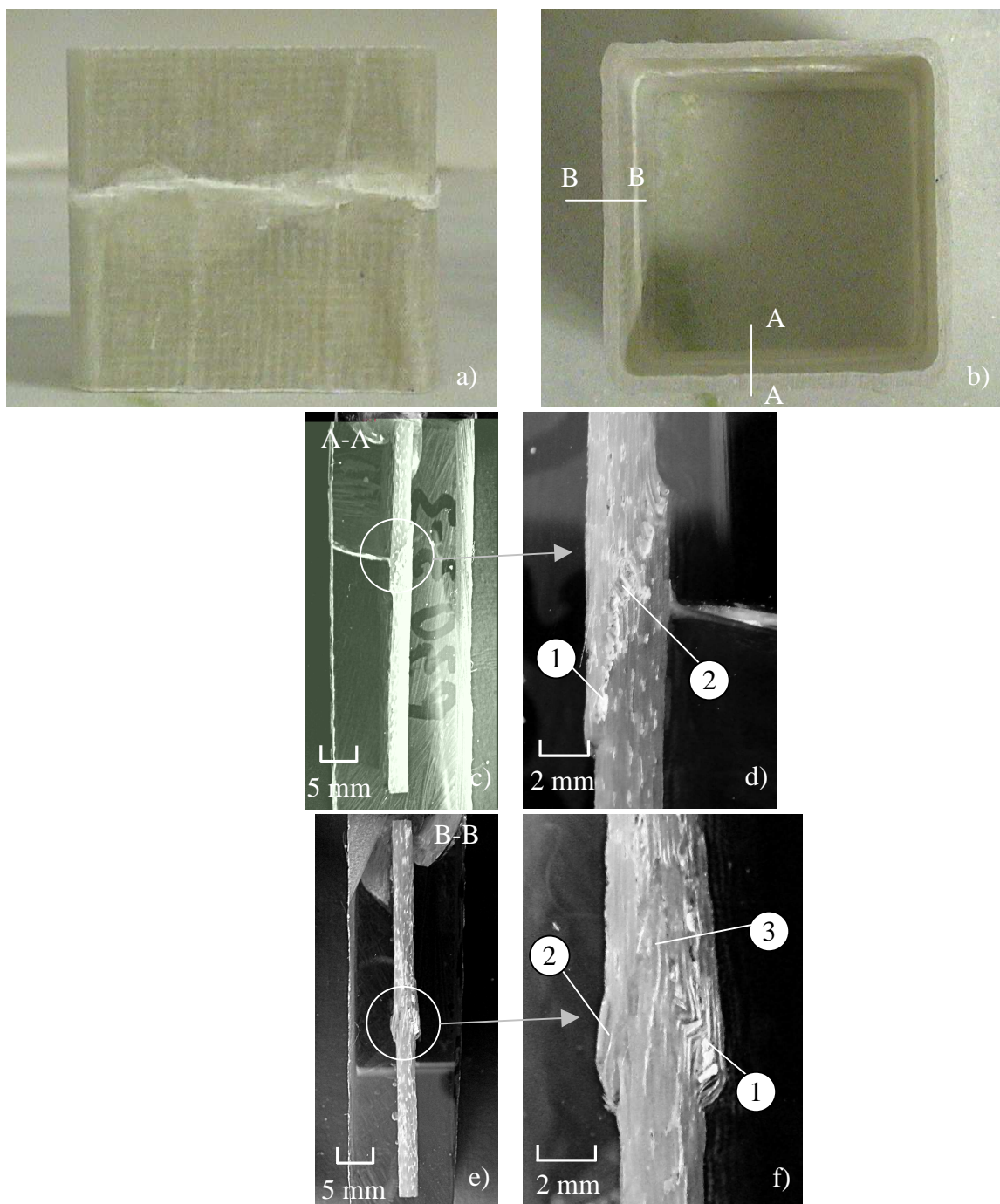


FIGURA 4.50 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster com aplicação de vácuo com extremidades retas (P30CV2) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Trinca translaminar 3) Trinca interlaminar.

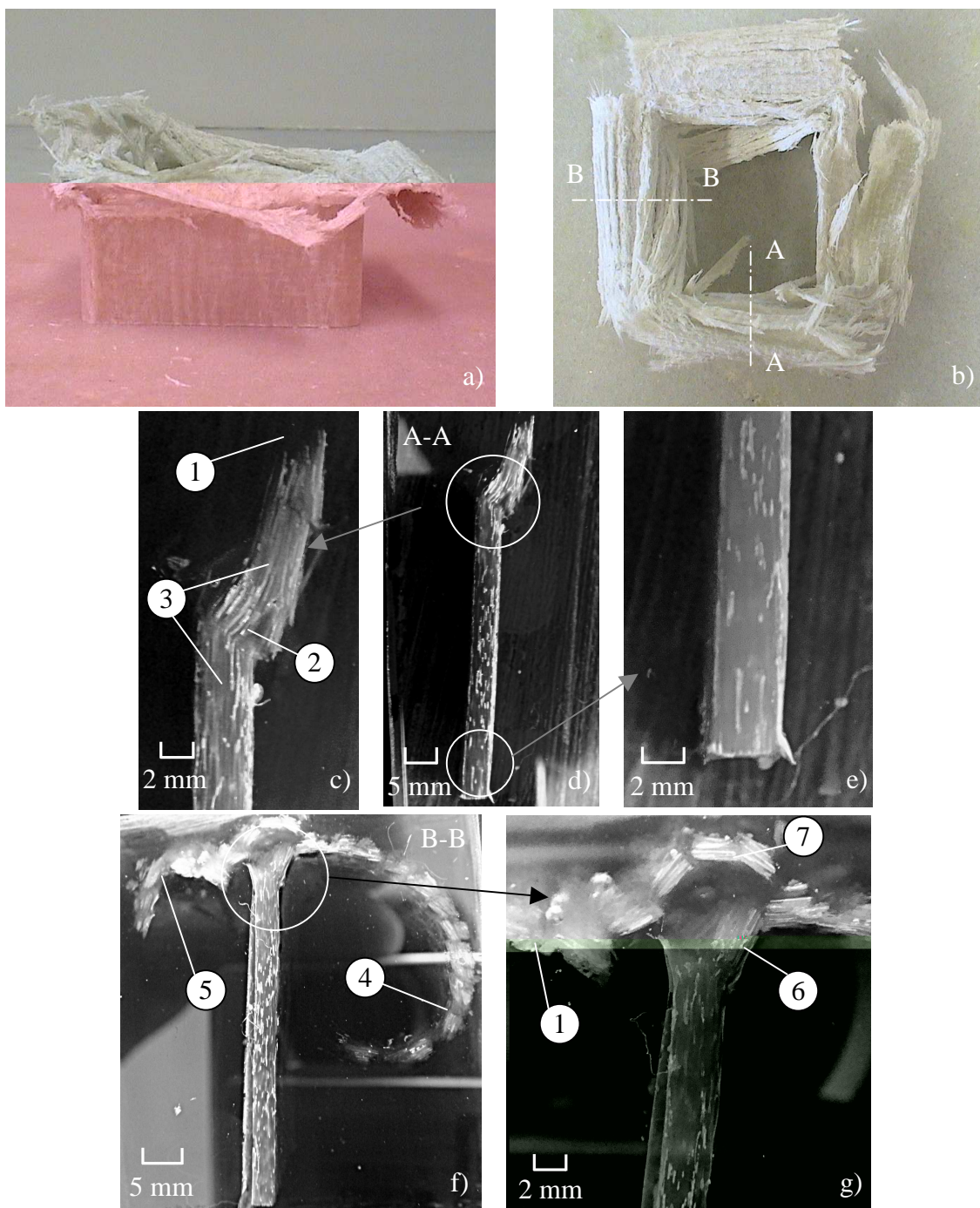


FIGURA 4.51 – Amostra de vidro/éster vinílica com aplicação de vácuo com extremidades retas (V18CV1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - g) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Trinca translaminar 3) Flambagem das paredes do perfil 4) Fronde externa 5) Fronde interna 6) Delaminação da parede do perfil 7) Partículas em forma de cunha.

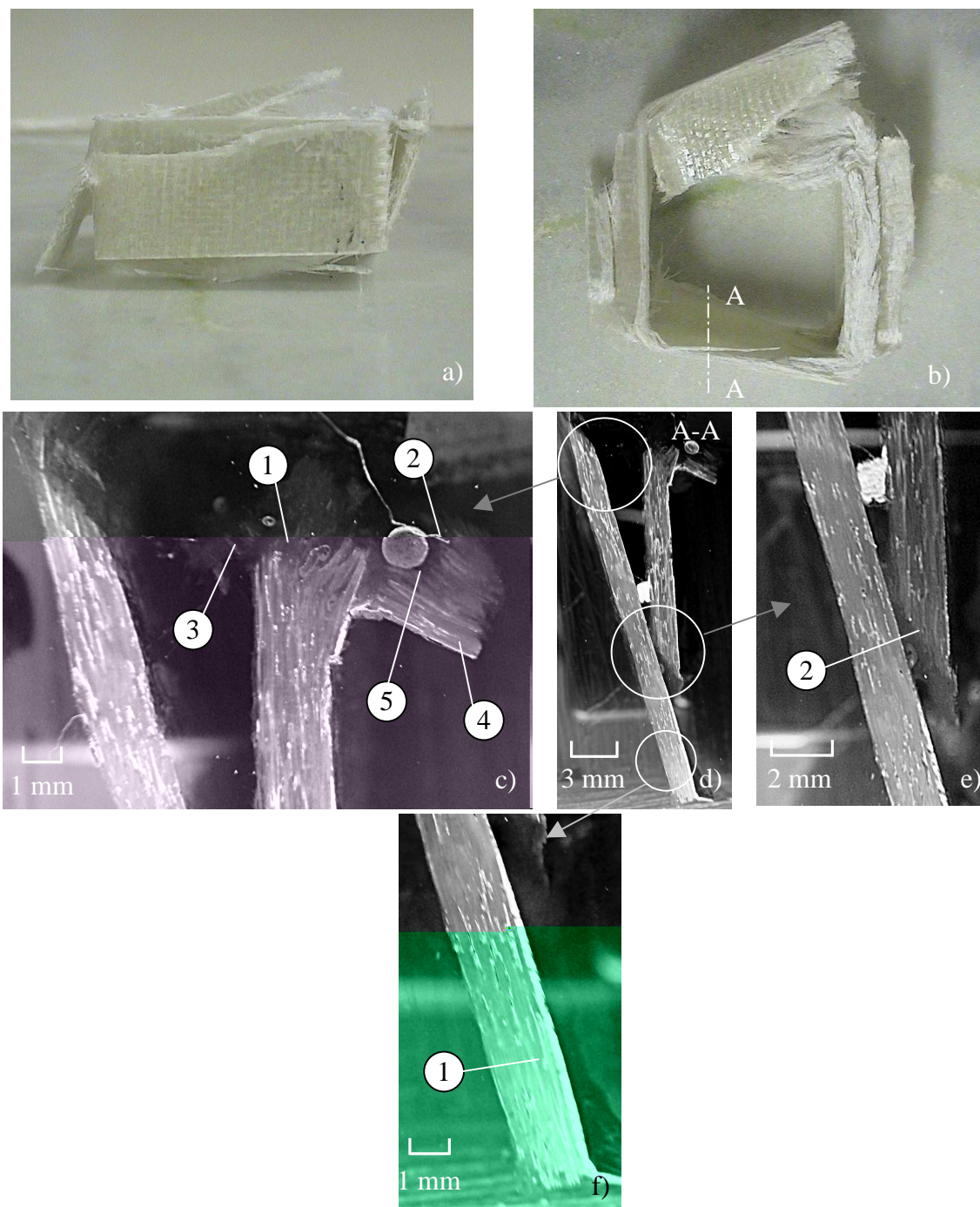


FIGURA 4.52 – Amostra de vidro/éster vinílica com aplicação de vácuo com extremidades retas (V18CV3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha.

As características de esmagamento das amostras com 18 camadas de vidro/poliéster com extremidades retas, processadas com aplicação de vácuo (P18CV) estão mostradas nas figuras 4.47 a 4.49. Na figura 4.47 são mostrados os mecanismos de falha observados em 2 amostras de P18CV (P18CV1 e P18CV2). Após a análise, observou-se que o modo de falha corresponde ao modo por delaminação descrito por Mamalis *et al.* (2005), caracterizado pelo início do esmagamento progressivo no extremo inferior do perfil. Nas curvas força-deslocamento das referidas amostras observa-se o início da falha em $P_{m\acute{a}x}$ seguido por uma progressão do dano no mesmo patamar de $P_{m\acute{a}x}$ (Fig. 4.43). Nas amostras P18CV3 e P18CV4 foi observado um modo de falha por flambagem local (Fig. 4.48) o qual resultou em curvas força-deslocamento caracterizadas pelo incremento da força até $P_{m\acute{a}x}$ seguido por uma pós-falha de valor de força de esmagamento menor, porém no mesmo patamar das amostras que falharam no modo por delaminação (P18CV1 e P18CV2) (Fig. 4.43). A amostra P18CV5 apresentou uma combinação de dois modos de falha: o modo por delaminação e o modo por flambagem local, com a presença de trincas interlaminares na extremidade inferior do perfil (Fig. 4.49). A curva força-deslocamento dessa amostra (P18CV5) foi similar a das amostras que falharam por flambagem local, porém o valor $P_{m\acute{a}x}$ foi inferior, sugerindo uma possível influência da combinação dos modos no valor de $P_{m\acute{a}x}$. Contudo, todos os modos de falha observados nas amostras P18CV resultaram em valores de $P_{m\acute{a}x}$ e da força de esmagamento, \bar{P} , significativamente menores que os das amostras com uma extremidade chanfrada com 18 camadas de vidro/poliéster processadas sem aplicação de vácuo (P18SVCH) as quais falharam no modo de esmagamento por delaminação (Figs. 4.34 e 4.43).

Na figura 4.50 observa-se o modo de esmagamento apresentado por todas as amostras com extremidades retas com 30 camadas de vidro/poliéster processadas com aplicação de vácuo (P30CV). As imagens sugerem um modo de falha catastrófica, caracterizado pela presença de trincas interlaminares e translaminares nos locais de não uniformidade no material ou na geometria.

Nas figuras 4.51 e 4.52, é possível observar as características das falhas apresentadas nas amostras de vidro/éster vinílica com extremidades retas, processadas sem aplicação de vácuo (V18CV). Quatro amostras (V18CV1, V18CV2, V18CV4 e V18CV5) apresentaram um modo de esmagamento caracterizado pela combinação dos modos de falha por delaminação e por flambagem local (Fig. 4.51). Nas curvas força-deslocamento

das referidas amostras (Fig. 4.45) é possível observar curvas características do modo de flambagem local. Os valores menores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} das referidas amostras foram menores aos das amostras V18SVCH (4.36 e 4.45). A amostra V18CV3 apresentou um modo de falha catastrófico (Fig. 4.52) conforme pode ser verificado na curva força-deslocamento correspondente a essa amostra (Fig. 4.45). Portanto, apesar de algumas dessas amostras não-chanfradas apresentarem esmagamento progressivo, os valores de \bar{P} são menores que os observados nas amostras chanfradas e algumas amostras falham de maneira catastrófica, caracterizando a não-uniformidade de comportamento.

4.6.4 Amostras processadas com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada.

As curvas de força-deslocamento para amostras com uma extremidade chanfrada processadas com aplicação de vácuo de vidro/epóxi (E18CVCH), vidro/poliéster com 18 camadas (P18CVCH), vidro/poliéster com 30 camadas (P30CVCH) e vidro/éster vinílica (P18CVCH) são apresentadas nas figuras 4.53 a 4.56.

Todas as amostras com uma extremidade chanfrada de perfis processados com aplicação de vácuo (E18CVCH, P18CVCH, P30CVCH e V18CVCH) apresentaram um modo de falha progressivo caracterizado pelo início do esmagamento estável no valor do pico da força (Figs. 4.53 a 4.56). As figuras 4.57 a 4.64 mostram os modos de falha característicos das referidas amostras.

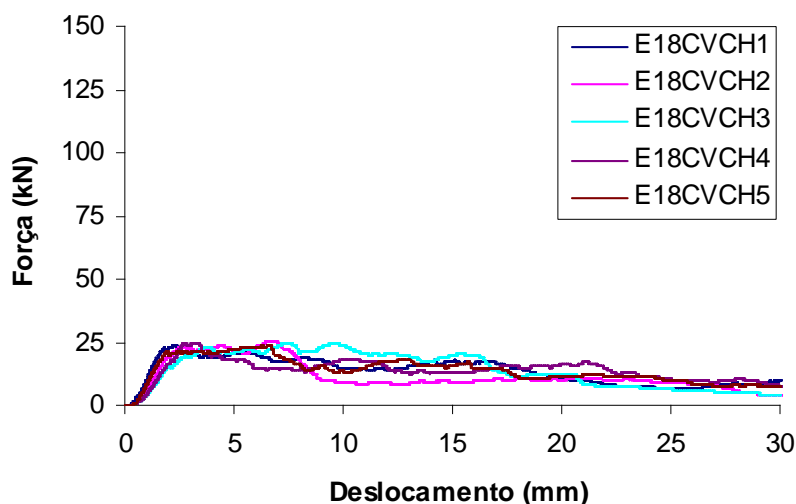


FIGURA 4.53 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/epóxi, processadas com aplicação de vácuo, com chanfro.

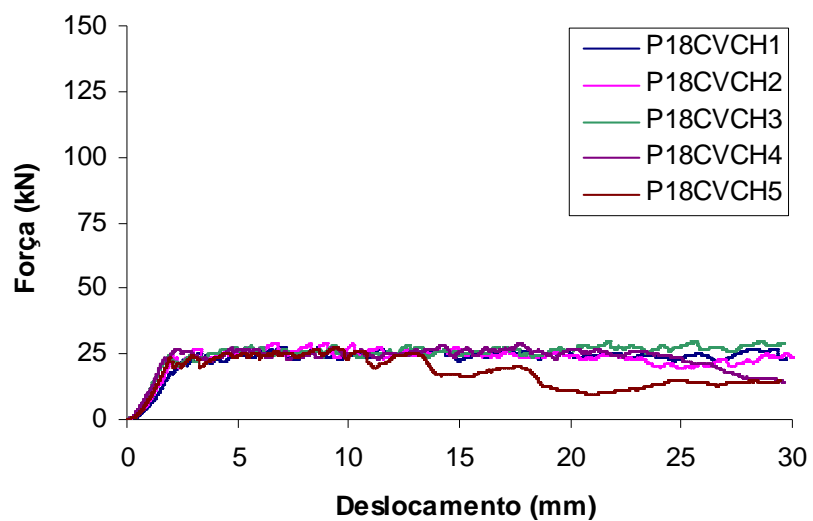
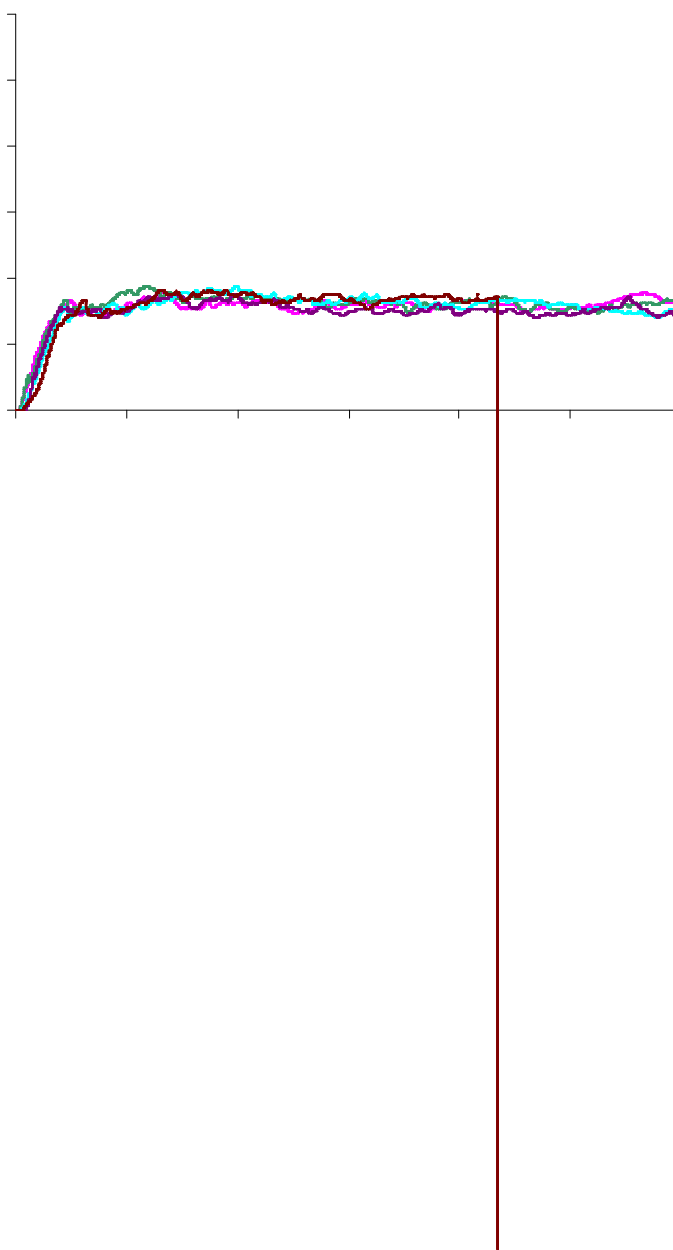


FIGURA 4.54 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/poliéster com 18 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com chanfro.



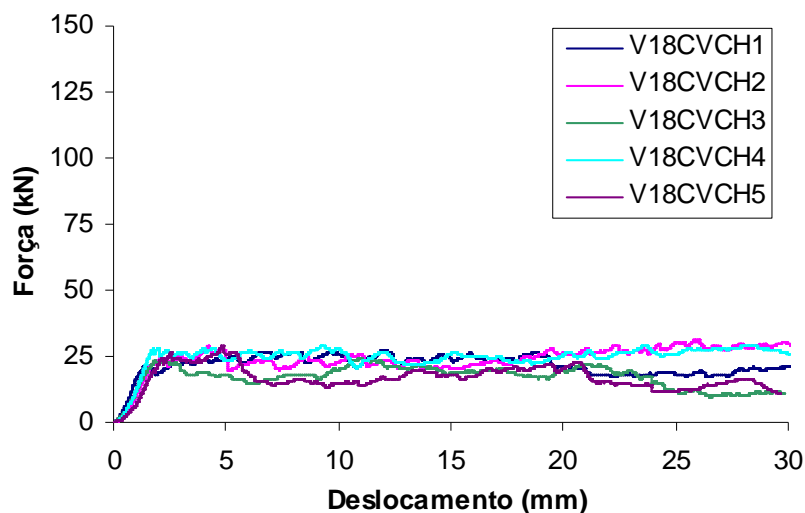


FIGURA 4.56 – Curvas força-deslocamento para amostras de vidro/éster vinílico com 18 camadas, processadas com aplicação de vácuo, com chanfro.

Os mecanismos mostrados na figura 4.57, correspondentes a todas as amostras comprimidas de vidro/epóxi com uma extremidade chanfrada processadas com aplicação de vácuo (E18CVCH), indicam que estas amostras apresentaram a combinação de dois modos de falha: o modo por delaminação e o modo por flambagem local, descritos anteriormente. A combinação desses modos de falha resultou em valores de $P_{\text{máx}}$ e da força de esmagamento, \bar{P} , similares aos das amostras de vidro/epóxi processadas com aplicação de vácuo sem chanfro (E18CV) e significativamente menores que os observados nas amostras sem aplicação de vácuo com chanfro (E18SVCH), as quais falharam exclusivamente no modo por delaminação (Fig. 4.57).

Em todas as amostras com uma extremidade chanfrada com 18 camadas de vidro/poliéster processadas com aplicação de vácuo (P18CVCH) foi observado o modo de falha progressiva por delaminação na extremidade chanfrada do perfil (Fig. 4.58 e 4.59), resultando em curvas força-deslocamento bem uniformes com valores de \bar{P} ligeiramente superiores aos observados nas amostras P18CV (Fig. 4.53). Na figura 4.57 são mostrados os modos de falha apresentados nas amostras P18CVCH1, P18CVCH2 e P18CVCH3 e na figura 4.58, os mecanismos observados nas amostras P18CVCH4 e P18CVCH5. Na figura 4.59 além dos mecanismos apresentados na figura 4.55 observa-se a presença de mecanismos de delaminação e fratura das camadas de reforço na parte inferior (sem chanfro) das amostras. Tais mecanismos resultaram na diminuição do valor de \bar{P} nos últimos 15 mm de esmagamento (Fig 4.54). Contudo, os valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} das referidas amostras foram

significativamente menores que os observados nas amostras P18SVCH, embora ambas as amostras tenham apresentado mecanismos de falha similares (Figs. 4.34 e 4.54).

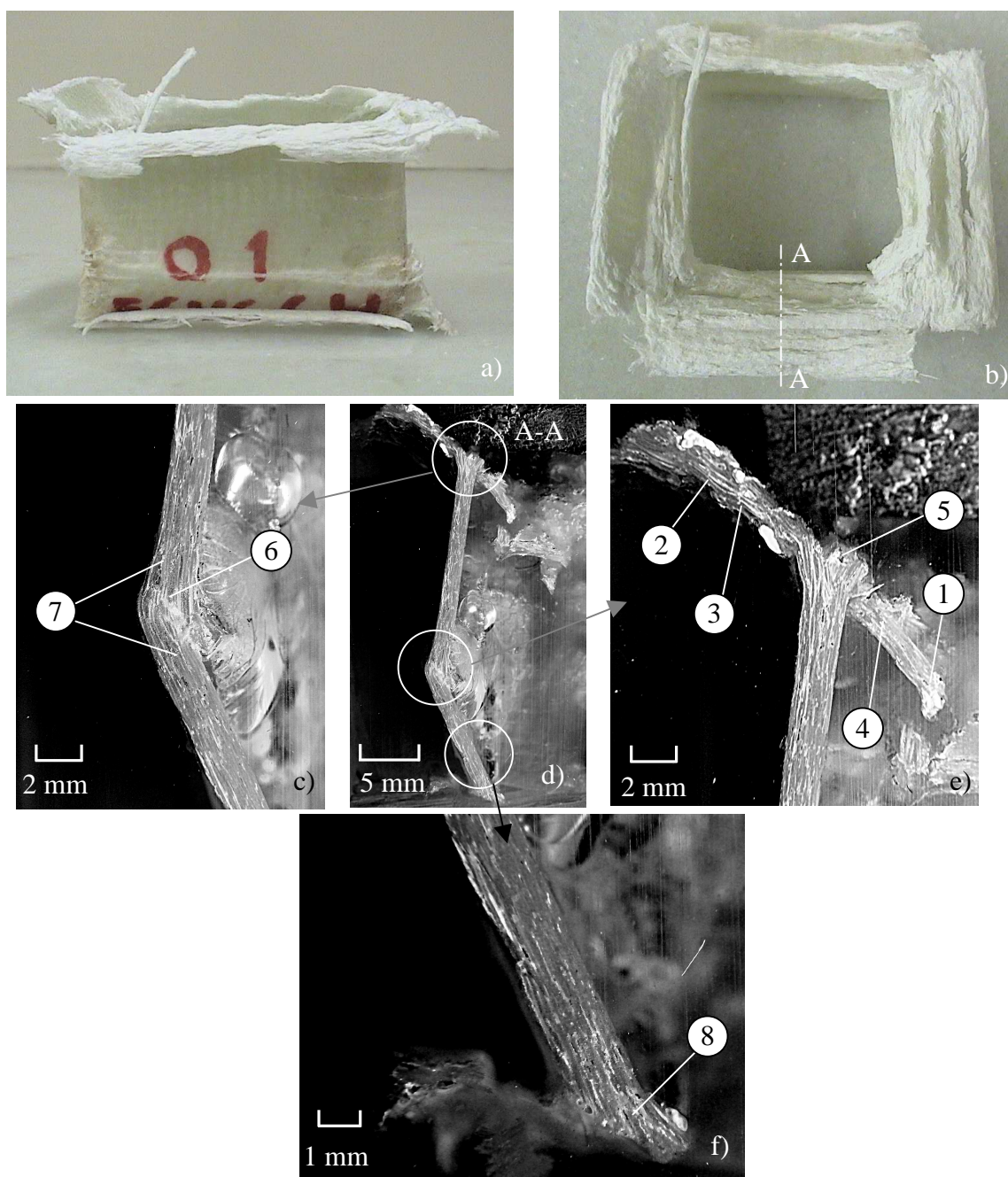


FIGURA 4.57 – Amostra de vidro/epóxi processada com aplicação de vácuo, com uma extremidade chanfrada (E18CVCH1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - f) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Delaminação da parede do perfil 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Partículas em forma de cunha 6) Trinca translaminar 7) Flambagem das paredes do perfil 8) Trinca interlaminar.

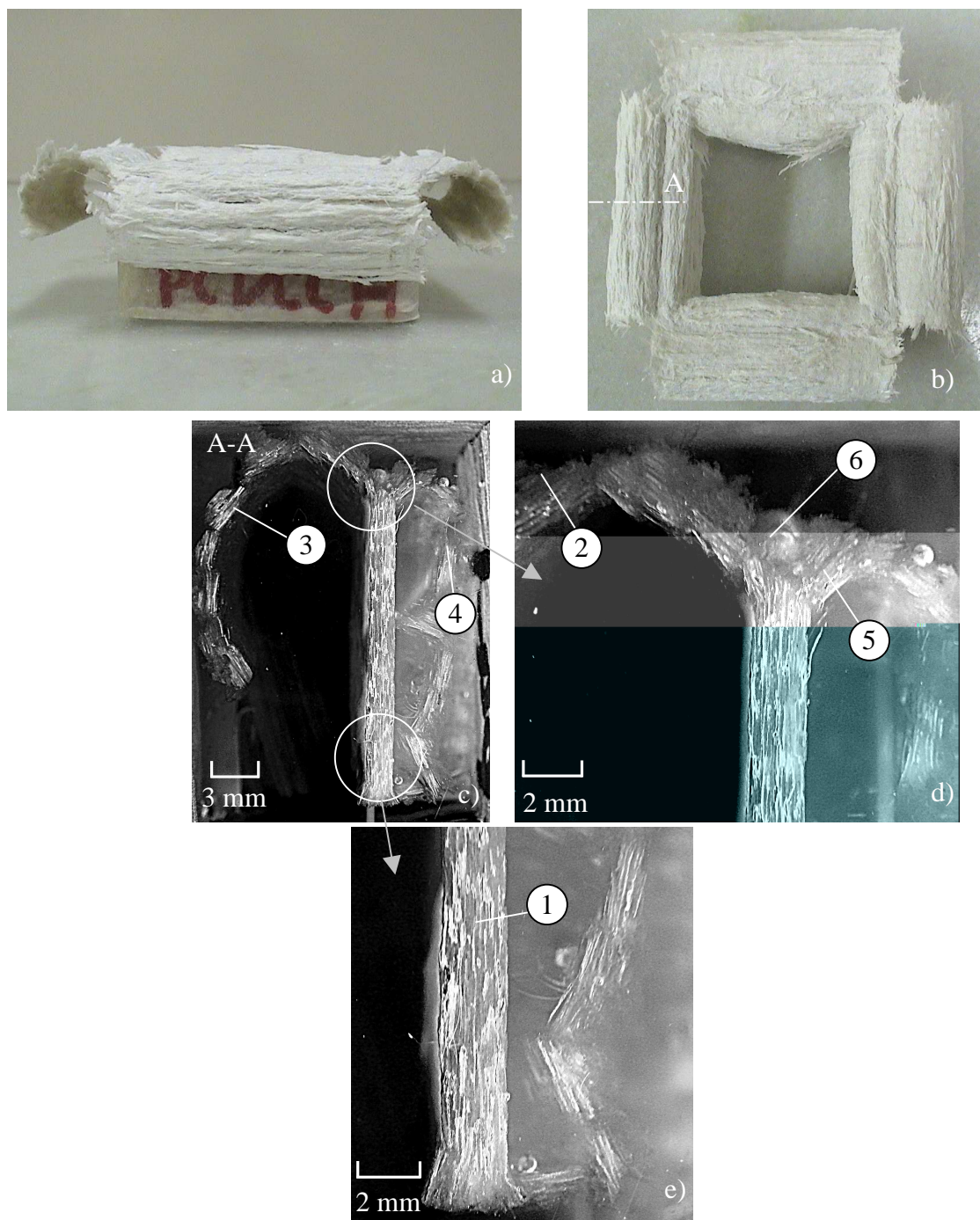


FIGURA 4.58 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P18CVCH1) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha.

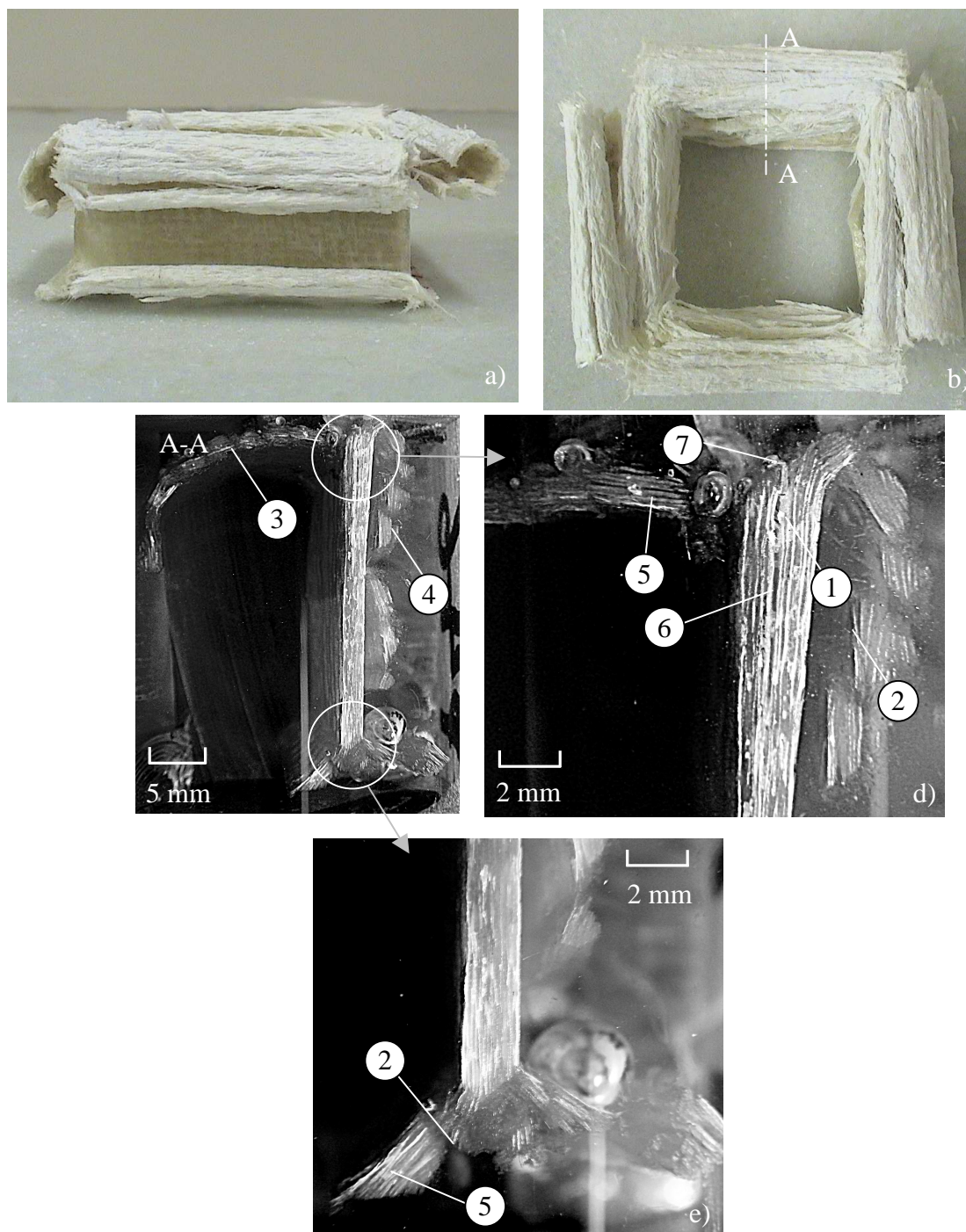


FIGURA 4.59 – Amostra com 18 camadas de vidro/poliéster processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P18CVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Trinca interlaminar 7) Partículas em forma de cunha.

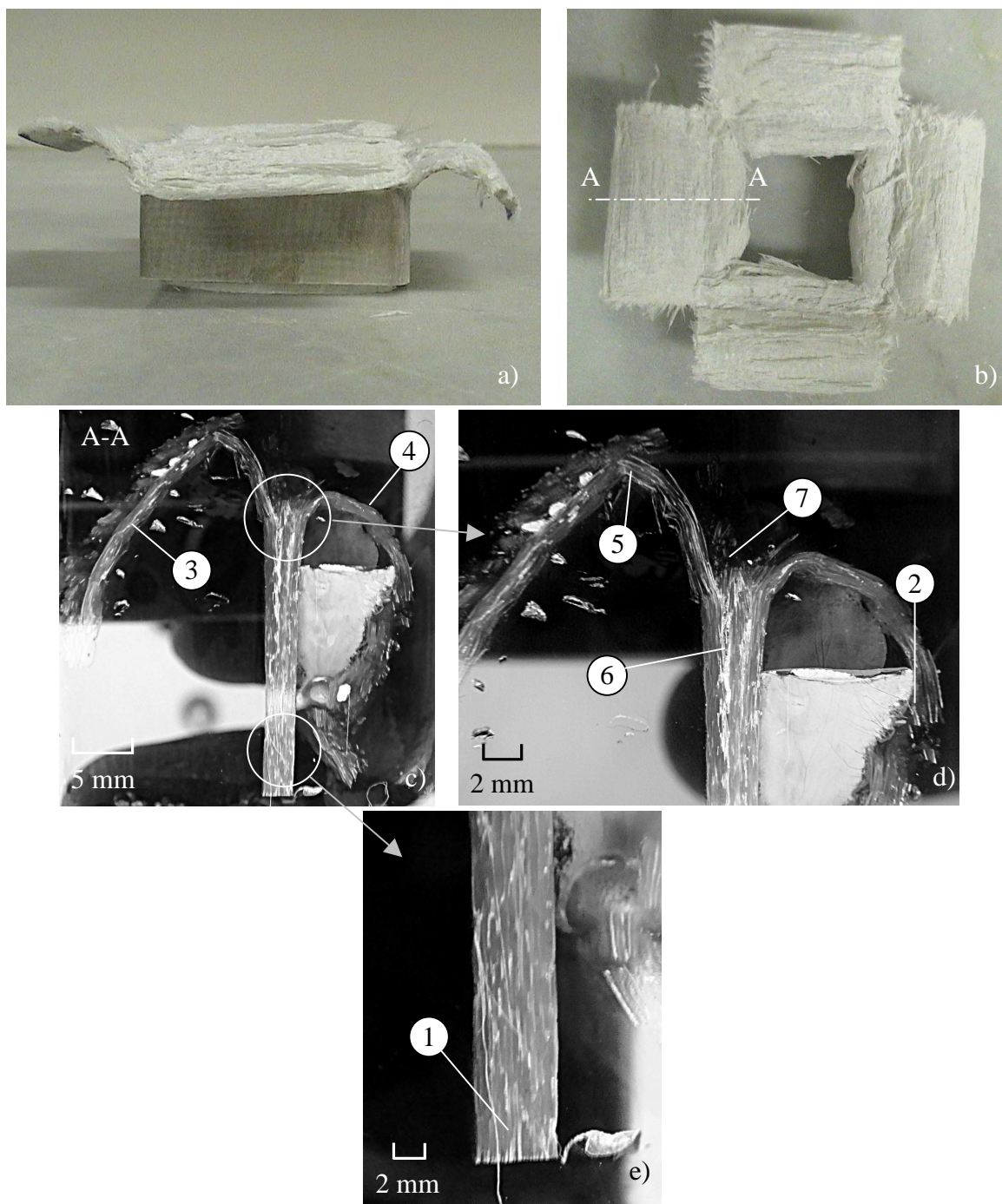


FIGURA 4.60 – Amostra com 30 camadas de vidro/poliéster processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (P30CVCH4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Trinca interlaminar 7) Partículas em forma de cunha.

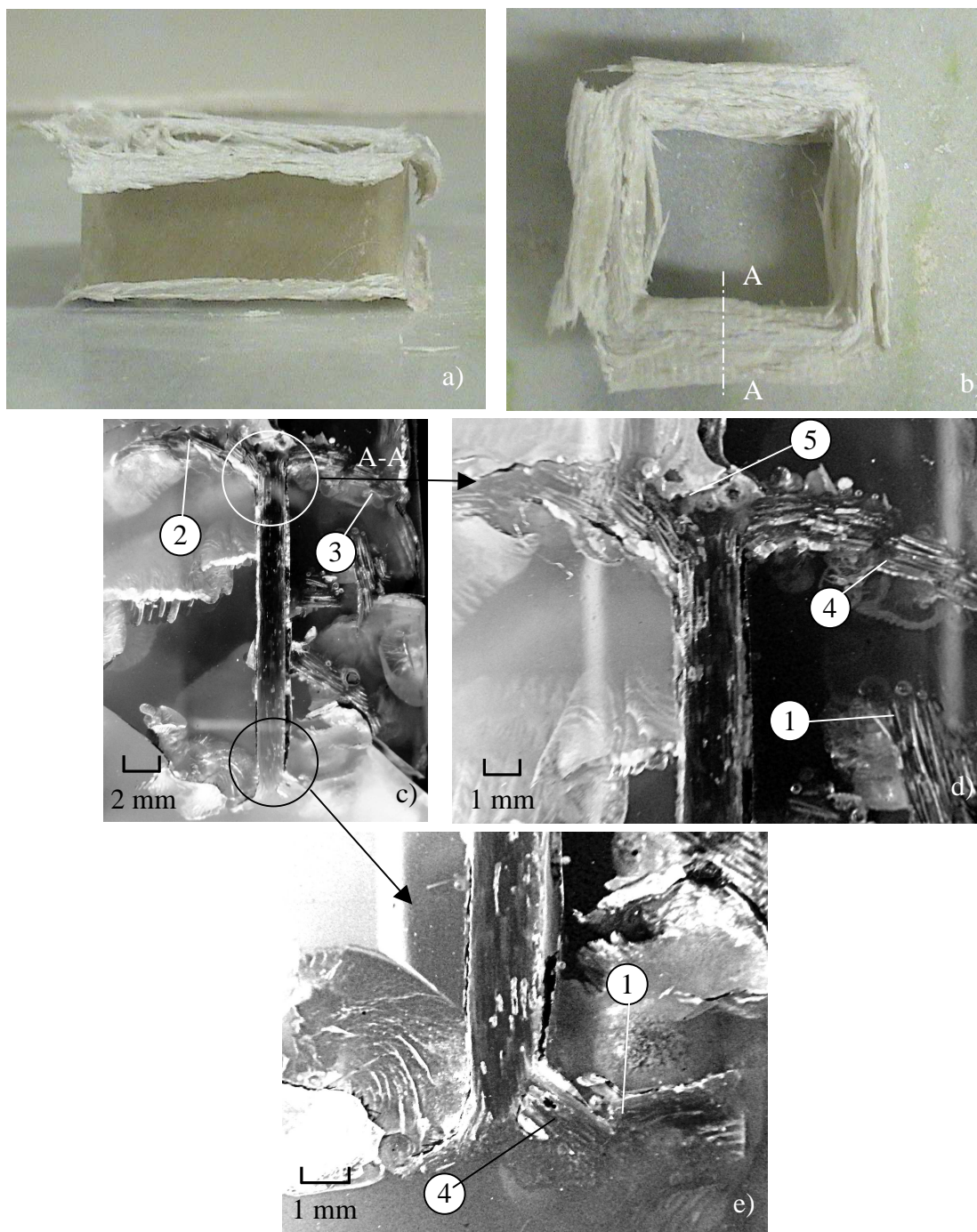


FIGURA 4.61 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH4) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Fronde externa 3) Fronde interna 4) Delaminação da parede do perfil 5) Partículas em forma de cunha.

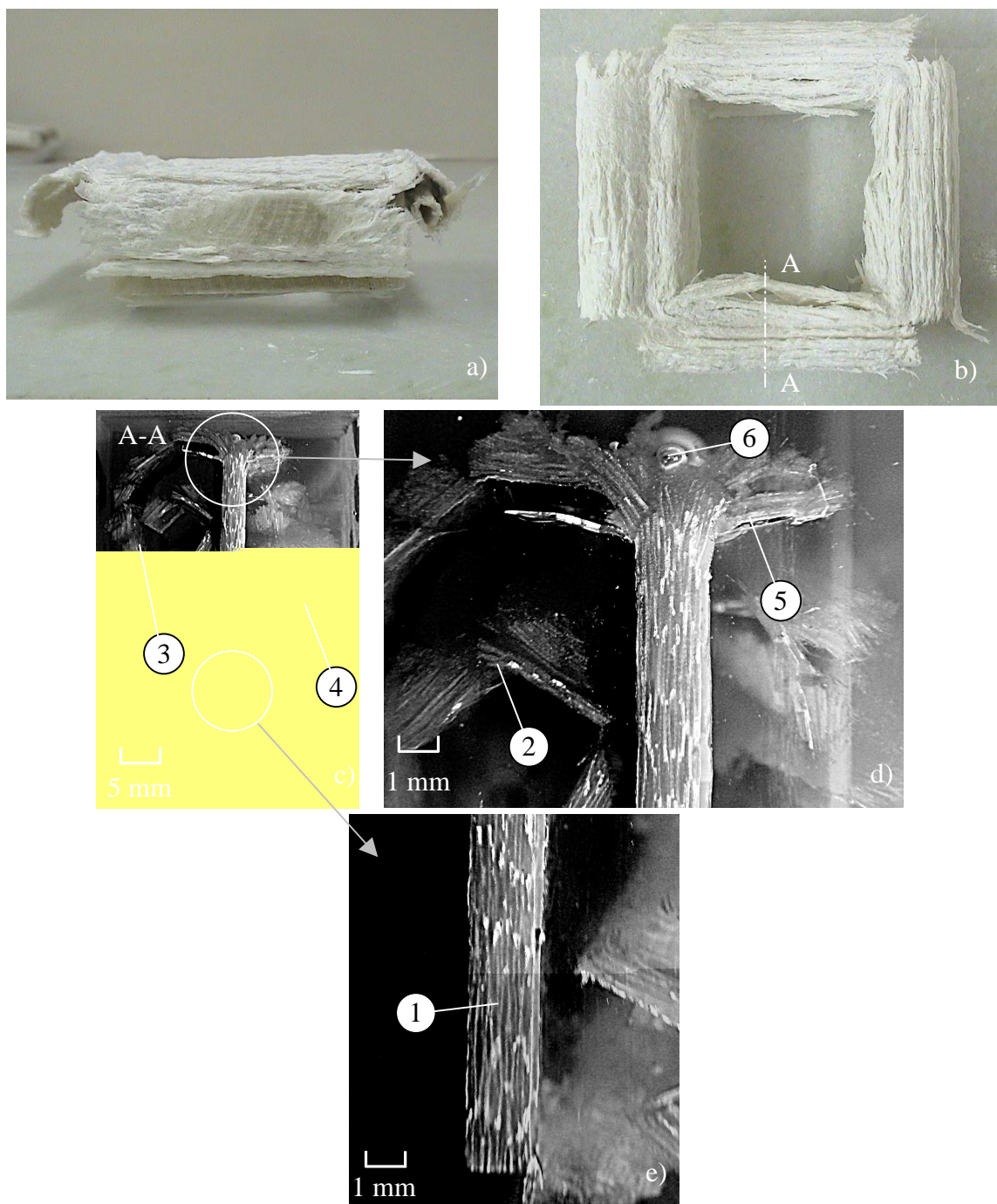


FIGURA 4.62 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH2) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha.

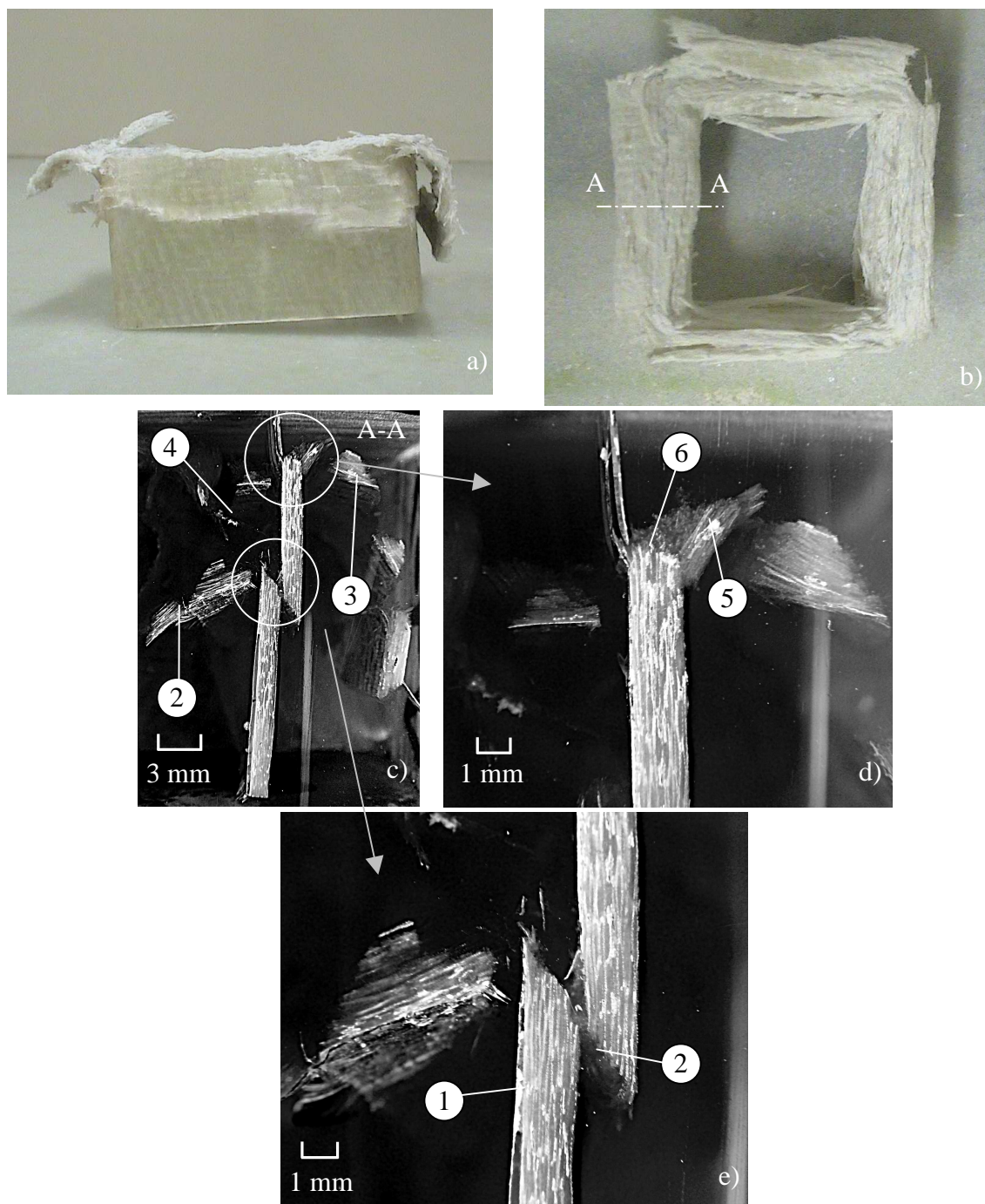


FIGURA 4.63 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH3) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Camada de reforço 2) Fratura das camadas do reforço 3) Fronde externa 4) Fronde interna 5) Delaminação da parede do perfil 6) Partículas em forma de cunha.

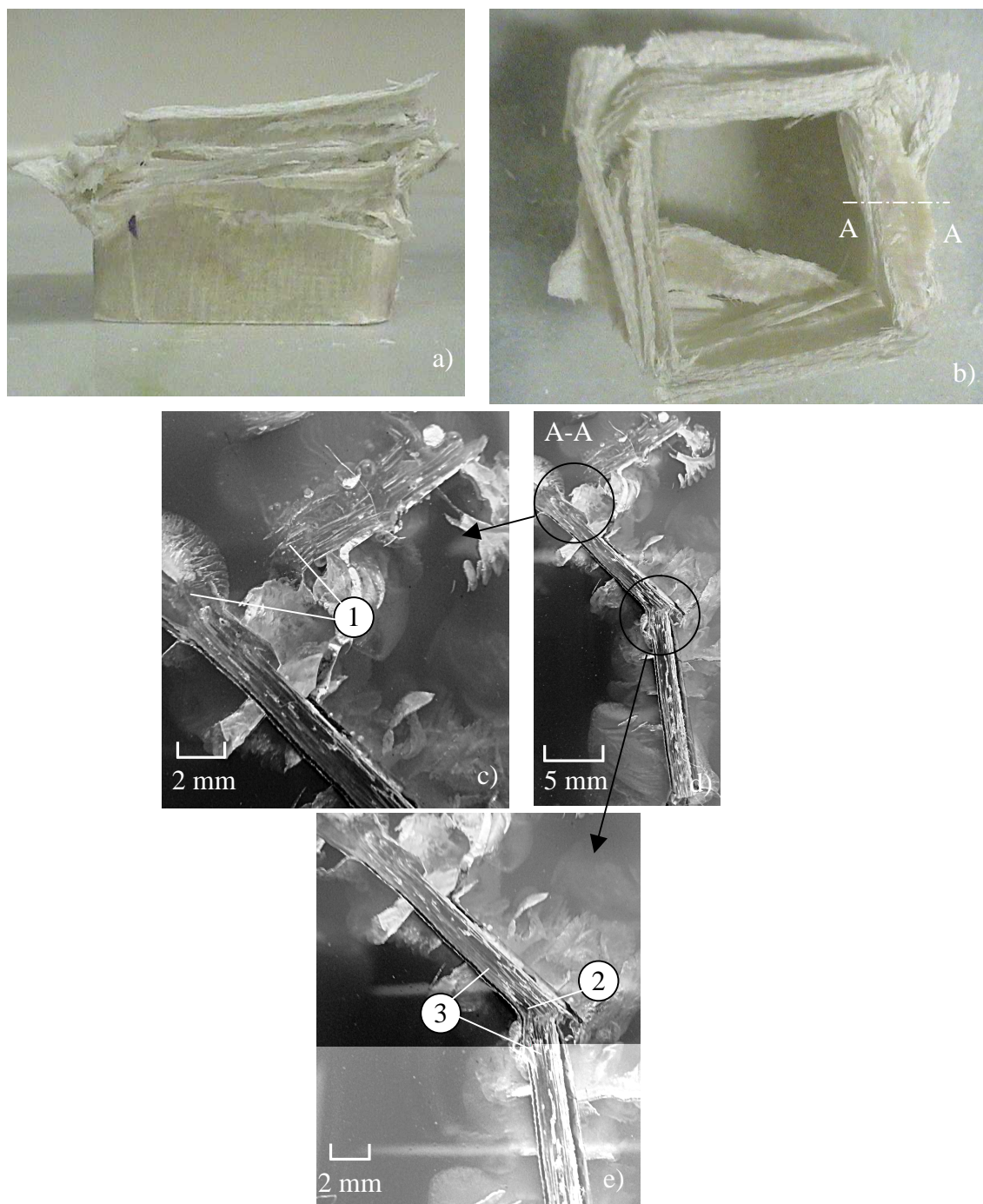


FIGURA 4.64 – Amostra de vidro/éster vinílica processada com aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (V18CVCH5) após o ensaio de compressão a) Vista frontal b) Vista superior, c) - e) Micrografias 1) Fratura das camadas do reforço 2) Flambagem das paredes do perfil 3) Trinca translaminar.

Nas amostras com uma extremidade chanfrada com 30 camadas de vidro/poliéster processadas com aplicação de vácuo (P30CVCH) (Fig. 4.60) pode ser observado um modo de falha progressiva caracterizado pelo início do esmagamento progressivo no extremo chanfrado do perfil, a formação de duas frondes contínuas em cada parede do perfil, as quais se estendem interna e externamente, separando o perfil de seção transversal quadrada nos vértices. Esse modo de falha progressiva corresponde ao modo de delaminação com dispersão lateral de lâminas (Jacob *et al.*, 2002) ou Modo I na classificação de Mamalis *et al.* (2005) relacionado a elevados valores de absorção de energia.

Os modos de falha das amostras com uma extremidade chanfrada de vidro/éster vinílico processadas com aplicação de vácuo (V18CVCH), foram apresentados nas figuras 4.61 a 4.64. A amostra V18CVCH1, apresentou falha progressiva por delaminação na extremidade superior chanfrada, acompanhada de delaminação e fratura das camadas de reforço na extremidade inferior (Fig. 4.61) a qual originou uma diminuição do valor da força compressiva na curva força-deslocamento quando o deslocamento atingiu aproximadamente 20 mm (Fig. 4.56). Na figura 4.62 são mostradas as características da falha correspondente as amostras V18CVCH2 e V18CVCH4 onde os mecanismos observados indicam o modo de falha progressivo por delaminação iniciada na extremidade chanfrada (superior). As curvas força-deslocamento das referidas amostras apresentaram um valor constante na força de esmagamento (\bar{P}) no mesmo patamar de $P_{m\acute{a}x}$, comportamento característico do modo de falha observado (Fig. 4.56). Para a amostra V18CVCH3 (Fig. 4.63) verifica-se a combinação dos modos de falha por delaminação na extremidade superior e modo catastrófico e na curva força-deslocamento observa-se uma queda no valor de \bar{P} devido à fratura da parede do perfil resultante da falha catastrófica (Fig. 4.56). Na amostra V18CVCH5, foi observado o modo de falha por flambagem local (Fig. 4.64), o qual resultou em um valor de \bar{P} ligeiramente inferior ao observado nas amostras que falharam no modo por delaminação (Fig. 4.56). Contudo, os valores de $P_{m\acute{a}x}$ e \bar{P} das amostras V18CVCH se mantiveram em um patamar bem próximo ao das amostras com extremidades retas de vidro/éster vinílico processadas com aplicação de vácuo (V18CV), e conseqüentemente, significativamente menor ao das amostras sem aplicação de vácuo com chanfro (V18SVCH) (Figs. 4.36 e 4.56). Os diversos modos de falha observados nas amostras V18CVCH resultaram em curvas força-deslocamento mais

dispersas do que as observadas nas amostras similares dos outros compósitos processados com aplicação de vácuo (E18CVCH, P18CVCH e P30CVCH) (Figs. 4.53 a 4.55).

Em resumo, em todas as amostras com uma das extremidades chanfrada, processadas sem aplicação de vácuo (SVCH), e nas amostras P30CVCH foi observado o modo de falha progressivo por delaminação, o qual apresenta elevada absorção de energia. Nas curvas força-deslocamento das referidas amostras foram observados os maiores valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} . Dentre essas amostras, em algumas amostras E18SVCH, além do modo de falha por delaminação, foram observadas características do modo de falha catastrófico, resultando em uma queda nos valores de \bar{P} . Em algumas amostras processadas com aplicação de vácuo, com uma extremidade chanfrada (CVCH), o modo de falha por delaminação também foi observado e os valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} dessas amostras foram significativamente inferiores aos das SVCH. Nas demais amostras CVCH foi observado o modo por delaminação combinado com o modo de esmagamento por flambagem e/ou com características do modo de falha catastrófico, associados a uma baixa absorção de energia. Nessas amostras os valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} observados nas curvas força-deslocamento foram ligeiramente menores aos das amostras CVCH que falharam no modo por delaminação. Em todas as amostras com chanfro, o processo de delaminação foi iniciado na extremidade chanfrada, confirmando a eficácia do chanfro como iniciador de falha. As amostras com extremidades retas, processadas com aplicação de vácuo, falharam nos modos, delaminação, flambagem local ou pela combinação de ambos. Os valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} observados nas curvas força-deslocamento dessas amostras foram similares aos observados nas amostras CVCH que apresentaram os mesmos modos de falha.

Analisando o efeito do acréscimo de camadas nas amostras vidro/poliéster, nas amostras com uma extremidade chanfrada foi possível observar que tal incremento resultou em um aumento significativo dos valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} , devido ao aumento da área da seção transversal. Nas amostras com extremidades planas o acréscimo no número de camadas resultou em um incremento significativo dos valores de $P_{\text{máx}}$. No caso específico das amostras com extremidades planas processadas com aplicação de vácuo, P18CV e P30CV, o acréscimo de camadas resultou em modos de falha totalmente diferentes, sendo que as primeiras falharam nos modos, delaminação, flambagem local ou pela combinação de ambos, as segundas falharam exclusivamente no modo catastrófico. Os comportamentos

descritos anteriormente são similares aos reportados por Farley (1989), Hamada *et al.* (1995) e Jacob *et al.* (2002). Os referidos autores reportaram que perfis com espessuras de parede maior apresentaram uma redução no trincamento interlaminar na região esmagada do perfil, resultando em valores de força de esmagamento mais elevados aos observados em perfis com espessura de parede menor.

Após a análise das curvas força-deslocamento e os modos de falha das amostras do mesmo material com o mesmo número de camadas que apresentaram modos de falha similares é possível concluir que a aplicação do vácuo resultou em uma diminuição significativa nos valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} . Em estudos reportados por Ramakrishna (1995), Farley (1987a), e Mamalis *et al.* (2004) a redução de E_S foi relacionada com a diminuição da fração volumétrica da matriz (V_m). Conforme V_m diminui o volume da matriz entre as fibras diminui promovendo uma tendência à redução da resistência interlaminar do compósito e, conseqüentemente, formação de trincas interlaminares em níveis de força menores. Entretanto, observou-se que nos perfis fabricados com aplicação de vácuo, a variação na força durante o esmagamento foi muito menor. Além disso, observou-se uma maior uniformidade nas curvas de força-deslocamento para as varias amostras testadas.

4.7 ABSORÇÃO DE ENERGIA ESPECÍFICA.

As propriedades calculadas com os dados da densidade e dos ensaios de compressão axial são apresentadas nas tabelas 4.1 a 4.4. Os dados das amostras com extremidades retas foram utilizados para o cálculo do limite de resistência à compressão do perfil (σ_U) e os dados das amostras com chanfro para a determinação da absorção de energia específica (E_S). Além disso, para as amostras com extremidades retas processadas sem aplicação de vácuo, onde foram observadas características de falha progressiva, o valor E_S foi também calculado. Os dados apresentados nas tabelas 4.1 a 4.4 correspondem ao valor médio das 5 amostras testadas para cada perfil. Os valores de σ_U e E_S para cada amostra são mostrados no Apêndice F.

Analisando os dados para os perfis do mesmo material e número de camadas, apresentados nas tabelas 4.1 a 4.4, observa-se que nas amostras processadas sem aplicação de vácuo, e nas amostras dos perfis de vidro/poliéster com 30 camadas o valor da tensão média de esmagamento, $\bar{\sigma}$, foi consideravelmente menor que o valor do limite de resistência à compressão do perfil, σ_U , devido à concentração de tensão produzida pelo

iniciador de falha progressiva (chanfro). Essa diferença pode ser verificada nos modos de falha observados nas referidas amostras, sendo que as amostras destinadas ao cálculo de σ_U ($\sigma_U = P_{\text{máx}}/A$) falharam no modo catastrófico caracterizado por elevados picos de $P_{\text{máx}}$ e as amostras destinadas ao cálculo de $\bar{\sigma}$ ($\sigma_U = \bar{P}/A$) apresentaram valores de $P_{\text{máx}}$ significativamente menores que os de $P_{\text{máx}}$ das amostras anteriores.

Nas amostras de vidro/epóxi com 18 camadas processadas com aplicação de vácuo foi observada uma diferença significativa entre os valores de $\bar{\sigma}$ e σ_U . Nesse caso a queda constante do valor da força aplicada durante o teste de compressão (Fig. 4.52) resultou em valores de \bar{P} significativamente menores que os de $P_{\text{máx}}$.

TABELA 4.1 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/epóxi.

Amostra	A (mm ²)		$P_{\text{máx}}$ (kN)		σ_U (MPa)		\bar{P} (kN)		$\bar{\sigma}$ (MPa)		E_S (kJ/kg)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
E18SV	567,4	4,8	68,7	3,6	121,2	7,2	-	-	-	-	-	-
E18SVCH	631,1	11,8	55,8	6,8	-	-	36,9	6,7	58,6	10,8	41,8	7,7
E18CV	356,0	4,2	28,5	1,0	79,9	2,6	14,8	1,9	41,6	5,0	21,3	2,6
E18CVCH	354,6	6,6	24,5	0,9	-	-	13,5	1,3	38,0	3,5	19,9	1,8

A = Área da sessão transversal, $P_{\text{máx}}$ = Pico de força de esmagamento σ_U = Limite de resistência a compressão do perfil, \bar{P} = Força de esmagamento média, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica, \bar{x} = media aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA 4.2 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/poliéster com 18 camadas.

Amostra	A (mm ²)		$P_{\text{máx}}$ (kN)		σ_U (MPa)		\bar{P} (kN)		$\bar{\sigma}$ (MPa)		E_S (kJ/kg)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
P18SV	684,6	2,8	112,6	14,1	164,4	20,5	-	-	-	-	-	-
P18SVCH	666,3	5,8	55,3	5,2	-	-	45,2	7,0	67,8	10,3	46,0	7,0
P18CV	361,4	3,4	28,1	3,8	77,7	10,4	20,3	5,4	56,0	12,2	29,1	6,3
P18CVCH	373,0	7,8	28,7	1,0	-	-	22,8	2,6	61,2	3,0	31,4	3,7

A = Área da sessão transversal, $P_{\text{máx}}$ = Pico de força de esmagamento σ_U = Limite de resistência a compressão do perfil, \bar{P} = Força de esmagamento média, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica, \bar{x} = media aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA 4.3 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/poliéster com 30 camadas.

Amostra	A (mm ²)		$P_{\text{máx}}$ (kN)		σ_U (MPa)		\bar{P} (kN)		$\bar{\sigma}$ (MPa)		E_S (kJ/kg)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
P30SV	937,2	24,9	125,0	20,6	133,7	21,3	-	-	-	-	-	-
P30SVCH	1007,7	34,2	94,3	7,9	-	-	85,5	5,4	82,5	5,4	56,5	4,1
P30CV	579,5	8,4	137,8	29,8	137,8	29,8	-	-	-	-	-	-
P30CVCH	605,6	16,8	45,7	1,7	-	-	39,6	1,7	65,4	2,0	34,3	1,0

A = Área da sessão transversal, $P_{\text{máx}}$ = Pico de força de esmagamento σ_U = Limite de resistência a compressão do perfil, \bar{P} = Força de esmagamento média, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica, \bar{x} = media aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA 4.4 – Propriedades de absorção de energia dos perfis de vidro/éster vinílica.

Amostra	A (mm ²)		$P_{\text{máx}}$ (kN)		σ_U (MPa)		\bar{P} (kN)		$\bar{\sigma}$ (MPa)		E_S (kJ/kg)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
V18SV	664,7	8,0	88,3	10,3	132,8	15,3	-	-	-	-	-	-
V18SVCH	610,6	5,1	58,3	5,3	-	-	48,1	7,9	78,8	12,9	56,1	9,2
V18CV	351,2	5,1	29,5	2,7	84,1	7,2	15,2	4,7	43,2	12,9	22,3	6,6
V18CVCH	341,9	6,2	28,1	2,6	-	-	21,5	3,9	63,8	11,8	32,7	6,1

A = Área da sessão transversal, $P_{\text{máx}}$ = Pico de força de esmagamento σ_U = Limite de resistência a compressão do perfil, \bar{P} = Força de esmagamento média, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica, \bar{x} = media aritmética e s = Desvio padrão.

Nos perfis de vidro/poliéster com 30 camadas, a aplicação de vácuo não produziu mudanças significativas no valor do σ_U (Tab. 4.3) já que a redução dos valores de $P_{\text{máx}}$ foi proporcional à redução nos valores de A . Entretanto, nos perfis com 18 camadas, a aplicação do vácuo resultou em uma diminuição significativa nos valores do limite de resistência à compressão do perfil, σ_U (Tabs. 4.1, 4.2 e 4.4). Essa diminuição pode ser relacionada com o modo de falha, já que nas amostras processadas com aplicação de vácuo com extremidades retas (E18CV, P18CV e V18CV), o modo de falha observado não permitiu elevados valores de $P_{\text{máx}}$ e conseqüentemente de σ_U , devido a instabilidade das paredes do perfil.

Considerando os dados obtidos para um mesmo material e número de camadas, todas as amostras com uma extremidade chanfrada processadas com aplicação de vácuo apresentaram uma pequena diminuição no valor da tensão média de esmagamento, $\bar{\sigma}$,

porém, os valores do desvio padrão foram menores que para as amostras processadas sem aplicação vácuo, o qual indica que o vácuo produziu uma estrutura mais uniforme (Tabs. 4.1 a 4.4). Essa característica pode ser importante para aplicações em estruturas submetidas a impacto.

Apesar da aplicação do vácuo promover uma melhor compactação do laminado e redução nas frações volumétricas de vazios, é importante considerar que a redução da fração volumétrica da matriz (V_m) reduziu o volume da matriz entre as fibras promovendo uma tendência à formação de trincas interlaminares em níveis de força menores, resultando em valores menores de σ_U (Tabs. 4.1 a 4.4). Além disso, no caso das amostras com 18 camadas, a redução de espessura da parede do perfil promovida pela aplicação de vácuo aumentou ainda mais a esbeltez do perfil, originando uma falha prematura (Tabs. 4.1, 4.2 e 4.4).

A aplicação de vácuo resultou na redução dos valores da tensão média de esmagamento, $\bar{\sigma}$, e conseqüentemente da absorção energia específica (E_S), porém a diminuição nos valores da E_S foi mais significativa, devido ao aumento da densidade (ρ) produzido pela aplicação do vácuo ($E_S = \bar{\sigma}/\rho$).

Nas amostras com 18 camadas processadas com aplicação de vácuo não foram observadas diferenças significativas entre os valores de E_S das amostras com extremidades retas que apresentaram esmagamento progressivo e com uma extremidade chanfrada. Esse comportamento é relacionado com o fato dos modos de falha observados terem sido similares, para os dois tipos de amostras. O modo de falha observado está relacionado com a instabilidade estrutural da parede do perfil resultante da diminuição do volume da matriz entre as fibras e a redução da espessura, resultantes da aplicação do vácuo.

Gráficos comparativos dos valores dos limites de resistência à compressão do perfil, σ_U , e da capacidade de absorção de energia, E_S , dos perfis submetidos ao ensaio de compressão são mostrados nas figuras 4.65 e 4.66.

Analisando os valores do limite de resistência à compressão do perfil, σ_U (Fig. 4.65), é possível observar que nas amostras processadas sem aplicação de vácuo o maior valor de σ_U foi apresentado pelas amostras P18SV (164,4 MPa), seguido pelas amostras

P30SV (133,7 MPa) e pelas V18SV (132,8 MPa). As amostras sem aplicação de vácuo que apresentaram menor σ_U foram as E18SV (121,2 MPa). Já no caso dos perfis fabricados com aplicação de vácuo o maior valor de σ_U foi observado nas amostras de P30CV (137,8 MPa), seguido pelas V18CV (84,1 MPa) E18CV (79,9 MPa) e pelas P18CV (77,7 MPa). Analisando os dados anteriores pode-se concluir que os maiores valores de σ_U foram apresentados pelas amostras com espessuras de parede maiores (P18SV, P30SV, V18SV, E18SV e P30SV), nas quais foi observado o modo de falha catastrófico caracterizado por um incremento na força até atingir o limite de resistência à compressão do perfil (σ_U), seguido de uma pós-falha de baixa força. Nos perfis com espessura de parede menor (V18CV, P18CV e E18CV) o aumento da esbelteza do perfil resultou em valores de σ_U baixos.

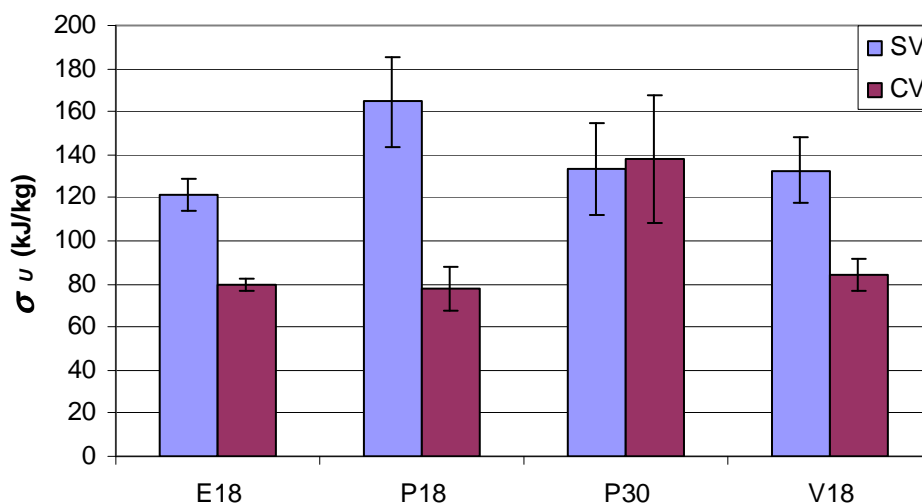


FIGURA 4.65 – σ_U para amostras de vidro/epóxi processadas sem aplicação de vácuo (E18SV) e com aplicação de vácuo (E18CV); vidro/poliéster com 18 camadas sem aplicação de vácuo (P18SV) e com aplicação de vácuo (P18CV); vidro/poliéster com 30 camadas sem aplicação de vácuo (P30SV) e com aplicação de vácuo (P30CV); vidro/éster vinílico sem aplicação de vácuo (V18SV) e com aplicação de vácuo (V18CV).

Comparando os valores de σ_U para as amostras de vidro/poliéster processadas sem aplicação de vácuo, observa-se que o aumento do número de camadas (18 para 30) resultou em uma diminuição de 18% no valor do σ_U . Já no caso das amostras processadas com

aplicação de vácuo, o acréscimo de camadas produziu um aumento significativo no valor do σ_U (78%). Esse aumento está relacionado a menor esbelteza dos perfis.

Uma análise comparativa dos valores de absorção de energia específica, E_S , das amostras processadas sem aplicação de vácuo com uma extremidade chanfrada (Fig. 4.66) mostrou que os perfis P30SVCH apresentaram maior E_S (56,5 kJ/kg) seguido pelas amostras V18SVCH (56,1 kJ/kg) e pelas amostras P18SVCH (46,0 kJ/kg). As amostras que apresentaram menores valores de E_S foram as E18SVCH (41,8 kJ/kg). Os valores de E_S maiores foram apresentados pelas amostras P30SVCH, V18SVCH, e P18SVCH, as quais falharam no modo progressivo por delaminação o qual é caracterizado por apresentar elevados valores de E_S . As amostras E18SVCH, apresentaram características do modo de falha catastrófico com baixa absorção de energia combinado com modo por delaminação, resultando em uma E_S menor.

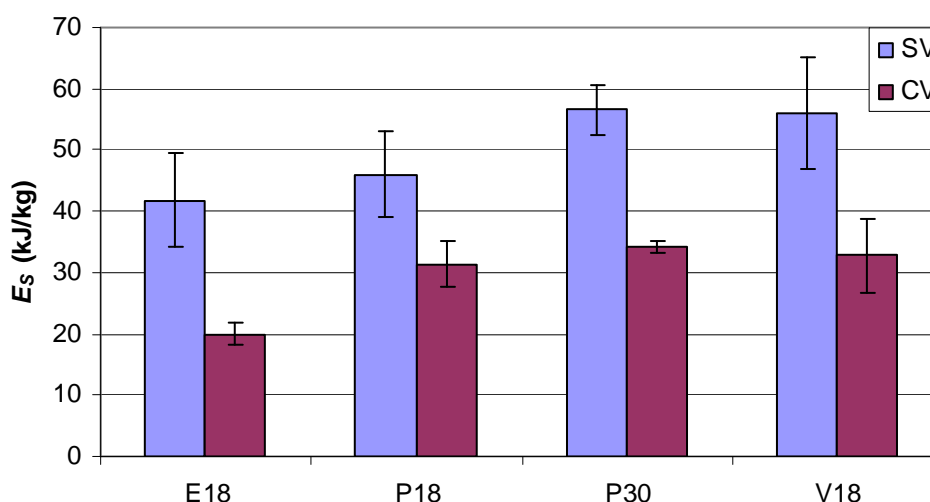


FIGURA 4.66 – E_S para perfis com chanfro de vidro/epóxi sem aplicação de vácuo (E18SVCH) e com aplicação de vácuo (E18CVCH), vidro/poliéster com 18 camadas sem aplicação de vácuo (P18SVCH) e com aplicação de vácuo (P18CVCH), vidro/poliéster com 30 camadas sem aplicação de vácuo (P30SVCH) e com aplicação de vácuo (P30CVCH), e vidro/éster vinílica sem aplicação de vácuo (V18SVCH) e com aplicação de vácuo (V18CVCH).

Na figura 4.66, as amostras chanfradas processadas com aplicação de vácuo que apresentaram maior E_S foram as P30CVCH (34,3 kJ/kg), seguidas pelas V18CVCH (32,7 kJ/kg) e pelas P18CVCH (31,4 kJ/kg) e, por último, as E18CVCH (19,9 kJ/kg). As amostras P30CVCH falharam no modo de delaminação, associado a elevados valores de E_S , mas não apresentaram valores de E_S muito maiores que os das amostras P18CVCH e V18CVCH que falharam pela combinação dos modos flambagem (caracterizado por valores de E_S menores que os do modo por delaminação) e delaminação. As amostras E18CVCH que falharam pela combinação dos modos delaminação e flambagem apresentaram valores de E_S significativamente menores que os valores de E_S das amostras P30CVCH, V18CVCH e P18CVCH.

Analisando os dados apresentados nas tabelas 4.2 e 4.3 e na figura 4.66, observa-se que nas amostras de vidro/poliéster processadas sem aplicação de vácuo o acréscimo de camadas (18 para 30) resultou em um incremento de 44% no valor da área do perfil e de 23% no valor da E_S . Já no caso das amostras com aplicação de vácuo um aumento de 60% no valor da área produziu um incremento de 9% no valor da E_S . Com base nessas comparações pode-se concluir que o aumento da E_S não foi proporcional ao da espessura de parede, embora todas tenham falhado no mesmo modo (por delaminação). Considerando que $E_S = \bar{\sigma}/\rho$, e que $\bar{\sigma} = \bar{P}/A$, e observando os valores nas tabelas 4.2 e 4.3, verifica-se que o acréscimo do número de camadas elevou os valores de \bar{P} , porém os valores de A também foram incrementados, resultando em aumentos de $\bar{\sigma}$ não proporcionais ao incremento de A . Considerando que os valores de ρ foram praticamente os mesmos nas amostras com 18 e 30 camadas processadas sob as mesmas condições (Fig. 4.4), o incremento nos valores de E_S não foi proporcional ao dos valores de A . Comportamentos similares foram reportados por Mamalis *et al.* (2004) e Mamalis *et al.* (2005). Os referidos autores reportaram que nem sempre o incremento no número de camadas resulta em valores de E_S maiores. Esse comportamento pode ser atribuído ao fato do acréscimo no número de camadas limitar o incremento nos valores de \bar{P} devido ao aumento de regiões interlaminares onde são formadas as trincas interlaminares.

Entre todos os perfis com 18 camadas estudados o valor maior de absorção de energia específica, E_S , foi observado nas amostras dos perfis de vidro/éster vinílica, fabricados sem aplicação de vácuo (V18SVCH) e com aplicação de vácuo (V18CVCH).

Comparando os valores de E_S para um mesmo material e número de camadas (Fig 4.66) observa-se que, em todos os casos, os perfis fabricados sem aplicação de vácuo apresentaram valores maiores de E_S . Porém, a aplicação de vácuo produziu valores de E_S mais uniformes, com menor desvio padrão. Essa maior uniformidade é uma característica importante para projetos estruturais que visem a absorção de energia. A redução na capacidade de absorção de energia dos perfis processados com aplicação de vácuo pode ser uma indicação de que, nas amostras estudadas, as frações de volume foram o parâmetro preponderante quando comparadas à melhor compactação e diminuição da fração de vazios produzida pelo vácuo. As mudanças observadas nos valores de E_S são semelhantes às reportadas por Ramakrishna (1995), Farley (1987a), e Mamalis *et al.* (2004), que determinaram que conforme a fração volumétrica de fibras aumenta, o volume da matriz entre as fibras diminui. Isso promove a tendência à diminuição da resistência interlaminar do compósito. Conforme a resistência interlaminar diminui, as trincas interlaminares se formam em níveis de tensão menores, resultando em uma redução da capacidade de absorção de energia.

Outro fator que contribuiu para a diminuição da E_S nos compósitos fabricados com aplicação de vácuo foi a redução da espessura de parede produzida pela aplicação do vácuo. Na literatura foi observado que a absorção de energia geralmente diminui com o aumento da razão largura interna/espessura de parede (w_i/e) devido ao incremento do trincamento interlaminar na região esmagada do perfil (Farley, 1989). Também, outros autores reportaram que os perfis com espessuras de parede maior são absorvedores de energia mais eficientes do que os com espessuras menores (Hamada *et al.*, 1995; Jacob *et al.*, 2002).

Após uma análise comparativa das capacidades de absorção de energia específica, E_S , foi possível identificar que a aplicação do vácuo reduziu a E_S de todos os compósitos estudados. Nos perfis de vidro/epóxi a diminuição foi de 52%, nos de vidro/poliéster com 18 camadas de 32%, nos perfis de vidro/poliéster de 39% e de 42% nos de vidro/éster vinílica (Tabs. 4.1 a 4.4). A redução foi relacionada à redução da fração de volume de matriz (V_m) e da espessura de parede do perfil promovida pela aplicação do vácuo.

4.8 RELAÇÕES ENTRE PROPRIEDADES VISCOELÁSTICAS E CAPACIDADE DE ABSORÇÃO DE ENERGIA ESPECÍFICA.

Na tabela 4.5 são apresentados os valores dos módulos de armazenamento (E'), módulos de perda (E'') e de $\tan \delta$ dos compósitos estudados, obtidos em ensaios DMA, e da capacidade de absorção de energia específica (E_S) de todos os perfis estudados. O objetivo é verificar relações entre os parâmetros de caracterização viscoelástica dos materiais e as propriedades de absorção de energia dos perfis estudados.

Importante ressaltar que a capacidade de absorção de energia específica é influenciada por vários parâmetros que incluem o tipo de fibra, tipo de matriz, disposição das fibras, fração volumétrica de fibras, orientação das lâminas, geometria da amostra, presença de mecanismo iniciador de falha progressiva e velocidade de esmagamento. Todos esses fatores afetam os mecanismos de dano que são determinantes para a determinação da E_S . Portanto, o efeito da aplicação de vácuo estudada neste trabalho, também produz modificações em outros parâmetros como fração volumétrica de fibras e geometria da amostra (variação da espessura) e, portanto, devem ser interpretados considerando essas alterações.

Analisando os dados apresentados na tabela 4.5, observa-se que a aplicação do vácuo produziu um efeito contrário nos valores de E' e de E_S . Em todos os perfis, a aplicação do vácuo incrementou os valores E' , porém, resultou em uma diminuição dos valores de E_S . Nas amostras de vidro/epóxi (E18) o incremento E' com a aplicação do vácuo foi de 61%, nas de vidro/poliéster com 18 camadas (P18) foi de 74 % e de 72 % nas de vidro/poliéster com 30 camadas (P30) e nas amostras de vidro/éster vinílica (V18) foi de 88 %. As reduções nos valores de E_S foram de 52 % nas E18, 28 % nas P18, 39% nas P30 e 42 % nas V18. Portanto, os incrementos nos valores de E' não foram proporcionais às reduções nos valores de E_S .

O aumento no módulo de armazenamento, E' , para materiais processados com aplicação de vácuo resultou do incremento na fração de volume de fibras decorrente da remoção de parte da resina. Com relação à capacidade de absorção de energia, nas amostras de material processado com aplicação de vácuo, os modos de falha observados foram por delaminação ou por uma combinação de delaminação com esmagamento por flambagem local. No modo de falha por delaminação, observou-se uma redução

significativa nos valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} quando comparados aos valores das amostras de mesmo material processadas sem aplicação de vácuo. Isso indica uma que houve uma tendência de diminuição da resistência interlaminar do compósito, relacionada com a baixa fração de volume de matriz, que facilitou a formação de trincas interlaminares em níveis de tensão menores, resultando em uma redução na capacidade de absorção de energia.

TABELA 4.5 – Propriedades de absorção de energia e viscoelásticas dos perfis estudados.

	E' (GPa)		$\tan \delta$		$\tan \delta$		E'' (MPa)		E_S (kJ/kg)	
	(30 °C, 1 Hz)		(30 °C, 1 Hz)		(valor de pico) (1 Hz)		(valor de pico) (1 Hz)		(30 °C)	
	SV	CV	SV	CV	SV	CV	SV	CV	SV	CV
E18	13,00	20,91	0,017	0,014	0,268	0,143	1364	1755	41,8	19,9
P18	12,43	22,06	0,017	0,014	0,220	0,106	979	1263	46,0	31,4
P30	14,18	24,36	0,031	0,025	0,314	0,153	1574	2016	56,5	34,3
V18	12,19	22,94	0,016	0,011	0,353	0,140	1408	1724	56,1	32,7

E' = Módulo de armazenamento, E'' = Módulo de perda, $\tan \delta = E''/E'$, E_S = Absorção de energia específica, SV = Sem aplicação de vácuo, CV = Com aplicação de vácuo.

Nos dados de variação do módulo de perda, E'' , com a temperatura verifica-se um aumento no pico de E'' para todos os materiais processados com aplicação de vácuo (Figs. 4.11 a 4.14 e tabela 4.5). Pesquisas anteriores indicam que os parâmetros viscoelásticos de compósitos de matriz polimérica dependem não só das propriedades das fases constituintes, mas também das propriedades da interface fibra-matriz e da aderência interlaminar (Melo & Radford, 2005). Neste caso, a menor resistência interlaminar do compósito, provocada pela redução de fração de volume de matriz na região interlaminar, provocou uma maior dissipação de energia interlaminar. Este fenômeno torna-se mais acentuado na região de transição vítrea do polímero. Esta mesma redução na resistência interlaminar do compósito, facilitou a formação de trincas interlaminares, que resultou na redução da capacidade de absorção de energia.

Observou-se também uma clara correlação entre a aplicação de vácuo e a intensidade do pico de $\tan \delta$. Para os materiais processados com aplicação de vácuo, o pico de $\tan \delta$ foi reduzido (Figs. 4.15 a 4.18 e tabela 4.5). Nesse caso, apesar do pico do módulo de perda ter sido maior para os materiais processados com aplicação de vácuo, o maior

valor do módulo de armazenamento na região de pico de E'' foi fator preponderante, resultando em um menor valor de pico de $\tan \delta$.

Apesar dos picos de E'' e de $\tan \delta$ ocorrerem em temperaturas bem acima da temperatura dos testes de compressão para determinação da E_S , a relação estudada se justifica pelo fato de, nos testes de DMA, os efeitos resultantes das alterações de material mencionadas serem mais acentuados na região de transição vítrea.

Analisando os valores de $\tan \delta$ do compósito medidos na região vítrea (a 30 °C e 1 Hz) e de E_S , observa-se que a aplicação do vácuo produziu uma redução nos valores de ambos. Nesta região, o módulo de perda foi pouco afetado e a redução de $\tan \delta$ deveu-se principalmente ao aumento do módulo de armazenamento com a aplicação de vácuo, decorrente do aumento da fração de volume de fibras. A redução de $\tan \delta$ nos materiais onde foi aplicado vácuo foi de 18 % nas amostras E18, 18 % nas P18, 19 % nas P30 e 31 % nas V18. Comparando esses valores com os das reduções no valor de E_S do mesmo compósito pode-se observar que as reduções nos valores de $\tan \delta$ e de E_S do compósito também não foram proporcionais.

Considerando o caso dos perfis de vidro/poliéster, o aumento no número de camadas resultou no incremento dos valores de intensidade do pico de $\tan \delta$. Esse incremento está relacionado com o aumento no número de camadas, que não afetou notadamente os valores de E' , mas produziu valores de E'' significativamente superiores, devido ao incremento no número de regiões interlaminares onde ocorre dissipação de energia interlaminar. Este mesmo incremento de regiões interlaminares resultou na formação de um maior número de trincas interlaminares, que limitaram a capacidade de absorção de energia.

5. CONCLUSÕES

A seguir são apresentadas as principais conclusões do estudo desenvolvido e relacionadas com os efeitos do processamento à vácuo nas propriedades viscoelásticas e na capacidade de absorção de energia específica de laminados. No final do capítulo estão também as principais contribuições do presente trabalho.

5.1.1 Caracterização viscoelástica.

Com relação ao efeito da aplicação de vácuo nas propriedades viscoelásticas de laminados de compósito, medidas por meio de ensaios DMA, foi verificado que:

- Os resultados obtidos dos testes em amostras tipo viga testadas por meio de ensaios DMA no modo flexão em três pontos indicaram que as propriedades viscoelásticas medidas, módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E''), e tangente de delta ($\tan \delta$), são afetadas pela aplicação de vácuo.
- A aplicação de vácuo produziu um aumento nos valores de E' , esse aumento foi relacionado com a redução da fração de volume da matriz e melhoria da compactação do compósito produzidas pela aplicação de vácuo.
- O valor do módulo de perda, E'' , foi incrementado com a aplicação de vácuo, principalmente na região de transição vítrea, devido a redução de fração de volume de matriz na região interlaminar que provocou uma maior dissipação de energia interlaminar.
- A aplicação de vácuo resultou em uma redução na intensidade do pico de $\tan \delta$, apesar do pico do módulo de perda ter sido maior para os materiais processados com aplicação de vácuo, devido ao maior valor do módulo de armazenamento na região de pico de E'' , que foi fator preponderante.

Foi verificado ainda, a partir de amostras de compósitos vidro/poliéster, que o incremento no número de camadas afeta as propriedades viscoelásticas dos laminados. Os valores de E' não foram afetados significativamente pelo incremento no número de camadas. Entretanto, verificou-se que o aumento do número de camadas produz um aumento significativo no valor de E'' devido ao incremento no número de regiões interlaminares que resulta em uma maior dissipação de energia. Como não houve variação notável de E' em função do número de camadas, o incremento de E'' nos materiais com maior número de camadas resultou em valores de intensidade de pico de $\tan \delta$ maiores.

O efeito da frequência nas propriedades viscoelásticas das resinas foi também estudado. Os dados dos ensaios de varredura de frequência apresentados indicam que os parâmetros viscoelásticos das resinas poliméricas estudadas, apesar de sofrerem influência da frequência de solicitação, esta influência não é significativa em temperaturas fora da região da T_g , onde ocorre a maioria das aplicações estruturais. Com isso, estudos de caracterização viscoelástica desses materiais podem ser realizados, em determinados valores de frequência, para se investigar relações com a capacidade de absorção de energia de estruturas submetidas a condições de carregamento distintas.

5.1.2 Absorção de energia específica.

Foram estudados os efeitos da aplicação de vácuo na E_S de estruturas formadas por segmentos tubulares de material compósito submetidas a esmagamento por compressão.

- Considerando um mesmo material e número de camadas, observou-se que a aplicação de vácuo resultou em valores de E_S menores. Porém, a aplicação de vácuo produziu valores de E_S mais uniformes, com menor desvio padrão. Essa maior uniformidade é uma característica importante para projetos estruturais que visem à absorção de energia.
- A redução na capacidade de absorção de energia dos perfis processados com aplicação de vácuo foi relacionada com a diminuição do volume da matriz entre as fibras que promoveu a tendência de diminuição da resistência interlaminar do compósito. Conforme a resistência interlaminar diminui, as trincas interlaminares se formaram em níveis de tensão menores, resultando em uma redução significativa dos valores de $P_{\text{máx}}$ e \bar{P} e conseqüentemente da capacidade de absorção de energia.
- Nas amostras estudadas, as frações de volume foram o parâmetro preponderante para a absorção de energia quando comparadas à melhor compactação e diminuição da fração de vazios produzida pelo vácuo.
- Outro efeito da aplicação de vácuo que contribuiu para a diminuição da E_S foi a redução da espessura da parede do perfil que promoveu o aumento do trincamento interlaminar na região esmagada do perfil.

Foi constatado que a aplicação de vácuo também afetou os valores do limite de resistência à compressão do perfil, σ_U .

- Apesar da aplicação do vácuo promover uma melhor compactação do laminado e frações volumétricas de vazios menores, melhorando portanto as propriedades mecânicas, a redução da fração volumétrica da matriz (V_m) reduziu o volume da matriz entre as camadas do laminado promovendo uma tendência à formação de trincas interlaminares em níveis de força menores, resultando em valores menores do pico da força compressiva, $P_{máx}$, e conseqüentemente de σ_U .
- Nas amostras com 18 camadas, a redução de espessura da parede promovida pela aplicação de vácuo facilitou a ocorrência de falhas prematuras.

Foi verificado ainda que tanto a aplicação de vácuo como o número de camadas dos laminados afetaram os modos de falha das amostras submetidas ao esmagamento compressivo.

- Foram identificados três modos principais de falha: o modo por delaminação relacionado com elevados valores de absorção de energia específica, o modo por flambagem local com valores de absorção de energia menores e o modo catastrófico com valores de absorção de energia muito baixos.
- Foi verificado que, nas amostras de perfis com 18 camadas com extremidades retas, a aplicação do vácuo resultou na mudança do modo catastrófico para os modos, delaminação, flambagem local ou pela combinação de ambos.
- Nas amostras dos perfis com 18 camadas, com uma extremidade chanfrada, a aplicação do vácuo resultou na mudança de falha exclusivamente por delaminação para exclusivamente por delaminação ou pela combinação dos modos por delaminação com o modo por flambagem local e/ou com características do modo de falha catastrófico.
- O incremento do número de camadas nos perfis de vidro/poliéster fabricados com aplicação de vácuo (de 18 para 30) resultou na mudança dos modos de falha de delaminação ou delaminação com flambagem local, para catastrófico nas amostras com extremidades retas e para exclusivamente por delaminação nas amostras com uma extremidade chanfrada.
- Portanto os modos de falha foram afetados pelas mudanças na espessura de parede, resultantes da aplicação de vácuo e/ou do incremento de camadas, e pela redução da fração de volume da matriz produzida pela aplicação de vácuo.

5.1.3 Relações entre propriedades viscoelásticas e capacidade de absorção de energia específica.

Para os materiais e geometrias estudadas foram investigadas as relações entre as alterações observadas nos parâmetros viscoelásticos dos compósitos, causadas pela variação das condições de processamento, com alterações na capacidade de absorção de energia das estruturas.

- Foi constatado que a aplicação de vácuo teve um efeito inverso no módulo de armazenamento, E' , e a capacidade de absorção de energia específica, E_S , elevando os valores de E' devido ao incremento na fração de volume das fibras e reduzindo os de E_S devido a diminuição da resistência interlaminar do compósito.
- Foi verificado um aumento no pico de E'' para todos os materiais processados com aplicação de vácuo, relacionado com a menor resistência interlaminar do compósito, resultante da redução de fração de volume de matriz na região interlaminar que provocou uma maior dissipação de energia interlaminar. Esta mesma redução na resistência interlaminar do compósito, facilitou a formação de trincas interlaminares, que resultou na redução da capacidade de absorção de energia específica.
- Foi observada também uma clara correlação entre a aplicação de vácuo e uma redução na intensidade do pico de $\tan \delta$. Neste caso o aumento do E' resultante da aplicação de vácuo foi fator preponderante em relação ao aumento do E'' , reduzindo a intensidade do pico de $\tan \delta$.

Foi verificado que o incremento de regiões interlaminares resultante do aumento no número camadas do laminado também influencia as propriedades viscoelásticas e a capacidade de absorção de energia específica.

- Foi observado que o aumento no número de camadas não afetou notadamente o valor de E' , mas produziu valores de E'' significativamente superiores e conseqüentemente valores maiores de intensidade do pico de $\tan \delta$. O incremento de E'' foi relacionado ao incremento no número de regiões interlaminares que aumentou dissipação de energia interlaminar. Este mesmo incremento de regiões interlaminares resultou na formação de um maior número de trincas interlaminares que limitou a capacidade de absorção de energia dos materiais.

5.1.4 Principais contribuições do trabalho:

As principais contribuições desse estudo são:

- Os resultados obtidos proporcionaram informações importantes para o entendimento dos efeitos de processamento (qualidade e frações de volume) nas propriedades viscoelásticas de compósitos de matriz polimérica.
- O estudo realizado mostrou que o efeito da aplicação de vácuo durante o processamento de compósitos de matriz polimérica pode ser estudado mediante testes DMA, os quais requerem pequenas quantidades de material e oferecem excelente controle de temperatura, permitindo a caracterização do material de forma rápida em amplas faixas de temperatura e frequência.
- Os testes realizados mostraram que as propriedades viscoelásticas em compósitos de matriz polimérica são influenciadas por fatores como quantidade de camadas devido a dissipação de energia na região interlaminar.
- O presente estudo permitiu entender os efeitos de processamento (aplicação de vácuo) na E_S de estruturas processadas em compósitos de matrizes termofixas.
- Os resultados das frações volumétricas dos constituintes aportaram informação importante para entender o efeito dessas variáveis na absorção de energia o qual, conforme reportado na literatura (Jacob *et al.*, 2002), não tem sido estudado extensamente.
- A investigação de compósitos com matriz de resina epóxi, poliéster e ester vinílica, proporcionou dados importantes para compreender o papel das resinas termofixas na capacidade de absorção de energia de materiais compósitos. A necessidade desses estudos foi reportada na literatura por Jacob *et al.* (2002).
- O trabalho apresentou relações entre alterações observadas nas propriedades viscoelásticas e na capacidade de absorção de energia de compósitos laminados, produzidas por variações nas condições de processamento (aplicação de vácuo).
- As informações produzidas neste trabalho permitiram verificar a possibilidade de se utilizar análise dinâmico-mecânica como uma ferramenta de desenvolvimento e controle de materiais e processos que visem à produção de estruturas de compósitos voltadas para aplicações que exijam elevada capacidade de absorção de energia específica.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros na área objeto deste estudo, são propostas as seguintes atividades:

- Estudar perfis fabricados com vários níveis de vácuo, que possam resultar em frações de volume diferentes e espessuras de parede diferentes.
- Determinar o efeito do número de camadas em faixas diferentes das estudadas no presente trabalho.
- Realizar um estudo com perfis de material compósito com dimensões diferentes.
- Analisar o efeito de orientações de fibra diferentes às estudadas no presente trabalho.
- Determinar o efeito das condições de processamento em compósitos com diferentes tipos de fibra e de matriz.
- Estudar o comportamento dos compósitos estudados com novas velocidades de esmagamento quase-estático e em testes dinâmicos.
- Realizar simulações numéricas com os materiais estudados.
- Analisar os materiais estudados utilizando o processo de fabricação por infusão.
- Avaliar os efeitos da temperatura na capacidade de absorção de energia específica dos materiais estudados.

REFERÊNCIAS

- ALVAREZ, V.A., VALDEZ, M.E., VÁZQUEZ, A., 2002, **Dynamic mechanical properties and interphase fiber/matrix evaluation of unidirectional glass fiber/epoxy composites**, Polymer testing, 22, 611-615.
- ANDREOPOULOS, A.G., TARANTILI, P.A., 1998, **Study of the off-axis properties of composites reinforced with ultra high modulus polyethylene fibres**, European Polymer Journal, 35, 1123-1131
- ASTM D 2274 -94 (REAPPROVED 2003), 2003, **Standard Test Methods for Void Content of Reinforced Plastics**.
- ASTM D 2584 -02, 2002, **Standard Test Method for Ignition Loss of Cured Reinforced Resins**.
- ASTM D 5023 – 01, 2001, **Standard Test Method for Plastics: Dynamic Mechanical Properties: In Flexure (Three-Point Bending)**
- ASTM D 5229/D 5229M – 92, 1992, **Standard Test Method for Moisture Absorption Properties and Equilibrium Conditioning of Polymer Matrix Composite Materials**
- ASTM D 792 – 00, 2000, **Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement**
- AYORINDE, E. O., GIBSON, R. F., 1993, **Elastic Constants of Orthotropic Composite Materials Using Plate Resonance Frequencies, Classical Lamination Theory and an Optimized Three mode Rayleigh Formulation**, Composites Engineering, 3(5), 395-407.
- AYORINDE, E. O., GIBSON, R. F., WEN, Y. F., 1993, **Elastic Constants of Isotropic and Orthotropic Composite Materials from Plate Vibration Test Data**, Composite Materials: Testing and Design (eleventh volume), ASTM STP 1206, E.T. Camponeschi, Jr., Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 150-161.
- BANNERMAN, D.C., KINDERVATER, C.M., 1986, **Crash Impact Behavior of Simulated Composite and Aluminum Helicopter Fuselage Elements**, Vertica, 10(2), 201-211.
- BEARD, S., & CHANG, F., 2002, **Design of Braided Composites for Energy Absorption**, Journal of Thermoplastic Composite Materials, Vol. 15—January 2002, 15, 3-12

- BRANTSEVA, T. V., GORBATKINA, YU A., KERBER, M. L., 1999, **Behavior of Polymer – Fiber Interface Under Various Loading Rates**, Proceedings of ICCM-12.
- BRIMHALL, T. J., 2007, **Composite automotive structures**, Composite technology, Compositesworld.com, Disponível em <http://www.compositesworld.com/ct/issues/2007/April/111452>, consultado em 05/2007.
- BROWNING, C. E., HUSMAN, G. E., WHITNEY, J. M., 1977, **Moisture Effects in Epoxy Matrix Composites**, Composite Materials Testing and Design, Fourth Conference, ASTM STP 617, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 481-496.
- CHATTOPADHYAY, A., NAM, C., KIM, Y., 1999, **Damage Detection and Vibration Control of a Delaminated Smart Composite Plate**, Proceedings of ICCM-12.
- CHEN, A. S., HARRIS, B., 1993, **Fatigue-Induced Damage Mechanics in Carbon Fibre- Reinforced Plastic Composites**, Journal of Materials Science, 28, 2013-2027.
- CHIMENTI, D. E., 1997, **Guided Waves in Plates and Their Use in Materials Characterization**, Applied Mechanics Reviews, 50 (5), 247-284.
- CHIU, C. H. LU, C. K., WU, C. M., 1997, **Crushing characteristics of 3-D braided composite square tubes**, J. Comp. Mater., 31(22), 2309–2327
- CHUNG, K., SEFERIS, J. C., 1998, **Investigation of the Thermal Aging Behavior of Cyanate Ester/Carbon Fiber Composite**, Society for the Advancement of Material and Process Engineering, Materials and Process Affordability: Keys to the Future, 43 (I), 387-393.
- CRANE, R. M., GILLISPIE, J. W., JR., 1992, **A Robust Testing Method for Determination of the Damping Loss Factor of Composites**, Journal of Composites Technology and Research, 14(2), 70-79.
- DEOBALD, L. R., GIBSON, R. F., 1988, **Determination of Elastic Constants of Orthotropic Plates by a Modal Analysis/Rayleigh Ritz Technique**, Journal of Sound and Vibration, 124(2), 269-283.
- DEWILDE, W. P., NARMON, B., SOL, H., ROOVERS, M., 1984, **Determination of the Material Constants of an Anisotropic Lamina by Free Vibration Analysis**, Proceedings of the 2nd International Modal Analysis Conference, Orlando, FL, I, 44-49.

- DÍEZ, G. S., RODRÍGUEZ, P. M. A., DE SAJA, J.A., VELASCO, J.I., 1998, **Dynamic mechanical analysis of injection-moulded discs of polypropylene and untreated and silane-treated talc-filled polypropylene composites**, *Polymer*, 40, 5345–5353.
- DUBEY, D. D., VIZZINI, J. A., 1998, **Energy absorption of composite plates and tubes**, *Journal of Composites Materials*, 32, 158–176
- DUNCAN, J., 1999, **Dynamic Mechanical Analysis Techniques and Complex Modulus**, *Mechanical Properties and Testing of Polymers, An A-Z Reference*, Ed. G. M. Swallowe, Boston, Kluwer Academic Publishers, 43-48.
- FARLEY, G. L., 1983, **Energy absorption of composite materials**, *J. Comp. Mater.*, 17, 267–279.
- FARLEY, G. L., 1986a, **Effect of fiber and matrix maximum strain on the energy absorption of composite materials**, *J. Comp. Mater.*, 20, 322–334.
- FARLEY, G. L., 1986b, **Effect of specimen geometry on the energy absorption capability of composite materials**, *J. Comp. Mater.*, 20, 390–400.
- FARLEY, G. L., 1986c, **Crash energy absorbing composite sub-floor structure**, 27th AIAA/ASME/ASCE/AHS Structures, Structural Dynamics and Materials Conference.
- FARLEY, G. L., 1987a, **Energy absorption in composite materials for crashworthy structures**.
- FARLEY, G. L., 1987b, **Energy absorption of composite material and structures**, Proceedings of the 43rd American Helicopter Society Annual Forum. St. Louis, USA. 613–627.
- FARLEY, G. L., 1989, **Energy absorption capability and scalability of square cross section composite tube specimens**, U.S. Army Research and Technology Activity – AVSCOM, 1–17.
- FARLEY, G. L., 1991, **The effects of crushing speed on the energy absorption capability of composite tubes**, *J. Comp. Mater.*, 25, 1314–1329.
- FARLEY, G. L., 1992, **Prediction of the energy absorption capability of composite tubes**

- FARLEY, G. L., JONES, R. M., 1992b, **Crushing characteristics of composite tubes with 'nearelliptical' cross sections**, J. Comp. Mater., 26(12), 1741–1751.
- FERRY, J. D., 1961, **Viscoelastic Properties of Polymers**, New York, John Wiley & Sons, Inc.
- GAERTNER, R., ET AL, 1999, **Rheological and Morphological Influences on the Viscoelastic Behaviour of Polymer Composites**, Proceedings of ICCM-12.
- GAMSTEDT, E. K., TALREJA, R., 1999, **Fatigue Damage Mechanisms in Unidirectional Carbon-Fibre-Reinforced Plastics**, Journal of Materials Science, 34, 2535-2546
- GIBSON, R. F., 1994, **Principles of Composite Material Mechanics**, New York, NY, McGraw-Hill.
- GIBSON, R. F., 2000, **Sensitivity of Stiffness and Damping to Various Aspects of Material and Structural Behavior**, NCA – Vol.27, Proceedings of the ASME Noise Control and Acoustics Division – 2000, ASME 2000, 301-.
- GIESKE, J. H., ALLRED, R. E., 1974, **Elastic Constants of B-Al Composites by Ultrasonic Velocity Measurements**, Experimental Mechanics, 14, 158-165.
- GILL, P. S., 1983, **Characterization of Composites by Dynamic Mechanical Analysis**, Annual Technical Conference – Society of Plastics Engineers Conference Proceedings. ANTEC 83, 518-.
- GILL, P. S., LECKENBY, J. N., 1984, **Dynamic Mechanical Analysis of Advanced Composites**, Composite Structures, 2, 235-.
- GORDON, G. A., 1971, **Glass Transition in Nylons**, Journal of Polymer Science: Part A-2, Polymer Physics, 9(9),.
- GRAESSER, E. J., WONG, C. R., 1992, **The Relationship of Traditional Damping Measures for Materials with High Damping Capacity: A Review**, M3D: Mechanics and Mechanisms of Material Damping, ASTM STP 1169, Kinra and A. Wolfenden, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 316-343.
- GRIFFITHS, B., 2006, **Glass-Reinforced Thermoplastic Succeeds in Car Crash Structure**, Composite technology, Compositesworld.com, Disponível em <http://www.compositesworld.com/ct/issues/2006/October/1479>, consultado em 11/2006.
- HAMADA, H. RAMAKRISHNA, S., 1995, **Scaling Effects in The Energy Absorption of Carbon-Fiber/PEEK Composite Tubes**, Composites Science and Technology, 55, 211-221.

- HAMADA, H., COPPOLA, J.C., HULL, D., MAEKAWA, Z., SATO, H., 1992, **Comparison of energy absorption of carbon/E and carbon/PEEK composite tubes**, *Composites*, 23(4), 245–252.
- HAMADA, H., RAMAKRISHNA, S., 1996, **Effect of fiber material on the energy absorption behavior of thermoplastic composite tubes**, *J. Thermoplastic Composite Materials*. 9(3), 259–279.
- HAMADA, H., RAMAKRISHNA, S., MAEKAWA, Z., NAKAMURA, M., NISHIWAKI, T., 1994, **Energy absorption characteristics of composite tubes with different cross sectional shapes**. Proceedings of the 10th Annual ASM/ESD Advanced Composites Conference. Dearborn, Michigan, USA, 7–10 November. 523–534.
- HAMADA, H., RAMAKRISHNA, S., MAEKAWA, Z., SATO, H., 1995, **Effect of cooling rate on the energy absorption capability of carbon fibre/PEEK composite tubes**, *J. Poly. and Poly Comp.*, 3(2), 99–104.
- HEIJBOER, J., 1977, **Secondary Loss Peaks in Glassy Amorphous Polymers**, *International Journal of Polymeric Materials*, 6 (1-2), 11-37.
- HOSTEN, B., 1991, **Reflection and Transmission of Acoustic Plane Waves on an Immersed Orthotropic and Viscoelastic Solid Layer**, *Journal of the Acoustical Society of America*, 89 (6), 2745-2752.
- HULL, D., 1983, **Axial crushing of fibre reinforced composite tubes** *apud* JONES, N., HULL, D., 1991, **A unified approach to progressive crushing of fiber reinforced composite tubes**, *Comp. Sci. and Tech.*, 40, 377–421.
- JACOB, J. C., FELLERS, J. F., SIMUNOVIC, S., 2002, **Energy absorption in polymer composites for automotive crashworthiness**, *Journal of Composite Materials*, 36, 813-850.
- JENG, C. AND CHEN, M., 1999, **Influence of Transcrystalline Interphase on Flexural Failure of Short Carbon Fiber Reinforced Peek Composites**, Proceedings of ICCM-12.
- JEONG, K. S., LEE, D. G., KWAK, Y. K., 1995, **Experimental Investigation of the Dynamic Characteristics of Carbon Fiber Epoxy Composite Thin Beams**, *Composite Structures*, 33, 77-86.
- JIM, Z., PRAMODA, K. P., SHU, G., GOH, S. H., 2001, **Dynamic mechanical behavior of melt-processed multi-walled carbon nanotube/poly(methyl methacrylate) composites**, *Chemical Physics Letters*, 337, 43-47

- LAANANEN, D. H., BOLUKBASI, A. O., 1995, **Prediction of energy absorption in composite stiffness**, *Composite structures*, 32, 173-186.
- LAVANGA, K. L., 1998, **DMTA Immersion Study: A New Tool to Investigate Solvent Swelling and in situ Behavior**, *Thermal Trends*, 5 (1).
- LAVOIE, J.A., KELLAS, S., 1996, **Dynamic Crush Tests of Energy-Absorbing Laminated Composite Plates**, *Composites Part A*, 27A, 467-475.
- LÓPEZ, M. A. M, ARROYO, M., 2000, **Thermal and dynamic mechanical properties of polypropylene and short organic fiber composites**, *Polymers*, 41, 7761-7767.
- MAMALIS, A. G., ROBINSON, M., MANOLAKOS, D. E., DEMOSTHENOUS, G. A., IOANNIDIS, M. B., CARRUTHERS, J., 1997, **Crashworthy capability of composite material structures**, *Composite structures*, 37, 109-134.
- MAMALIS, A.G., MANOLAKOS, D.E., IOANNIDIS, M.B., PAPAPOSTOULOU, D.P., 2005, **On the response of thin-walled CFRP composite tubular components subjected to static and dynamic axial compressive loading: experimental**, *Composite Structures*, 69, 407-420.
- MAMALIS, A.G., MANOLAKOS, D.E., IOANNIDIS, M.B., PAPAPOSTOULOU, D.P., 2004, **Crashworthy characteristics of axially statically compressed thin-walled square CFRP composite tubes: experimental**, *Composite Structures*, 63, 347-360
- MANTENA, R., GIBSON, R. F., PLACE, T. A., 1986, **Damping Capacity Measurements of Degradation in Advanced Materials**, *SAMPE Quarterly*, 17(3), 20-31.
- MANTENA, R., PLACE, T. A., GIBSON, R. F., 1995, **Characterization of Matrix Cracking in Composite Laminates by the Use of Damping Capacity Measurements**, *Role of Interfaces on Material Damping*, 79-93, ASM International, Materials Park, OH.
- MELO, J. D. D., 2002, **Elastic and Viscoelastic characterization of transversely isotropic composite laminae**, PhD Thesis, Department of Mechanical Engineering, Colorado State University, USA.
- MELO, J. D. D., RADFORD, D. W., 2001, **Evaluation of Damage Initiation Using Sub-Scale Flexure Testing**, *Proceedings of the SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics*, Portland, Oregon, June 4-6.
- MELO, J. D. D., RADFORD, W. D., 2003, **Viscoelastic characterization of transversely isotropic composite laminae**, *Journal of Composite Materials*, 37(2), 129-145.

- MELO, J. D. D., RADFORD, D. W., 2005, **Time and temperature dependence of the viscoelastic properties of CFRP by dynamic mechanical analysis**, Composite Structures 70, 240–253.
- MELO, J. D. D., SILVA, A. L. S., 2005, **Energy absorption capability of composite tubes under compression load**, 18th International Congress of Mechanical Engineering, COBEM 2005, November 6-11, 2005, Ouro Preto, MG.
- MELO, J. D. D., SILVA, A. L. S., VILLENA, J. E. N., 2008, **The effect of processing conditions on the energy absorption capability of composite tubes**, Composite structures, 82, 622-628.
- MENARD, K. P., 1999, **Dynamic Mechanical Analysis: a practical introduction**, CRC Press, Boca Raton, FL, USA.
- MOORE, G. R., KLINE, D. E., 1984, **Properties and Processing of Polymers for Engineers**, Englewood Cliffs, NJ, Prentice-Hall, Inc.
- NELSON, F. C., 1994, **Technical Article. A Guide to Polymers and Their use for Vibration Isolation. Part I**, Shock and Vibration Digest, 26(2), 11.
- RADFORD, D. W., ET AL, 1995, **Microwave Nondestructive Investigation of Multiple Impacted Composite Laminates**, Proceedings of ICCM-10, V 405 – V 412.
- RAMAKRISHNA, S., 1995, **Energy absorption characteristics of knitted fabric reinforced composite tubes**, J. Reinf. Plast. and Comp., 14, 1121–1141.
- RAMAKRISHNA, S., 1997, **Microstructural design of composite materials for crashworthy structural applications**, Materials & Design, 18 (3), 167-173.
- RAMAKRISHNA, S., HULL, D., 1993, **Energy absorption capability of epoxy composite tubes with knitted carbon fibre fabric reinforcement**, Comp. Sci. and Tech., Elsevier Science Publishers Limited. 49, 349–356
- REED, K. E., 1980, **Dynamic Mechanical Analysis of Fiber Reinforced Composites**, Polymer Composites, 1(1), 44-49.
- REHFELD, L. W., BRILEY, R. P., PUTTER, S., 1982, **Dynamic Tests of Graphite/Epoxy Composites in Extreme Environments**, Composites for Extreme Environments, ASTM STP 768, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA.
- ROKHLIN, S. I., WANG, W., 1992 **Double Through-Transmission Bulk Wave Method for Ultrasonic Phase Velocity Measurement and Determination of Elastic Constants of Composite Materials**, Journal of the Acoustical Society of America, 91 (6), 3303-3312.

- SÁNCHEZ, C. A. A., 2001, **Estudo de impacto usando elementos finitos e análise não linear**, Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Brasil.
- SARAVANOS, D. A., CHAMIS, C. C., 1990, **Unified Micromechanics of Damping for Unidirectional and Off-Axis Fiber Composites**, Journal of Composites Technology and Research, 12 (1), 31-40.
- SARAVANOS, D. A., PEREIRA, J. M., 1992, **Effects of Interply Damping Layers on the Dynamic Characteristics of Composite Plates**, AIAA Journal, 30(12), 2906-2913.
- SEFERIS, J. C., BUEHLER, F. U., 1998, **Power Issues in the Manufacturing and Characterization of Polymers and Composite Materials**, Polymer Composites, 19 (5), 558-566.
- SHIM, S. B., SEFERIS, J. C., EOM, Y. S., SHIM, Y. T., 1996, **Thermal characterization and comparison of structural prepregs with different cure temperatures**, Thermochimica Acta, 291, 73-79.
- SICHINA, W. J., GILL, P. S., 1987, **Elastic and Viscoelastic characterization of Composites**, Automotive Challenge and Plastics Response: Automotive Plastics, RETEC 87, 205-206.
- SMITH, R. E., 1972, **Ultrasonic Elastic Constants of Carbon Fibers and Their Composites**, Journal of Applied Physics, 43, 2555-2562.
- SUAREZ, S. A., GIBSON, R. F., 1987, **Improved Impulse-Frequency Response Techniques for Measurement of Dynamic Mechanical Properties of Composite Materials**, Journal of Testing and Evaluation, 15(2), 114-121.
- SUAREZ, S. A., GIBSON, R. F., DEOBALD, L. R., 1984, **Random and Impulse Techniques for Measurement of Damping in Composite Materials**, Experimental Techniques, 8(10), 19-24.
- THORNTON, P. H., EDWARDS, P. J., 1982, **Energy absorption in composite tubes**, Journal of Composites Materials, 16, 521-545
- THORNTON, P. H., HARWOOD, J. J., BEARDMORE, P., 1985, **Fiber reinforced plastic composites for energy absorption purposes**, Comp. Sci. and Tech., 24, 275-298
- THORNTON, P. H., TAO, W. H., ROBERTSON, R. E., 1991, **Crash energy management: axial crush of unidirectional fiber composite rods**, Advanced

- Composite Materials: New Development and Applications Conference Proceedings. Detroit, Michigan, 30, 489-496.
- TURNER, T. A., WARRIOR, N. A., ROBITAILLE, F., RUDD, C. D., 2005, **The influence of processing variables on the energy absorption of composite tubes**, Composites Part A: applied science and manufacturing, 36, 1291-1299.
- VILLENA, J. E. N., MELO, J. D. D., 2007, **The effect of processing conditions on the viscoelastic properties of polymer matrix composites**, 19th International Congress of Mechanical Engineering, COBEM 2007, November 5-9, 2007, Brasília, DF.
- WARRIOR, N. A., TURNER, T. A., ROBITAILLE, F., RUDD, C. D., 2003, **Effect of resin properties and processing parameters on crash energy absorbing composite structures made by RTM**, Composites Part A: applied science and manufacturing, 34, 543-550.
- WINEMAN, A. S., AND RAJAGOPAL, K. R., 2000, **Mechanical Response of Polymers: An Introduction**, New York, Cambridge University Press.
- YEE, A.F., SMITH, S. A., 1981, **Molecular-Structure Effects on the Dynamic Mechanical Spectra of Polycarbonates**, Macromolecules, 14(1), 54-64.
- ZHANG, P. Q., RUAN, J. H., LI, W. Z., 2001, **“Influence of Some Factors on the Damping Property of Fiber-Reinforced Epoxy Composites at Low Temperature,”** Cryogenics, 41, 245-251.
- ZHOU, Y., PERVIN, F., RANGARI, V. K., JEELANI, S., 2005, **Fabrication and characterization of montmorillonite clay-filled SC-15 epoxy**, Materials Letters, 60, 869-873.

APÊNDICES

APÊNDICE A: DIMENSÕES DAS AMOSTRAS

A.1 DIMENSÕES DAS AMOSTRAS PARA OS ENSAIOS DE DMA

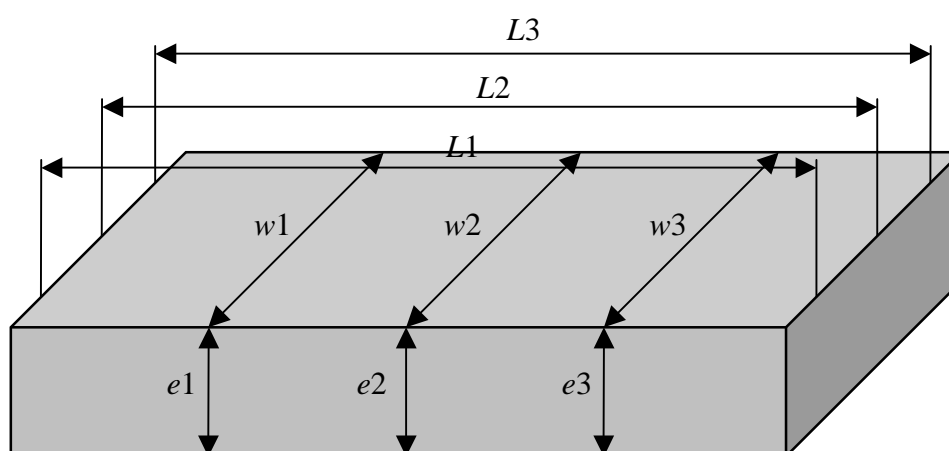


FIGURA A.1 – Pontos de medição para determinar as amostras para ensaios de DMA.

$$L = \frac{L1 + L2 + L3}{3} \quad (\text{A.1})$$

$$w = \frac{w1 + w2 + w3}{3} \quad (\text{A.2})$$

$$s = \frac{s1 + s2 + s3}{3} \quad (\text{A.3})$$

TABELA A.1 – Dimensões médias das amostras de vidro/epóxi para ensaios DMA de flexão em 3 pontos.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
E18SV-1	61,86	0,06	13,11	0,06	2,45	0,03
E18SV-2	61,99	0,04	12,95	0,03	2,22	0,04
E18SV-3	61,92	0,05	13,06	0,07	2,22	0,02
E18SV-4	62,07	0,07	13,04	0,03	2,42	0,05
E18SV-5	61,99	0,06	13,16	0,07	2,30	0,04
E18SV-6	61,78	0,05	13,25	0,04	2,02	0,03
E18SV-7	61,24	0,07	13,22	0,05	1,98	0,05
E18SV-8	61,88	0,04	13,06	0,07	1,99	0,04
E18SV-9	61,74	0,04	13,05	0,03	2,12	0,05
E18SV-10	61,75	0,05	13,20	0,04	2,10	0,05
E18SV-11	61,80	0,07	12,93	0,05	2,31	0,03
E18SV-12	62,00	0,05	13,01	0,03	1,99	0,05
E18CV-1	61,82	0,06	13,01	0,07	1,65	0,02
E18CV-2	62,05	0,06	13,38	0,03	1,48	0,05
E18CV-3	61,05	0,04	13,20	0,07	1,43	0,03
E18CV-4	61,56	0,07	12,98	0,05	1,53	0,03
E18CV-5	61,93	0,05	13,08	0,03	1,55	0,05
E18CV-6	62,03	0,07	13,12	0,04	1,63	0,04
E18CV-7	62,00	0,06	12,93	0,05	1,53	0,03
E18CV-8	61,86	0,05	12,98	0,03	1,35	0,04
E18CV-9	62,10	0,07	13,50	0,06	1,47	0,02
E18CV-10	61,83	0,06	13,07	0,03	1,46	0,03
E18CV-11	61,91	0,04	13,07	0,05	1,54	0,04
E18CV-12	60,74	0,05	12,87	0,04	1,50	0,02

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA A.2 – Dimensões médias das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas para ensaios DMA de flexão em 3 pontos.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	\bar{x}	s	\bar{x}
P18SV-1	61,64	0,06	12,73	0,06	1,86	0,02
P18SV-2	61,66	0,06	12,72	0,05	2,32	0,03
P18SV-3	61,74	0,04	12,34	0,06	2,93	0,05
P18SV-4	62,00	0,05	12,74	0,07	2,09	0,02
P18SV-5	61,57	0,06	13,02	0,04	1,98	0,05
P18SV-6	61,91	0,04	13,06	0,05	2,42	0,04
P18SV-7	61,82	0,06	13,00	0,06	2,38	0,05
P18SV-8	60,94	0,05	13,05	0,05	1,94	0,02
P18SV-9	61,79	0,04	12,71	0,04	1,70	0,05
P18SV-10	62,25	0,05	12,95	0,07	1,55	0,04
P18SV-11	61,95	0,06	13,03	0,04	2,08	0,05
P18SV-12	62,08	0,05	13,17	0,04	2,98	0,05
P18CV-1	61,94	0,05	13,05	0,06	1,59	0,02
P18CV-2	62,17	0,07	13,05	0,07	1,60	0,05
P18CV-3	61,83	0,06	12,95	0,05	1,58	0,04
P18CV-4	61,82	0,07	13,20	0,05	1,42	0,03
P18CV-5	61,89	0,06	13,14	0,04	1,57	0,03
P18CV-6	61,84	0,07	13,00	0,03	1,55	0,02
P18CV-7	61,91	0,04	12,57	0,06	1,52	0,04
P18CV-8	61,97	0,05	12,84	0,03	1,62	0,05
P18CV-9	61,78	0,06	12,98	0,05	1,58	0,03
P18CV-10	61,53	0,04	12,92	0,07	1,56	0,02
P18CV-11	61,57	0,07	12,92	0,04	1,62	0,04
P18CV-12	61,79	0,05	12,65	0,09	1,60	0,04

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA A.3 – Dimensões médias das amostras de vidro/poliéster com 30 camadas para ensaios DMA de flexão em 3 pontos.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	\bar{x}	s	\bar{x}
P30SV-1	61,98	0,06	13,00	0,06	3,73	0,03
P30SV-2	61,98	0,04	12,84	0,07	3,30	0,03
P30SV-3	61,96	0,06	13,03	0,05	2,94	0,04
P30SV-4	61,93	0,05	12,87	0,04	3,51	0,02
P30SV-5	61,95	0,06	12,72	0,07	2,72	0,04
P30SV-6	61,80	0,04	13,02	0,07	3,28	0,03
P30SV-7	61,68	0,07	13,15	0,04	4,73	0,02
P30SV-8	62,03	0,05	12,95	0,05	4,53	0,04
P30SV-9	62,03	0,04	12,84	0,07	3,72	0,03
P30SV-10	62,07	0,05	12,88	0,06	3,15	0,04
P30SV-11	61,93	0,06	13,05	0,05	3,20	0,03
P30SV-12	62,40	0,07	12,25	0,05	2,99	0,03
P30CV-1	61,97	0,05	12,95	0,07	2,38	0,04
P30CV-2	62,02	0,04	13,01	0,04	2,40	0,03
P30CV-3	61,79	0,07	12,93	0,04	2,42	0,04
P30CV-4	62,16	0,05	13,14	0,05	2,41	0,03
P30CV-5	61,01	0,04	13,25	0,06	2,39	0,05
P30CV-6	61,83	0,06	13,15	0,05	2,41	0,02
P30CV-7	62,08	0,04	13,04	0,07	2,29	0,05
P30CV-8	62,14	0,07	13,07	0,05	2,42	0,04
P30CV-9	61,48	0,06	13,20	0,06	2,25	0,05
P30CV-10	61,72	0,05	13,11	0,04	2,32	0,02
P30CV-11	61,55	0,05	13,16	0,06	2,34	0,04
P30CV-12	61,46	0,06	13,05	0,03	2,30	0,03

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA A.4 – Dimensões médias das amostras de vidro/éster vinílico para ensaios DMA de flexão em 3 pontos.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	\bar{x}	s	\bar{x}
V18SV-1	62,05	0,06	12,20	0,03	2,00	0,02
V18SV-2	61,57	0,05	12,92	0,05	2,02	0,04
V18SV-3	61,90	0,06	12,80	0,07	2,87	0,03
V18SV-4	62,03	0,04	13,00	0,03	2,45	0,05
V18SV-5	61,94	0,05	13,02	0,04	2,55	0,03
V18SV-6	61,93	0,07	12,78	0,04	3,05	0,05
V18SV-7	61,86	0,06	12,05	0,06	1,72	0,02
V18SV-8	61,92	0,05	12,45	0,07	2,05	0,04
V18SV-9	61,04	0,04	13,00	0,05	2,93	0,03
V18SV-10	60,81	0,05	12,18	0,07	2,20	0,04
V18SV-11	61,81	0,06	12,11	0,06	2,01	0,05
V18SV-12	61,87	0,07	12,78	0,06	2,91	0,05
V18CV-1	61,90	0,05	12,65	0,07	1,46	0,03
V18CV-2	61,82	0,07	12,74	0,04	1,45	0,04
V18CV-3	61,49	0,06	12,96	0,03	1,40	0,03
V18CV-4	61,64	0,05	12,94	0,05	1,41	0,05
V18CV-5	61,59	0,04	12,30	0,05	1,37	0,03
V18CV-6	61,54	0,05	13,00	0,06	1,42	0,05
V18CV-7	61,78	0,05	12,84	0,07	1,55	0,02
V18CV-8	61,78	0,06	12,41	0,07	1,47	0,04
V18CV-9	61,83	0,04	12,45	0,06	1,32	0,05
V18CV-10	61,73	0,07	11,41	0,06	1,40	0,03
V18CV-11	61,34	0,06	12,69	0,04	1,54	0,04
V18CV-12	61,80	0,05	12,40	0,05	1,47	0,02

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA A.5 – Dimensões médias em mm. das amostras de resina para ensaios DMA de flexão com vigas engastadas.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	\bar{x}	s	\bar{x}
E1	61,77	0,06	12,04	0,05	3,23	0,02
E2	61,60	0,04	11,97	0,07	3,10	0,04
E3	62,08	0,05	12,18	0,06	3,10	0,02
P1	61,38	0,04	11,35	0,09	3,24	0,03
P2	60,74	0,06	11,84	0,06	3,24	0,03
P3	61,51	0,05	11,68	0,07	2,91	0,03
V1	62,19	0,07	12,80	0,06	3,24	0,04
V2	61,65	0,06	12,47	0,08	3,32	0,02
V3	62,29	0,04	12,51	0,05	3,05	0,02

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

A.2 DIMENSÕES DAS AMOSTRAS PARA OS ENSAIOS DE COMPRESSÃO AXIAL.

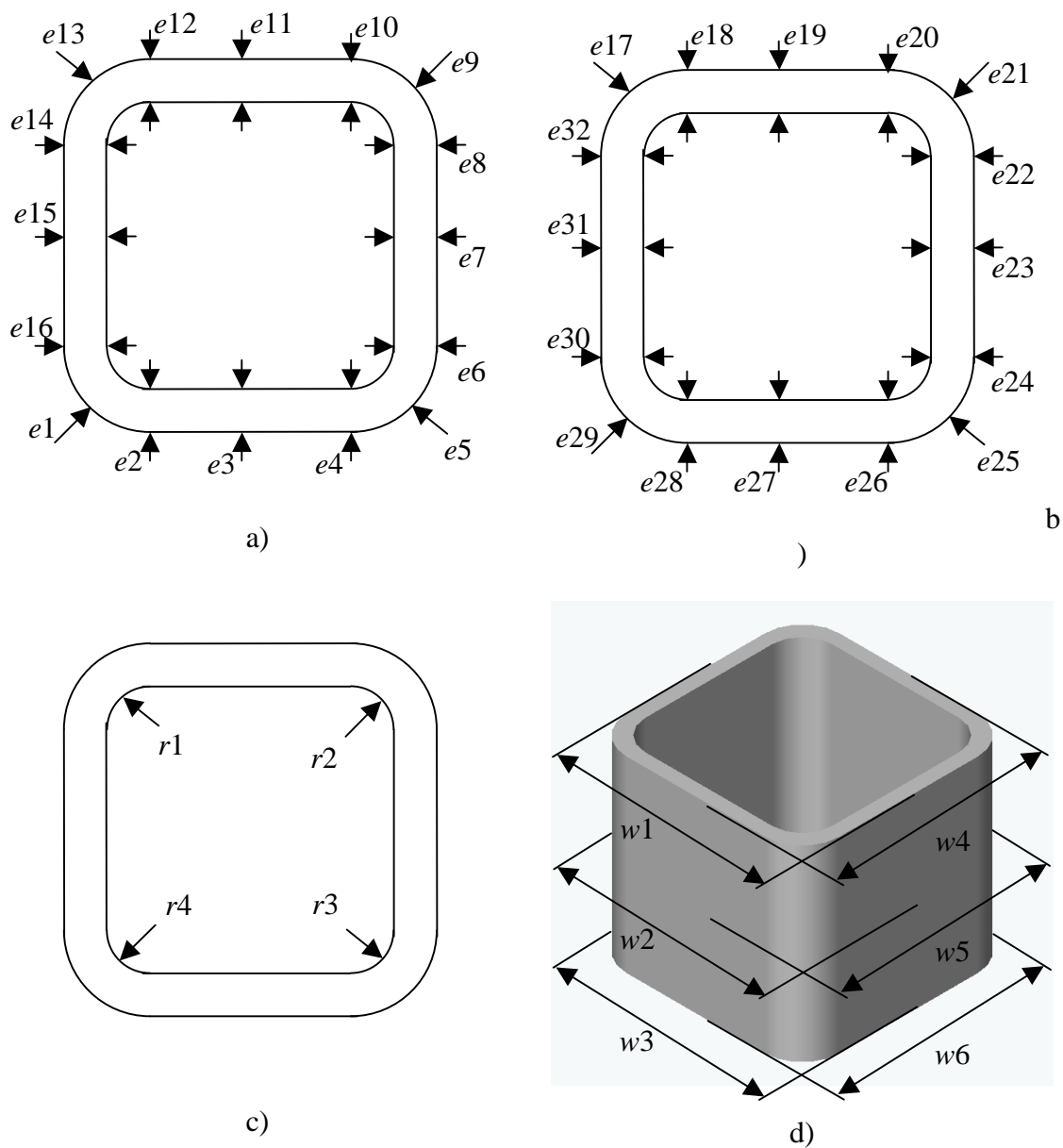


FIGURA A.2 – Amostras para ensaios de compressão axial a) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade superior b) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade inferior c) Pontos de medição dos raios r na extremidade superior d) Pontos de medição das dimensões externas (w) da seção transversal.

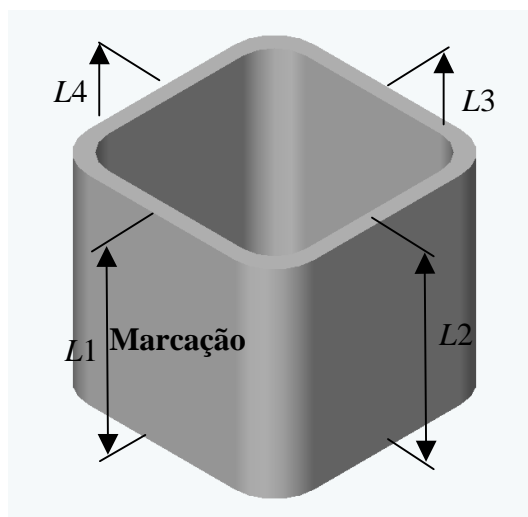


FIGURA A.3 – Pontos de medição das amostras para ensaios de compressão axial para determinar o comprimento (L).

$$L = \frac{L1 + L2 + L3 + L4}{4} \quad (\text{A.4})$$

$$w = \frac{w1 + w2 + w3 + w4 + w5 + w6}{6} \quad (\text{A.5})$$

$$e = \frac{e1 + e2 + e3 + e4 + \dots + e32}{32} \quad (\text{A.6})$$

$$r = \frac{r1 + r2 + r3 + r4}{4} \quad (\text{A.8})$$

TABELA A.6 – Dimensões médias das amostras de vidro/epóxi para ensaios compressão axial.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)		r (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
E18SV1	51,21	0,05	56,17	0,29	2,38	0,61	3,32	0,57
E18SV2	55,17	0,12	56,51	0,73	2,42	0,64	3,52	0,20
E18SV3	52,70	0,15	56,07	0,25	2,42	0,62	3,28	0,21
E18SV4	50,17	0,19	56,24	0,20	2,41	0,57	3,31	0,31
E18SV5	50,05	0,34	56,25	0,03	2,40	0,64	3,47	0,29
E18SVCH1	49,62	0,33	56,88	0,00	2,55	0,73	3,56	0,31
E18SVCH2	48,73	0,06	57,58	0,12	2,57	0,76	3,36	0,24
E18SVCH3	50,27	0,06	57,58	0,12	2,57	0,76	3,36	0,24
E18SVCH4	48,98	0,19	57,75	0,17	2,61	0,85	3,92	1,27
E18SVCH5	50,66	0,19	57,26	0,22	2,60	0,77	3,35	0,21
E18CV1	49,77	0,26	53,32	0,05	2,04	0,43	3,00	0,57
E18CV2	53,07	0,24	53,41	0,04	2,01	0,35	3,12	0,40
E18CV3	49,71	0,45	53,39	0,06	1,88	0,13	3,13	0,65
E18CV4	50,36	0,25	53,27	0,16	1,97	0,36	3,35	0,63
E18CV5	51,26	0,15	53,30	0,08	2,06	0,43	3,00	0,23
E18CVCH1	49,92	0,37	53,29	0,00	1,88	0,24	3,91	1,09
E18CVCH2	49,88	0,07	53,44	0,03	2,00	0,37	2,78	0,21
E18CVCH3	48,97	0,64	53,85	0,20	1,94	0,20	3,04	0,57
E18CVCH4	52,48	0,39	53,46	0,14	1,99	0,39	2,75	0,31
E18CVCH5	51,07	0,21	53,43	0,13	2,04	0,39	2,82	0,55

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA A.7 – Dimensões médias das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas para ensaios compressão axial.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)		r (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
P18SV1	50,29	0,03	58,60	0,51	2,81	0,82	3,94	0,46
P18SV2	48,53	0,18	58,63	0,19	2,84	0,77	3,87	0,27
P18SV3	50,43	0,09	58,94	0,17	2,80	0,78	3,72	0,25
P18SV4	52,02	0,08	58,82	0,25	2,83	0,74	3,96	0,62
P18SV5	49,77	0,09	58,07	0,12	2,79	0,84	3,69	0,39
P18SVCH1	48,53	0,34	57,48	0,05	2,81	0,74	3,62	0,12
P18SVCH2	51,16	0,51	58,39	0,01	2,82	0,72	4,12	0,98
P18SVCH3	49,32	0,49	57,69	0,03	2,89	0,61	3,83	0,37
P18SVCH4	48,96	0,28	58,13	0,09	2,74	0,70	3,78	0,47
P18SVCH5	48,26	0,40	58,30	0,11	2,74	0,75	3,43	0,32
P18CV1	48,51	0,40	53,21	0,12	2,07	0,45	2,92	0,39
P18CV2	50,30	0,29	53,33	0,07	2,12	0,48	3,09	0,49
P18CV3	49,82	0,13	53,39	0,05	2,04	0,37	3,17	0,36
P18CV4	49,18	0,27	53,23	0,20	2,07	0,43	3,09	0,46
P18CV5	49,32	0,43	53,60	0,00	1,99	0,31	3,29	0,32
P18CVCH1	50,02	0,45	53,66	0,10	2,05	0,25	4,19	2,29
P18CVCH2	50,94	0,28	53,55	0,12	2,01	0,30	4,81	2,55
P18CVCH3	51,04	0,32	53,88	0,71	2,06	0,37	3,70	2,72
P18CVCH4	49,81	0,27	53,25	0,04	2,00	0,38	3,83	2,99
P18CVCH5	52,15	0,26	53,64	0,15	2,22	0,54	3,83	2,91

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA A.8 – Dimensões médias das amostras de vidro/poliéster com 30 camadas para ensaios compressão axial.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)		r (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
P30SV1	48,93	0,25	60,57	0,17	3,91	0,78	4,71	0,38
P30SV2	49,36	0,25	60,93	0,01	4,04	0,74	4,59	0,40
P30SV3	48,33	0,37	61,49	0,03	4,14	0,82	4,50	0,22
P30SV4	51,21	0,31	61,25	0,38	4,03	0,80	4,21	0,33
P30SV5	50,37	0,25	60,96	0,34	4,18	0,55	4,18	0,19
P30SVCH1	49,56	0,14	61,36	0,11	4,13	0,90	3,50	0,17
P30SVCH2	49,36	0,25	61,79	0,17	4,35	1,07	3,67	0,14
P30SVCH3	50,22	0,12	61,02	0,01	4,05	0,91	3,47	0,08
P30SVCH4	50,65	0,08	61,37	0,32	4,24	0,97	3,66	0,40
P30SVCH5	51,08	0,16	60,72	0,17	4,29	0,60	3,80	0,39
P30CV1	50,82	0,19	55,41	0,36	3,08	0,45	3,14	0,19
P30CV2	50,80	0,09	55,80	0,52	3,01	0,43	3,53	0,46
P30CV3	50,14	0,13	55,57	0,15	3,25	0,68	3,22	0,13
P30CV4	50,23	0,11	55,70	0,16	2,95	0,33	3,44	0,37
P30CV5	51,05	0,16	55,34	0,97	2,97	0,26	3,41	0,29
P30CVCH1	51,48	0,10	55,33	0,09	3,33	0,73	2,74	0,33
P30CVCH2	49,36	0,25	55,68	0,06	3,41	0,76	2,65	0,23
P30CVCH3	49,17	0,39	55,67	0,16	3,42	0,79	2,68	0,21
P30CVCH4	51,00	0,09	55,78	0,66	3,35	0,79	2,66	0,34
P30CVCH5	50,35	0,24	55,98	0,30	3,37	0,70	2,39	0,19

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA A.9 – Dimensões médias das amostras de vidro/éster vinílica para ensaios compressão axial.

	L (mm)		w (mm)		e (mm)		r (mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
V18SV1	49,50	0,14	58,05	0,19	2,69	0,80	3,58	0,32
V18SV2	51,83	0,11	57,21	0,38	2,79	0,72	3,37	0,46
V18SV3	50,38	0,18	58,22	0,05	2,74	0,74	3,34	0,29
V18SV4	50,13	0,33	57,72	0,17	2,76	0,70	3,52	0,26
V18SV5	50,73	0,08	57,83	0,29	2,72	0,85	3,30	0,36
V18SVCH1	50,48	0,21	56,82	0,01	2,62	0,65	6,36	3,32
V18SVCH2	49,23	0,40	57,18	0,19	2,55	0,61	3,25	0,20
V18SVCH3	51,12	0,21	57,61	0,19	2,55	0,63	3,45	0,38
V18SVCH4	49,77	0,08	57,12	0,09	2,52	0,65	3,34	0,32
V18SVCH5	50,22	0,53	57,21	0,13	2,54	0,73	3,45	0,22
V18CV1	53,49	0,17	53,40	0,03	1,84	0,15	0,00	0,95
V18CV2	52,11	0,22	53,41	0,06	1,90	0,33	2,93	0,60
V18CV3	51,30	0,28	53,41	0,03	1,90	0,27	2,99	0,15
V18CV4	50,33	0,16	53,38	0,37	2,04	0,41	2,83	0,19
V18CV5	51,31	0,20	53,21	0,04	1,99	0,42	2,96	0,41
V18CVCH1	48,74	0,12	53,32	0,03	1,82	0,20	3,49	1,18
V18CVCH2	49,63	0,24	53,21	0,26	2,01	0,39	2,88	0,46
V18CVCH3	51,59	0,30	53,33	0,34	1,84	0,26	3,26	0,67
V18CVCH4	50,33	0,24	53,21	0,22	1,74	0,19	3,03	0,35
V18CVCH5	48,67	0,42	53,37	0,28	2,01	0,46	3,01	0,07

L = Comprimento, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

APÊNDICE B: CONDICIONAMENTO DE AMOSTRAS

B.1 CONDICIONAMENTO DE AMOSTRAS PARA DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE

Secagem em estufa de acordo com o procedimento D para o Método de Teste ASTM D 5229/D 5229M.

$$\% PA-PB = \frac{PA-PB}{PB} * 100 \quad (\text{B.1})$$

onde:

$\%PA-PB$ = Percentual de perda de umidade.

PA = Pesagem inicial

PB = Pesagem final

Secagem completa se $\%PA-PB > 0,1\%$

TABELA B.1 – Registro do condicionamento das amostras de resina para determinação de densidade.

	$P1$ (g)	$P2$ (g)	$\% P1-P2$	$P3$ (g)	$\% P2-P3$	$P4$ (g)	$\% P3-P4$
E1	4,273	4,260	0,31	4,258	0,05	4,255	0,07
E2	4,424	4,410	0,32	4,409	0,02	4,408	0,02
E3	4,523	4,511	0,27	4,507	0,09	4,505	0,04
P1	4,828	4,801	0,56	4,797	0,08	4,794	0,06
P2	4,332	4,313	0,44	4,307	0,14	4,304	0,07
P3	4,052	4,034	0,45	4,031	0,07	4,027	0,10
V1	3,990	3,971	0,48	3,967	0,10	3,967	0,00
V2	4,121	4,110	0,27	4,108	0,05	4,105	0,07
V3	4,153	4,135	0,44	4,133	0,05	4,132	0,02

Temperaturas de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C (Epóxi), 85 °C (Poliéster), 105 °C (Éster vinílica);
Intervalo entre pesagens = 1 dia.

TABELA B.2 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/epóxi para determinação de densidade.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
E18SV(1)-1	2,906	2,901	0,17	2,896	0,17	2,894	0,03
E18SV(1)-2	2,887	2,887	0,00	2,879	0,28	2,877	0,07
E18SV(1)-3	2,645	2,642	0,11	2,638	0,15	2,634	0,04
E18SV(1)-4	2,773	2,771	0,07	2,769	0,07	2,765	0,00
E18SV(2)-1	3,225	3,225	0,00	3,216	0,28	3,212	0,06
E18SV(2)-2	3,242	3,239	0,09	3,233	0,19	3,228	0,03
E18SV(2)-3	3,092	3,088	0,13	3,083	0,16	3,078	0,00
E18SV(2)-4	3,166	3,162	0,13	3,154	0,25	3,150	0,06
E18CV(1)-1	1,801	1,796	0,28	1,796	0,00	1,793	0,11
E18CV(1)-2	1,841	1,834	0,38	1,834	0,00	1,831	0,16
E18CV(1)-3	1,804	1,801	0,17	1,799	0,11	1,795	0,00
E18CV(1)-4	1,838	1,834	0,22	1,833	0,05	1,828	0,05
E18CV(2)-1	1,779	1,770	0,51	1,769	0,06	1,768	0,00
E18CV(2)-2	1,786	1,772	0,79	1,770	0,11	1,770	0,00
E18CV(2)-3	1,742	1,733	0,52	1,731	0,12	1,728	0,06
E18CV(2)-4	1,772	1,766	0,34	1,764	0,11	1,762	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.3 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas para determinação de densidade.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
P18SV(1)-1	3,405	3,387	0,53	3,385	0,06	3,384	0,03
P18SV(1)-2	3,365	3,352	0,39	3,349	0,09	3,348	0,03
P18SV(1)-3	3,017	3,002	0,50	2,999	0,10	2,998	0,03
P18SV(1)-4	3,267	3,250	0,52	3,246	0,12	3,245	0,03
P18SV(2)-1	3,316	3,300	0,48	3,296	0,12	3,296	0,00
P18SV(2)-2	3,361	3,341	0,60	3,339	0,06	3,338	0,03
P18SV(2)-3	3,339	3,324	0,45	3,321	0,09	3,320	0,03
P18SV(2)-4	3,461	3,448	0,38	3,447	0,03	3,446	0,03
P18CV(1)-1	1,824	1,820	0,22	1,817	0,17	1,816	0,06
P18CV(1)-2	1,839	1,833	0,33	1,831	0,11	1,830	0,05
P18CV(1)-3	1,843	1,836	0,38	1,836	0,00	1,836	0,00
P18CV(1)-4	1,805	1,800	0,28	1,800	0,00	1,799	0,06
P18CV(2)-1	1,755	1,748	0,40	1,748	0,00	1,748	0,00
P18CV(2)-2	1,739	1,736	0,17	1,734	0,12	1,732	0,12
P18CV(2)-3	1,788	1,783	0,28	1,781	0,11	1,781	0,00
P18CV(2)-4	1,788	1,781	0,39	1,780	0,06	1,780	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 85$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.4 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/poliéster com 30 camadas para determinação de densidade.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
P30SV(1)-1	4,643	4,631	0,26	4,627	0,09	4,625	0,04
P30SV(1)-2	4,164	4,153	0,26	4,148	0,12	4,148	0,00
P30SV(1)-3	4,474	4,459	0,34	4,457	0,04	4,454	0,07
P30SV(1)-4	4,081	4,068	0,32	4,067	0,02	4,067	0,00
P30SV(2)-1	4,841	4,832	0,19	4,828	0,08	4,826	0,04
P30SV(2)-2	4,857	4,846	0,23	4,844	0,04	4,842	0,04
P30SV(2)-3	4,848	4,834	0,29	4,831	0,06	4,830	0,02
P30SV(2)-4	4,800	4,786	0,29	4,783	0,06	4,783	0,00
P30CV(1)-1	2,859	2,858	0,03	2,855	0,11	2,855	0,00
P30CV(1)-2	2,757	2,749	0,29	2,749	0,00	2,748	0,04
P30CV(1)-3	2,852	2,838	0,49	2,836	0,07	2,836	0,00
P30CV(1)-4	2,694	2,680	0,52	2,679	0,04	2,678	0,04
P30CV(2)-1	2,684	2,676	0,30	2,675	0,04	2,675	0,00
P30CV(2)-2	2,800	2,794	0,21	2,790	0,14	2,788	0,07
P30CV(2)-3	2,741	2,727	0,51	2,723	0,15	2,723	0,00
P30CV(2)-4	2,598	2,586	0,46	2,586	0,00	2,586	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 85$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.5 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/éster vinílica para determinação de densidade.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
V18SV(1)-1	3,059	3,046	0,43	3,042	0,13	3,041	0,03
V18SV(1)-2	3,163	3,153	0,32	3,148	0,16	3,146	0,06
V18SV(1)-3	3,006	2,995	0,37	2,992	0,10	2,991	0,03
V18SV(1)-4	3,241	3,230	0,34	3,225	0,16	3,225	0,00
V18SV(2)-1	3,147	3,138	0,29	3,132	0,19	3,130	0,06
V18SV(2)-2	3,125	3,110	0,48	3,105	0,16	3,105	0,00
V18SV(2)-3	2,998	2,987	0,37	2,980	0,23	2,980	0,00
V18SV(2)-4	3,058	3,046	0,39	3,043	0,10	3,043	0,00
V18CV(1)-1	1,777	1,775	0,11	1,774	0,06	1,773	0,06
V18CV(1)-2	1,778	1,775	0,17	1,775	0,00	1,774	0,06
V18CV(1)-3	1,738	1,737	0,06	1,737	0,00	1,737	0,00
V18CV(1)-4	1,860	1,853	0,38	1,852	0,05	1,852	0,00
V18CV(2)-1	1,697	1,694	0,18	1,692	0,12	1,692	0,00
V18CV(2)-2	1,775	1,771	0,23	1,769	0,11	1,769	0,00
V18CV(2)-3	1,822	1,820	0,11	1,819	0,05	1,819	0,00
V18CV(2)-4	1,814	1,808	0,33	1,806	0,11	1,806	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 105$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

B.2 CONDICIONAMENTO DE AMOSTRAS PARA DETERMINAÇÃO DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE FIBRA, MATRIZ E VAZIOS DO MATERIAL

TABELA B.6 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/epóxi para determinação das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>
E18SV(1)-1	2,898	2,890	0,28	2,888	0,07
E18SV(1)-2	2,881	2,875	0,21	2,873	0,07
E18SV(1)-3	2,638	2,630	0,30	2,629	0,04
E18SV(1)-4	2,770	2,763	0,25	2,761	0,07
E18SV(2)-1	3,217	3,209	0,25	3,207	0,07
E18SV(2)-2	3,230	3,224	0,19	3,221	0,09
E18SV(2)-3	3,083	3,074	0,29	3,074	0,00
E18SV(2)-4	3,158	3,147	0,35	3,146	0,03
E18CV(1)-1	1,794	1,793	0,06	1,793	0,00
E18CV(1)-2	1,836	1,831	0,27	1,831	0,00
E18CV(1)-3	1,798	1,795	0,17	1,794	0,06
E18CV(1)-4	1,831	1,829	0,11	1,829	0,00
E18CV(2)-1	1,771	1,765	0,34	1,765	0,00
E18CV(2)-2	1,772	1,768	0,23	1,768	0,00
E18CV(2)-3	1,733	1,726	0,41	1,725	0,06
E18CV(2)-4	1,766	1,761	0,28	1,760	0,06

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.7 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas para determinação das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>
P18SV(1)-1	3,387	3,383	0,12	3,383	0,00
P18SV(1)-2	3,349	3,345	0,12	3,344	0,03
P18SV(1)-3	3,003	2,997	0,20	2,997	0,00
P18SV(1)-4	3,248	3,243	0,15	3,243	0,00
P18SV(2)-1	3,302	3,296	0,18	3,296	0,00
P18SV(2)-2	3,344	3,339	0,15	3,338	0,03
P18SV(2)-3	3,323	3,320	0,09	3,319	0,03
P18SV(2)-4	3,448	3,446	0,06	3,444	0,06
P18CV(1)-1	1,819	1,817	0,11	1,817	0,00
P18CV(1)-2	1,837	1,831	0,33	1,830	0,05
P18CV(1)-3	1,839	1,836	0,16	1,836	0,00
P18CV(1)-4	1,804	1,799	0,28	1,798	0,06
P18CV(2)-1	1,749	1,747	0,11	1,746	0,06
P18CV(2)-2	1,734	1,732	0,12	1,732	0,00
P18CV(2)-3	1,783	1,782	0,06	1,782	0,00
P18CV(2)-4	1,785	1,781	0,22	1,781	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 85$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.8 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/poliéster com 30 camadas para determinação das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>
P30SV(1)-1	4,626	4,621	0,11	4,625	0,002
P30SV(1)-2	4,148	4,147	0,02	4,148	0,000
P30SV(1)-3	4,453	4,452	0,02	4,454	0,003
P30SV(1)-4	4,068	4,063	0,12	4,067	0,000
P30SV(2)-1	4,829	4,829	0,00	4,826	0,002
P30SV(2)-2	4,844	4,844	0,00	4,842	0,002
P30SV(2)-3	4,832	4,832	0,00	4,830	0,001
P30SV(2)-4	4,782	4,782	0,00	4,783	0,000
P30CV(1)-1	2,853	2,853	0,00	2,855	0,000
P30CV(1)-2	2,751	2,748	0,11	2,748	0,001
P30CV(1)-3	2,836	2,833	0,11	2,836	0,000
P30CV(1)-4	2,680	2,680	0,00	2,678	0,001
P30CV(2)-1	2,675	2,674	0,04	2,675	0,000
P30CV(2)-2	2,793	2,793	0,00	2,788	0,003
P30CV(2)-3	2,728	2,724	0,15	2,723	0,000
P30CV(2)-4	2,585	2,585	0,00	2,586	0,000

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 85$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.9 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/éster vinílica para determinação das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>
V18SV(1)-1	3,046	3,041	0,16	3,041	0,00
V18SV(1)-2	3,150	3,146	0,13	3,146	0,00
V18SV(1)-3	2,998	2,990	0,27	2,990	0,00
V18SV(1)-4	3,230	3,226	0,12	3,226	0,00
V18SV(2)-1	3,138	3,129	0,29	3,129	0,00
V18SV(2)-2	3,111	3,106	0,16	3,106	0,00
V18SV(2)-3	2,985	2,980	0,17	2,979	0,03
V18SV(2)-4	3,050	3,040	0,33	3,040	0,00
V18CV(1)-1	1,777	1,772	0,28	1,772	0,00
V18CV(1)-2	1,776	1,774	0,11	1,774	0,00
V18CV(1)-3	1,741	1,735	0,35	1,735	0,00
V18CV(1)-4	1,856	1,855	0,05	1,854	0,05
V18CV(2)-1	1,700	1,694	0,35	1,694	0,00
V18CV(2)-2	1,775	1,768	0,40	1,768	0,00
V18CV(2)-3	1,823	1,818	0,28	1,818	0,00
V18CV(2)-4	1,809	1,808	0,06	1,808	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 105$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.10 – Registro do condicionamento das amostras de fibra e de resina para determinação das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
F1	4,077	4,077	0,00	4,075	0,05	4,074	0,001
F2	4,065	4,065	0,00	4,063	0,05	4,061	0,002
F3	3,863	3,863	0,00	3,863	0,00	3,860	0,003
F4	4,361	4,361	0,00	4,360	0,02	4,360	0,000
F5	4,031	4,030	0,02	4,029	0,02	4,026	0,003
E1	4,286	4,254	0,75	4,245	0,21	4,238	0,007
E2	4,439	4,408	0,70	4,396	0,27	4,387	0,009
E3	4,537	4,505	0,71	4,495	0,22	4,487	0,008
P1	4,830	4,802	0,58	4,794	0,17	4,792	0,002
P2	4,338	4,312	0,60	4,304	0,19	4,301	0,003
P3	4,056	4,034	0,55	4,027	0,17	4,024	0,003
V1	3,981	3,970	0,28	3,968	0,05	3,965	0,003
V2	4,116	4,110	0,15	4,109	0,02	4,104	0,005
V3	4,142	4,133	0,22	4,132	0,02	4,129	0,003

Temperaturas de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C (Epóxi), 85 °C (Poliéster), 105 °C (Éster vinílico);
Intervalo entre pesagens = 1 dia.

B.3 CONDICIONAMENTO DE AMOSTRAS PARA ENSAIOS DMA

TABELA B.11 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/epóxi para ensaios de flexão em três pontos.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
E18SV-1	3,210	3,203	0,22	3,200	0,09	3,199	0,03
E18SV-2	2,479	2,473	0,24	2,470	0,12	2,469	0,04
E18SV-3	3,003	2,996	0,23	2,995	0,03	2,993	0,07
E18SV-4	3,134	3,127	0,22	3,125	0,06	3,122	0,10
E18SV-5	3,067	3,059	0,26	3,055	0,13	3,054	0,03
E18SV-6	2,754	2,744	0,36	2,743	0,04	2,742	0,04
E18SV-7	2,522	2,516	0,24	2,512	0,16	2,510	0,08
E18SV-8	2,538	2,531	0,28	2,526	0,20	2,526	0,00
E18SV-9	2,600	2,591	0,35	2,586	0,19	2,585	0,04
E18SV-10	2,684	2,675	0,34	2,671	0,15	2,670	0,04
E18SV-11	2,776	2,771	0,18	2,766	0,18	2,764	0,07
E18SV-12	2,516	2,508	0,32	2,504	0,16	2,503	0,04
E18CV-1	2,375	2,371	0,17	2,370	0,04	2,370	0,00
E18CV-2	2,197	2,192	0,23	2,190	0,09	2,189	0,05
E18CV-3	2,121	2,118	0,14	2,116	0,09	2,115	0,05
E18CV-4	2,264	2,259	0,22	2,255	0,18	2,255	0,00
E18CV-5	2,292	2,290	0,09	2,284	0,26	2,284	0,00
E18CV-6	2,387	2,383	0,17	2,378	0,21	2,378	0,00
E18CV-7	2,125	2,117	0,38	2,116	0,05	2,115	0,05
E18CV-8	1,938	1,932	0,31	1,929	0,16	1,929	0,00
E18CV-9	2,176	2,167	0,42	2,166	0,05	2,166	0,00
E18CV-10	2,159	2,150	0,42	2,149	0,05	2,149	0,00
E18CV-11	2,191	2,178	0,60	2,176	0,09	2,176	0,00
E18CV-12	2,121	2,115	0,28	2,114	0,05	2,113	0,05

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.12 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas para ensaios de flexão em três pontos.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
P18SV-1	2,466	2,457	0,37	2,454	0,12	2,454	0,00
P18SV-2	2,899	2,888	0,38	2,885	0,10	2,884	0,03
P18SV-3	3,564	3,555	0,25	3,553	0,06	3,552	0,03
P18SV-4	2,782	2,774	0,29	2,773	0,04	2,771	0,07
P18SV-5	2,563	2,553	0,39	2,553	0,00	2,553	0,00
P18SV-6	3,151	3,141	0,32	3,140	0,03	3,138	0,06
P18SV-7	2,983	2,970	0,44	2,968	0,07	2,968	0,00
P18SV-8	2,364	2,356	0,34	2,354	0,08	2,352	0,09
P18SV-9	2,076	2,067	0,44	2,066	0,05	2,066	0,00
P18SV-10	1,917	1,903	0,74	1,903	0,00	1,903	0,00
P18SV-11	2,569	2,558	0,43	2,558	0,00	2,558	0,00
P18SV-12	3,727	3,710	0,46	3,710	0,00	3,708	0,05
P18CV-1	2,271	2,264	0,31	2,263	0,04	2,263	0,00
P18CV-2	2,353	2,349	0,17	2,345	0,17	2,345	0,00
P18CV-3	2,298	2,293	0,22	2,291	0,09	2,291	0,00
P18CV-4	2,047	2,039	0,39	2,039	0,00	2,038	0,05
P18CV-5	2,307	2,297	0,44	2,296	0,04	2,296	0,00
P18CV-6	2,212	2,205	0,32	2,205	0,00	2,204	0,05
P18CV-7	2,124	2,114	0,47	2,114	0,00	2,113	0,05
P18CV-8	2,335	2,325	0,43	2,325	0,00	2,325	0,00
P18CV-9	2,285	2,273	0,53	2,273	0,00	2,271	0,09
P18CV-10	2,253	2,243	0,45	2,243	0,00	2,241	0,09
P18CV-11	2,348	2,340	0,34	2,340	0,00	2,339	0,04
P18CV-12	2,290	2,281	0,39	2,281	0,00	2,281	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.13 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/poliéster com 30 camadas para ensaios de flexão em três pontos.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
P30SV-1	4,787	4,768	0,40	4,768	0,00	4,768	0,000
P30SV-2	4,210	4,202	0,19	4,192	0,24	4,192	0,000
P30SV-3	3,823	3,809	0,37	3,809	0,00	3,809	0,000
P30SV-4	4,381	4,369	0,27	4,368	0,02	4,365	0,003
P30SV-5	3,460	3,450	0,29	3,445	0,15	3,445	0,000
P30SV-6	4,192	4,177	0,36	4,173	0,10	4,173	0,000
P30SV-7	6,050	6,031	0,32	6,028	0,05	6,028	0,00
P30SV-8	5,706	5,686	0,35	5,685	0,02	5,684	0,02
P30SV-9	4,693	4,673	0,43	4,673	0,00	4,673	0,00
P30SV-10	4,018	4,002	0,40	3,399	17,74	3,399	0,00
P30SV-11	4,125	4,108	0,41	4,107	0,02	4,107	0,00
P30SV-12	3,668	3,666	0,05	3,666	0,00	3,666	0,00
P30CV-1	3,556	3,545	0,31	3,544	0,03	3,544	0,00
P30CV-2	3,573	3,559	0,39	3,557	0,06	3,556	0,03
P30CV-3	3,632	3,519	3,21	3,517	0,06	3,517	0,00
P30CV-4	3,638	3,627	0,30	3,627	0,00	3,627	0,00
P30CV-5	3,548	3,533	0,42	3,533	0,00	3,533	0,00
P30CV-6	3,553	3,543	0,28	3,541	0,06	3,541	0,00
P30CV-7	3,387	3,377	0,30	3,376	0,03	3,374	0,06
P30CV-8	3,578	3,569	0,25	3,568	0,03	3,567	0,03
P30CV-9	3,325	3,310	0,45	3,310	0,00	3,309	0,03
P30CV-10	3,505	3,489	0,46	3,488	0,03	3,487	0,03
P30CV-11	3,461	3,451	0,29	3,450	0,03	3,449	0,03
P30CV-12	3,464	3,453	0,32	3,453	0,00	3,452	0,03

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.14 – Registro do condicionamento das amostras de vidro/éster vinílica para ensaios de flexão em três pontos.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
V18SV-1	2,260	2,250	0,44	2,250	0,00	2,250	0,00
V18SV-2	2,206	2,196	0,46	2,193	0,14	2,192	0,05
V18SV-3	3,442	3,432	0,29	3,428	0,12	3,428	0,00
V18SV-4	2,917	2,901	0,55	2,900	0,03	2,900	0,00
V18SV-5	2,989	2,978	0,37	2,975	0,10	2,975	0,00
V18SV-6	3,594	3,579	0,42	3,578	0,03	3,578	0,00
V18SV-7	1,991	1,985	0,30	1,984	0,05	1,984	0,00
V18SV-8	2,402	2,388	0,59	2,387	0,04	2,386	0,04
V18SV-9	3,505	3,490	0,43	3,489	0,03	3,488	0,03
V18SV-10	2,512	2,499	0,52	2,499	0,00	2,498	0,04
V18SV-11	2,291	2,275	0,70	2,275	0,00	2,275	0,00
V18SV-12	3,510	3,495	0,43	3,493	0,06	3,493	0,00
V18CV-1	2,085	2,079	0,29	2,078	0,05	2,078	0,00
V18CV-2	2,106	2,096	0,48	2,093	0,14	2,093	0,00
V18CV-3	2,040	2,030	0,49	2,029	0,05	2,029	0,00
V18CV-4	2,030	2,017	0,64	2,017	0,00	2,017	0,00
V18CV-5	1,850	1,841	0,49	1,840	0,05	1,840	0,00
V18CV-6	2,112	2,100	0,57	2,099	0,05	2,099	0,00
V18CV-7	2,116	2,105	0,52	2,104	0,05	2,104	0,00
V18CV-8	2,057	2,048	0,44	2,048	0,00	2,048	0,00
V18CV-9	1,857	1,846	0,60	1,846	0,00	1,846	0,00
V18CV-10	1,693	1,685	0,47	1,685	0,00	1,685	0,00
V18CV-11	2,119	2,109	0,47	2,109	0,00	2,108	0,05
V18CV-12	2,003	1,991	0,60	1,991	0,00	1,991	0,00

Temperatura de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C, Intervalo entre pesagens = 1 dia

TABELA B.15 – Registro do condicionamento das amostras de resina para ensaios de flexão com vigas engastadas.

	<i>P1</i> (g)	<i>P2</i> (g)	% <i>P1-P2</i>	<i>P3</i> (g)	% <i>P2-P3</i>	<i>P4</i> (g)	% <i>P3-P4</i>
E1	2,698	2,690	0,30	2,685	0,19	2,683	0,07
E2	2,616	2,610	0,23	2,605	0,19	2,603	0,08
E3	2,684	2,678	0,22	2,672	0,22	2,670	0,07
P1	2,646	2,638	0,30	2,632	0,23	2,631	0,04
P2	2,752	2,745	0,26	2,739	0,22	2,737	0,07
P3	2,466	2,454	0,49	2,449	0,20	2,448	0,04
V1	2,829	2,820	0,32	2,814	0,21	2,812	0,07
V2	2,841	2,829	0,42	2,824	0,18	2,822	0,07
V3	2,645	2,638	0,27	2,633	0,19	2,632	0,04

Temperaturas de secagem = $T_g - 25 = 55$ °C (Epóxi), 85 °C (Poliéster), 105 °C (Éster vinílica);
Intervalo entre pesagens = 1 dia.

APÊNDICE C: DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE

O cálculo da densidade de acordo com a norma ASTM D 792 – 00, por meio do Método de Teste A.

$$\rho(\text{kg} / \text{m}^3) = sp \cdot gr \cdot \frac{t_a}{t_w} [997.51 + (t_w - 23)M] \quad (\text{C.1})$$

onde:

$$sp \cdot gr \cdot \frac{t_a}{t_w} = \frac{m_a}{(m_a + m_w - m_b)} \quad (\text{C.2})$$

onde:

m_a = massa aparente da amostra, ao ar;

m_b = massa aparente da amostra (e arame) completamente imersa na água;

m_w = massa aparente do arame parcialmente imerso;

t_a = temperatura do ar;

t_w = temperatura da água;

$M = \Delta D / \Delta t$ = variação de densidade da água para uma determinada variação de temperatura.

TABELA C.1 – Cálculo da densidade das amostras de vidro/epóxi.

	M_a (g)	m_b (g)	m_w (g)	t_a (°C)	t_w (°C)	ρ (g/cm ³)
E18SV(1)-1	2.8955	1.0248	0.1435	29.4	31.0	1.43
E18SV(1)-2	2.8799	1.0195	0.1425	29.7	31.0	1.43
E18SV(1)-3	2.6359	0.9762	0.1423	30.0	30.5	1.46
E18SV(1)-4	2.7676	1.0082	0.1426	30.0	30.5	1.45
E18SV(2)-1	3.2148	1.0700	0.1429	30.1	30.5	1.40
E18SV(2)-2	3.2307	1.0434	0.1430	30.2	30.0	1.38
E18SV(2)-3	3.0809	1.0530	0.1432	30.3	30.0	1.42
E18SV(2)-4	3.1539	1.0465	0.1415	30.3	30.0	1.40
E18CV(1)-1	1.7944	1.0110	0.1429	30.4	30.0	1.93
E18CV(1)-2	1.8350	1.0251	0.1424	30.4	30.0	1.92
E18CV(1)-3	1.7974	1.0320	0.1427	30.4	30.0	1.97
E18CV(1)-4	1.8311	1.0404	0.1431	30.5	30.0	1.96
E18CV(2)-1	1.7683	0.9810	0.1433	30.5	30.0	1.90
E18CV(2)-2	1.7714	0.9811	0.1391	30.5	30.0	1.90
E18CV(2)-3	1.7308	0.9699	0.1419	30.6	30.0	1.91
E18CV(2)-4	1.7643	0.9985	0.1424	30.6	30.0	1.94

m_a = massa aparente da amostra ao ar, m_b = massa aparente da amostra (e arame) completamente imersa na água, m_w = massa aparente do arame parcialmente imerso, t_a = temperatura do ar, t_w = temperatura da água e ρ = densidade.

TABELA C.2 – Cálculo da densidade das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas.

	M_a (g)	m_b (g)	m_w (g)	t_a (°C)	t_w (°C)	ρ (g/cm ³)
P18SV(1)-1	3.3881	1.2006	0.1422	30.0	29.0	1.45
P18SV(1)-2	3.3512	1.1784	0.1422	30.0	29.0	1.44
P18SV(1)-3	3.0033	1.0898	0.1419	30.0	29.0	1.46
P18SV(1)-4	3.2497	1.1302	0.1415	30.0	29.0	1.43
P18SV(2)-1	3.3007	1.1395	0.1408	30.0	29.0	1.43
P18SV(2)-2	3.3440	1.1563	0.1423	31.0	29.0	1.43
P18SV(2)-3	3.3256	1.2883	0.1423	31.0	29.0	1.52
P18SV(2)-4	3.4495	1.3195	0.1430	31.5	29.0	1.51
P18CV(1)-1	1.8201	1.0314	0.1423	31.5	29.0	1.95
P18CV(1)-2	1.8345	1.0245	0.1431	31.5	29.0	1.92
P18CV(1)-3	1.8386	1.0264	0.1420	31.5	29.0	1.92
P18CV(1)-4	1.8021	1.0059	0.1412	31.5	29.0	1.92
P18CV(2)-1	1.7511	1.0131	0.1430	31.5	29.0	1.98
P18CV(2)-2	1.7354	0.9922	0.1409	32.0	29.0	1.96
P18CV(2)-3	1.7859	1.0176	0.1415	32.0	29.0	1.96
P18CV(2)-4	1.7837	1.0215	0.1426	32.0	29.0	1.97

m_a = massa aparente da amostra ao ar, m_b = massa aparente da amostra (e arame) completamente imersa na água, m_w = massa aparente do arame parcialmente imerso, t_a = temperatura do ar, t_w = temperatura da água e ρ = densidade.

TABELA C.3 – Cálculo da densidade das amostras de vidro/poliéster com 30 camadas.

	M_a (g)	m_b (g)	m_w (g)	t_a (°C)	t_w (°C)	ρ (g/cm ³)
P30SV(1)-1	4.6315	1.6293	0.1756	25.0	26.0	1.45
P30SV(1)-2	4.1531	1.5416	0.1752	25.0	26.0	1.49
P30SV(1)-3	4.4592	1.5889	0.1760	25.0	26.0	1.46
P30SV(1)-4	4.0693	1.5106	0.1795	25.0	26.0	1.48
P30SV(2)-1	4.8319	1.6731	0.1790	25.0	26.0	1.45
P30SV(2)-2	4.8473	1.6879	0.1796	25.0	26.0	1.45
P30SV(2)-3	4.8360	1.6799	0.1792	25.0	26.0	1.45
P30SV(2)-4	4.7866	1.6521	0.1797	25.0	26.0	1.44
P30CV(1)-1	2.8572	1.5545	0.1787	25.0	26.0	1.93
P30CV(1)-2	2.7522	1.4900	0.1786	25.0	26.0	1.91
P30CV(1)-3	2.8377	1.5165	0.1790	25.0	26.0	1.89
P30CV(1)-4	2.6819	1.4486	0.1787	25.0	26.0	1.90
P30CV(2)-1	2.6764	1.4688	0.1782	25.0	26.0	1.93
P30CV(2)-2	2.7928	1.4830	0.1396	25.0	26.0	1.92
P30CV(2)-3	2.7294	1.4380	0.1380	25.0	26.0	1.91
P30CV(2)-4	2.5893	1.3698	0.1395	25.0	26.0	1.90

m_a = massa aparente da amostra ao ar, m_b = massa aparente da amostra (e arame) completamente imersa na água, m_w = massa aparente do arame parcialmente imerso, t_a = temperatura do ar, t_w = temperatura da água e ρ = densidade.

TABELA C.4 – Cálculo da densidade das amostras de vidro/éster vinílica.

	M_a (g)	m_b (g)	m_w (g)	t_a (°C)	t_w (°C)	ρ (g/cm ³)
V18SV(1)-1	3.0458	1.0238	0.1398	30.0	29.0	1.41
V18SV(1)-2	3.1514	1.0138	0.1389	30.0	29.0	1.38
V18SV(1)-3	2.9963	0.9864	0.1418	30.0	29.0	1.39
V18SV(1)-4	3.2298	1.0429	0.1396	30.0	29.0	1.38
V18SV(2)-1	3.1353	1.0529	0.1395	31.0	29.0	1.41
V18SV(2)-2	3.1098	1.0400	0.1380	31.0	29.0	1.40
V18SV(2)-3	2.9846	0.9932	0.1373	31.0	29.0	1.40
V18SV(2)-4	3.0480	1.0153	0.1402	31.0	29.0	1.40
V18CV(1)-1	1.7768	1.0025	0.1392	31.5	29.0	1.94
V18CV(1)-2	1.7761	1.0018	0.1384	31.5	29.0	1.94
V18CV(1)-3	1.7401	0.9879	0.1405	31.7	29.0	1.94
V18CV(1)-4	1.8561	1.0480	0.1391	32.0	29.0	1.95
V18CV(2)-1	1.6965	0.9657	0.1404	32.0	29.0	1.94
V18CV(2)-2	1.7732	0.9776	0.1403	32.0	29.0	1.89
V18CV(2)-3	1.8212	1.0218	0.1404	32.0	29.0	1.93
V18CV(2)-4	1.8105	1.0139	0.1398	32.0	29.0	1.93

m_a = massa aparente da amostra ao ar, m_b = massa aparente da amostra (e arame) completamente imersa na água, m_w = massa aparente do arame parcialmente imerso, t_a = temperatura do ar, t_w = temperatura da água e ρ = densidade.

TABELA C.5 – Cálculo da densidade das amostras de resina.

	M_a (g)	m_b (g)	m_w (g)	t_a (°C)	t_w (°C)	ρ (g/cm ³)
E1	4.2587	0.7003	0.1210	28.0	27.0	1.16
E2	4.4107	0.7075	0.1180	28.0	27.0	1.15
E3	4.5094	0.7440	0.1180	28.0	27.0	1.16
P1	4.8001	0.9541	0.1223	28.0	27.0	1.21
P2	4.3090	0.8620	0.1243	28.0	27.0	1.20
P3	4.0322	0.8275	0.1243	28.0	27.0	1.21
V1	3.9771	0.5790	0.0990	27.0	27.0	1.14
V2	4.1148	0.6017	0.1010	27.0	27.0	1.14
V3	4.1390	0.6066	0.1202	27.0	27.0	1.13

m_a = massa aparente da amostra ao ar, m_b = massa aparente da amostra (e arame) completamente imersa na água, m_w = massa aparente do arame parcialmente imerso, t_a = temperatura do ar, t_w = temperatura da água e ρ = densidade.

APÊNDICE D: CÁLCULO DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE FIBRA, MATRIZ E VAZIOS DO MATERIAL

Cálculo das frações volumétricas dos constituintes tomando como referencia a norma ASTM D3171 – 99, por meio do Método de Teste I, Procedimento G. Queima da matriz em forno a 600 °C durante 6 h.

Massa final da amostra de compósito depois da queima (m_f):

$$m_f = m_{cr} - m_c \quad (\text{D.1})$$

onde:

m_{cr} = Massa do cadinho com o reforço após a queima.

m_c = Massa do cadinho.

Conteúdo de reforço, em peso (W_r):

$$W_r = \frac{m_f}{m_i} * 100 \quad (\text{D.2})$$

onde:

m_i = Massa inicial de amostra de compósito.

Fração de volume do reforço (V_r):

$$V_r = \frac{m_f}{m_i} * 100 \frac{\rho_c}{\rho_r} \quad (\text{D.3})$$

onde:

ρ_c = Densidade do compósito.

ρ_r = Densidade do reforço.

Conteúdo de matriz, em peso (W_m):

$$W_m = \frac{m_i - m_f}{m_i} * 100 \quad (\text{D.4})$$

Fração de volume da matriz (V_m):

$$V_m = \frac{m_i - m_f}{m_i} * 100 \frac{\rho_c}{\rho_m} \quad (\text{D.5})$$

onde:

ρ_m = Densidade da matriz.

Fração de volume de vazios (V_v):

$$V_v = 100 - (V_r + V_m) \quad (\text{D.6})$$

Fator de correção por perda de peso do reforço durante a queima (\dot{r})

$$\dot{r} = \frac{m_{cr} - m_c}{m_r} * 100 \quad (\text{D.7})$$

onde:

m_r = Massa do reforço antes da queima.

Só considerar valores de \dot{r} superiores a 0,5%

Fator de correção por resíduos da matriz após a queima (\dot{m})

$$\dot{m} = \frac{m_{cm} - m_c}{m_m} * 100 \quad (\text{D.8})$$

onde:

m_{cm} = Massa do cadinho com resíduos após a queima da matriz.

m_m = Massa da matriz antes da queima.

Só considerar valores de \dot{m} superiores a 0,5%.

TABELA D.1 – Cálculo de fatores de correção do peso da matriz e do reforço.

	m_r (g)	m_c (g)	m_{cr} (g)	\dot{r}
F1	4,0808	38,8275	42,8782	0,77
F2	4,0689	30,9448	34,9831	0,80
F3	3,8676	28,9736	32,8111	0,81
F4	4,3621	25,2424	29,5721	0,79
F5	4,0331	28,1611	32,1610	0,81
	m_m (g)	m_c (g)	m_{cm} (g)	\dot{m}
E1	4,2471	36,2161	36,2164	0,007
E2	4,3983	34,7426	34,7430	0,009
E3	4,4973	49,4680	49,4684	0,009
P1	4,7992	22,6881	22,6901	0,042
P2	4,3092	21,5397	21,5420	0,053
P3	4,0316	22,3310	22,3327	0,042
V1	3,9752	21,1317	21,1320	0,008
V2	4,1130	19,7246	19,7246	0,000
V3	4,1375	26,4642	26,4642	0,000

m_r = Massa do reforço antes da queima, m_c = Massa do cadinho, m_{cr} = Massa do cadinho com o reforço após a queima, \dot{r} = Fator de correção por perda de peso do reforço durante a queima, m_m = Massa da matriz antes da queima, m_{cm} = Massa do cadinho com resíduos após a queima da matriz, \dot{m} = Fator de correção por resíduos da matriz após a queima.

Na tabela D.1 pode-se observar que o valor dos fatores de correção por perda de peso do reforço durante a queima, \dot{r} , foi superior a 0,5%, em função disso será considerado o valor médio de \dot{r} ($\bar{\dot{r}}$) no cálculo das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material. Os valores de \dot{m} não serão considerados devido a serem menores que 0,5%.

$$\bar{\dot{r}} = 1 + \left(\frac{(\dot{r}_{F1} + \dot{r}_{F2} + \dot{r}_{F3} + \dot{r}_{F4} + \dot{r}_{F5})/5}{100} \right) \quad (D.9)$$

TABELA D.2 – Cálculo das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material das amostras de vidro/epóxi.

	m_i	m_c	m_{cr}	$m_f * \bar{r}$	ρ_c	V_r	V_m	V_v
	(g)	(g)	(g)	(g)	(g/cm ³)	(%)	(%)	(%)
E18SV(1)-1	2,8890	25,2370	26,6261	1,4002	1,45	27,44	64,62	7,94
E18SV(1)-2	2,8735	26,4604	27,8455	1,3961	1,44	27,27	63,91	8,82
E18SV(1)-3	2,6301	19,7215	21,0670	1,3562	1,46	29,40	61,17	9,43
E18SV(1)-4	2,7617	21,1290	22,5111	1,3931	1,45	28,60	62,23	9,16
E18SV(2)-1	3,2079	21,5367	22,9473	1,4218	1,40	24,28	67,56	8,16
E18SV(2)-2	3,2226	22,6841	24,0436	1,3703	1,38	22,97	68,77	8,25
E18SV(2)-3	3,0741	22,3272	23,7285	1,4125	1,42	25,43	66,25	8,32
E18SV(2)-4	3,1472	34,7376	36,1071	1,3804	1,40	23,97	67,96	8,06
E18CV(1)-1	1,7919	36,2097	37,5545	1,3555	1,94	57,21	40,79	1,99
E18CV(1)-2	1,8329	49,4607	50,8230	1,3732	1,93	56,37	41,80	1,84
E18CV(1)-3	1,7949	27,9440	29,3096	1,3765	1,97	59,13	39,81	1,06
E18CV(1)-4	1,8285	28,9702	30,3577	1,3986	1,96	58,46	39,81	1,73
E18CV(2)-1	1,7675	28,1561	29,5042	1,3588	1,90	57,03	37,99	4,98
E18CV(2)-2	1,7695	30,9425	32,2880	1,3562	1,90	56,93	38,42	4,64
E18CV(2)-3	1,7296	38,8229	40,1444	1,3320	1,90	57,26	37,85	4,88
E18CV(2)-4	1,7625	35,2869	36,6531	1,3771	1,94	59,15	36,66	4,19

m_i = Massa inicial de amostra de compósito, m_c = Massa do cadinho, m_{cr} = Massa do cadinho com o reforço após a queima, m_f = Massa final da amostra de compósito depois da queima, \bar{r} = Fator de correção médio por perda de peso do reforço durante a queima, ρ_c = densidade do compósito, V_r = Fração volumétrica de reforço, V_m = Fração volumétrica de matriz, V_v = Fração volumétrica de vazios. Densidade da matriz $\rho_m = 1,16$ (g/cm³) (medida), densidade do reforço, $\rho_r = 2,56$ (g/cm³) (ASTM D 2584 – 02).

TABELA D.3 – Cálculo das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas.

	M_i	m_c	m_{cr}	$m_f * \bar{r}$	ρ_c	V_r	V_m	V_v
	(g)	(g)	(g)	(g)	(g/cm ³)	(%)	(%)	(%)
P18SV(1)-1	3,3859	20,8178	22,3229	1,5171	1,45	25,41	66,37	8,22
P18SV(1)-2	3,3483	21,5521	23,0114	1,4709	1,44	24,77	67,04	8,19
P18SV(1)-3	3,0001	33,5049	34,8889	1,3950	1,46	26,51	64,69	8,80
P18SV(1)-4	3,2468	38,7884	40,1574	1,3799	1,43	23,79	68,24	7,97
P18SV(2)-1	3,2981	32,7717	34,1552	1,3945	1,43	23,65	68,45	7,90
P18SV(2)-2	3,3419	30,8226	32,2254	1,4140	1,43	23,66	68,42	7,91
P18SV(2)-3	3,3228	61,9438	63,7208	1,7912	1,52	32,04	58,10	9,86
P18SV(2)-4	3,4471	61,2090	63,0161	1,8215	1,51	31,27	59,17	9,56
P18CV(1)-1	1,8186	25,2388	26,6340	1,4063	1,94	58,54	36,39	5,07
P18CV(1)-2	1,8325	26,4607	27,8598	1,4102	1,92	57,71	36,64	5,65
P18CV(1)-3	1,8378	19,7225	21,1255	1,4142	1,92	57,84	36,74	5,41
P18CV(1)-4	1,8008	21,1298	22,4897	1,3707	1,92	57,11	37,99	4,90
P18CV(2)-1	1,7487	21,5365	22,8962	1,3705	1,98	60,73	35,54	3,73
P18CV(2)-2	1,7332	22,6843	24,0208	1,3471	1,95	59,20	35,97	4,83
P18CV(2)-3	1,7840	22,3274	23,6988	1,3823	1,95	59,04	36,38	4,58
P18CV(2)-4	1,7827	34,7373	36,1166	1,3903	1,91	58,19	34,82	6,99

m_i = Massa inicial de amostra de compósito, m_c = Massa do cadinho, m_{cr} = Massa do cadinho com o reforço após a queima, m_f = Massa final da amostra de compósito depois da queima, \bar{r} = Fator de correção médio por perda de peso do reforço durante a queima, ρ_c = densidade do compósito, V_r = Fração volumétrica de reforço, V_m = Fração volumétrica de matriz, V_v = Fração volumétrica de vazios. Densidade da matriz $\rho_m = 1,21$ (g/cm³) (medida), densidade do reforço, $\rho_r = 2,56$ (g/cm³) (ASTM D 2584 – 02).

TABELA D.4 – Cálculo das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas.

	M_i	m_c	m_{cr}	$m_f * \bar{r}$	ρ_c	V_r	V_m	V_v
	(g)	(g)	(g)	(g)	(g/cm ³)	(%)	(%)	(%)
P30SV(1)-1	4,6307	64,5841	66,7656	2,1989	1,45	26,99	62,68	10,33
P30SV(1)-2	4,1525	51,4300	53,5382	2,1250	1,49	29,74	59,59	10,67
P30SV(1)-3	4,4586	66,0274	68,1632	2,1528	1,46	27,56	62,00	10,44
P30SV(1)-4	4,0685	65,5223	67,5477	2,0415	1,48	29,08	60,64	10,29
P30SV(2)-1	4,8311	65,0892	67,2632	2,1913	1,45	25,60	64,78	9,62
P30SV(2)-2	4,8468	68,2244	70,4149	2,2080	1,45	25,79	64,73	9,48
P30SV(2)-3	4,8350	25,2446	27,4241	2,1969	1,45	25,69	64,79	9,52
P30SV(2)-4	4,7859	36,2187	38,3580	2,1563	1,44	25,37	64,99	9,64
P30CV(1)-1	2,8578	34,7455	36,8911	2,1627	1,93	56,91	38,42	4,67
P30CV(1)-2	2,7525	49,4727	51,5270	2,0707	1,91	56,03	38,75	5,22
P30CV(1)-3	2,8381	26,4673	28,6275	2,1774	1,89	56,59	36,06	7,35
P30CV(1)-4	2,6818	22,3322	24,3596	2,0436	1,90	56,44	37,02	6,55
P30CV(2)-1	2,6771	22,6901	24,7484	2,0747	1,93	58,36	35,59	6,05
P30CV(2)-2	2,7927	21,5418	23,6885	2,1638	1,92	58,21	35,54	6,25
P30CV(2)-3	2,7308	19,7269	21,8117	2,1014	1,91	57,29	36,04	6,66
P30CV(2)-4	2,5907	21,1345	23,1172	1,9985	1,90	57,31	35,67	7,02

m_i = Massa inicial de amostra de compósito, m_c = Massa do cadinho, m_{cr} = Massa do cadinho com o reforço após a queima, m_f = Massa final da amostra de compósito depois da queima, \bar{r} = Fator de correção médio por perda de peso do reforço durante a queima, ρ_c = densidade do compósito, V_r = Fração volumétrica de reforço, V_m = Fração volumétrica de matriz, V_v = Fração volumétrica de vazios. Densidade da matriz $\rho_m = 1,21$ (g/cm³) (medida), densidade do reforço, $\rho_r = 2,56$ (g/cm³) (ASTM D 2584 – 02).

TABELA D.5 – Cálculo das frações volumétricas de fibra, matriz e vazios do material das amostras de vidro/ester vinílica.

	M_i	m_c	m_{cr}	$m_f * \bar{r}$	ρ_c	V_r	V_m	V_v
	(g)	(g)	(g)	(g)	(g/cm ³)	(%)	(%)	(%)
V18SV(1)-1	3,0400	36,2095	37,5721	1,3735	1,37	24,23	66,33	9,44
V18SV(1)-2	3,1509	49,4607	50,7720	1,3217	1,38	22,61	70,62	6,77
V18SV(1)-3	2,9951	27,9432	29,2421	1,3093	1,39	23,74	68,98	7,27
V18SV(1)-4	3,2288	28,9696	30,3454	1,3868	1,39	23,25	69,67	7,08
V18SV(2)-1	3,1343	28,1557	29,5754	1,4310	1,41	25,21	67,71	7,07
V18SV(2)-2	3,1085	30,9414	32,3442	1,4140	1,40	24,95	67,47	7,58
V18SV(2)-3	2,9835	38,8229	40,1397	1,3273	1,40	24,30	68,41	7,30
V18SV(2)-4	3,0469	35,2872	36,6282	1,3517	1,40	24,31	68,80	6,89
V18CV(1)-1	1,7761	20,8177	22,1919	1,3852	1,94	58,97	37,55	3,48
V18CV(1)-2	1,7753	21,5530	22,9224	1,3803	1,94	58,84	37,99	3,16
V18CV(1)-3	1,7394	33,5063	34,8627	1,3672	1,94	59,55	36,58	3,87
V18CV(1)-4	1,8548	38,7886	40,2318	1,4547	1,95	59,77	37,09	3,14
V18CV(2)-1	1,6963	32,7731	34,1030	1,3405	1,94	59,97	35,92	4,11
V18CV(2)-2	1,7728	30,8226	32,1690	1,3571	1,89	56,63	39,14	4,23
V18CV(2)-3	1,8205	61,9436	63,3200	1,3874	1,93	57,37	40,41	2,22
V18CV(2)-4	1,8099	61,2096	62,6020	1,4035	1,93	58,57	38,27	3,16

m_i = Massa inicial de amostra de compósito, m_c = Massa do cadinho, m_{cr} = Massa do cadinho com o reforço após a queima, m_f = Massa final da amostra de compósito depois da queima, \bar{r} = Fator de correção médio por perda de peso do reforço durante a queima, ρ_c = densidade do compósito, V_r = Fração volumétrica de reforço, V_m = Fração volumétrica de matriz, V_v = Fração volumétrica de vazios. Densidade da matriz $\rho_m = 1,13$ (g/cm³) (medida), densidade do reforço, $\rho_r = 2,56$ (g/cm³) (ASTM D 2584 – 02).

APÊNDICE E: CÁLCULO DAS ÁREAS

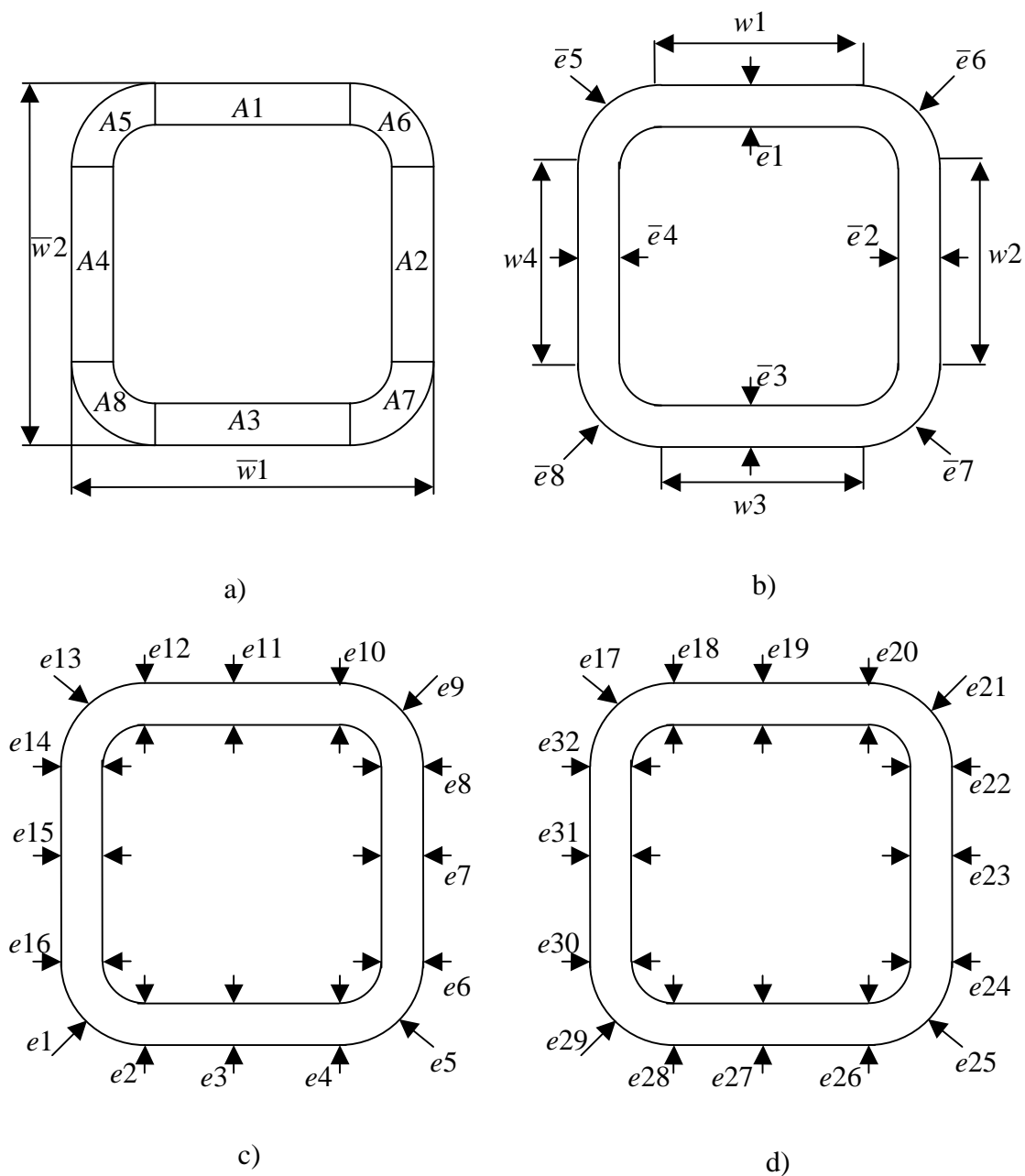


FIGURA E.1 – Amostra para ensaio de compressão axial a) Subáreas da seção transversal b) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade superior c) Pontos de medição da espessura (e) na extremidade inferior d) Pontos de medição dos raios R e r na extremidade superior.

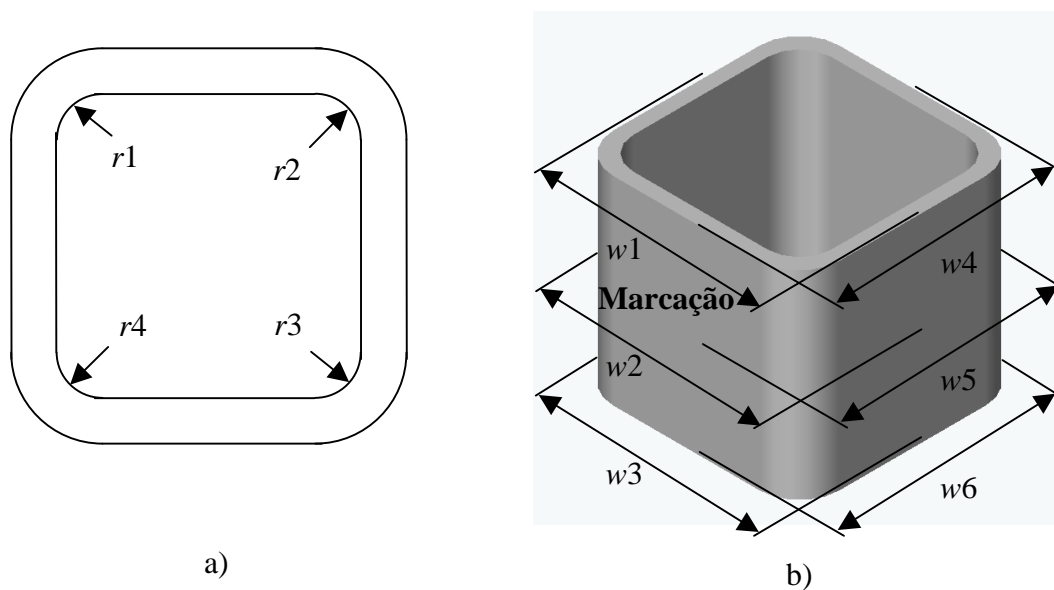


FIGURA E.2 – a) Pontos de medição dos raios r na extremidade superior b) Pontos de medição das dimensões externas (w) da seção transversal.

$$\bar{e}_1 = \frac{e_2 + e_3 + e_4 + e_{18} + e_{19} + e_{20}}{6} \quad (\text{E.1})$$

$$\bar{e}_2 = \frac{e_6 + e_7 + e_8 + e_{30} + e_{31} + e_{32}}{6} \quad (\text{E.2})$$

$$\bar{e}_3 = \frac{e_{10} + e_{11} + e_{12} + e_{26} + e_{27} + s_{28}}{6} \quad (\text{E.3})$$

$$\bar{e}_4 = \frac{e_{14} + e_{15} + e_{16} + e_{22} + e_{23} + e_{24}}{6} \quad (\text{E.4})$$

$$\bar{e}_5 = \frac{e_1 + e_{21}}{2} \quad (\text{E.5})$$

$$\bar{e}_6 = \frac{e_5 + e_{17}}{2} \quad (\text{E.6})$$

$$\bar{e}_7 = \frac{e_9 + e_{29}}{2} \quad (\text{E.7})$$

$$\bar{e}8 = \frac{e13 + e25}{2} \quad (\text{E.8})$$

$$\bar{w}1 = \frac{w1 + w2 + w3}{3} \quad (\text{E.9})$$

$$\bar{w}L2 = \frac{w4 + w5 + w6}{3} \quad (\text{E.10})$$

$$w1 = \bar{w}1 - \bar{e}2 - \bar{e}4 - r1 - r2 \quad (\text{E.11})$$

$$w2 = \bar{w}2 - \bar{e}1 - \bar{e}3 - r2 - r3 \quad (\text{E.12})$$

$$w3 = \bar{w}1 - \bar{e}2 - \bar{e}4 - r3 - r4 \quad (\text{E.13})$$

$$w4 = \bar{w}2 - \bar{e}1 - \bar{e}3 - r1 - r4 \quad (\text{E.14})$$

$$A1 = w1 * \bar{e}1 \quad (\text{E.15})$$

$$A2 = w2 * \bar{e}2 \quad (\text{E.16})$$

$$A3 = w3 * \bar{w}3 \quad (\text{E.17})$$

$$A4 = w4 * \bar{e}4 \quad (\text{E.18})$$

$$A5 = \pi * (r1 + \bar{e}5)^2 - \pi * r1^2 \quad (\text{E.19})$$

$$A6 = \pi * (r2 + \bar{e}6)^2 - \pi * r2^2 \quad (\text{E.20})$$

$$A7 = \pi * (r3 + \bar{e}7)^2 - \pi * r3^2 \quad (\text{E.21})$$

$$A8 = \pi * (r4 + \bar{e}8)^2 - \pi * r4^2 \quad (\text{E.22})$$

$$A_T = A1 + A2 + \dots + A8 \quad (\text{E.23})$$

TABELA E.1 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	E18SV1		E18SV2		E18SV3		E18SV4		E18SV5	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	2,92	0,16	3,08	0,27	3,11	0,24	2,88	0,22	3,04	0,17
$\bar{e}2$	3,00	0,11	2,93	0,11	2,94	0,13	2,83	0,13	2,93	0,09
$\bar{e}3$	3,04	0,28	3,10	0,18	2,97	0,17	2,96	0,16	2,98	0,11
$\bar{e}4$	2,83	0,18	2,93	0,34	2,95	0,21	3,01	0,21	3,05	0,24
$\bar{e}5$	1,78	0,06	1,88	0,06	1,84	0,02	1,85	0,02	1,80	0,04
$\bar{e}6$	1,74	0,01	1,77	0,06	1,87	0,13	1,78	0,02	1,82	0,04
$\bar{e}7$	1,86	0,04	1,84	0,01	1,84	0,12	2,24	0,72	1,76	0,01
$\bar{e}8$	1,83	0,07	1,74	0,09	1,85	0,13	1,70	0,03	1,96	0,00
$\bar{L}1$	56,37	0,27	57,02	0,31	56,25	0,21	56,38	0,17	56,23	0,17
$\bar{L}2$	55,97	0,24	55,99	0,14	55,89	0,11	56,10	0,18	56,27	0,22
$r1$	3,74	0,10	3,25	0,02	3,07	0,15	3,41	0,06	3,17	0,05
$r2$	2,49	0,01	3,65	0,20	3,34	0,05	3,24	0,08	3,50	0,11
$r3$	3,44	0,09	3,48	0,06	3,55	0,08	3,65	0,10	3,87	0,17
$r4$	3,62	0,12	3,70	0,06	3,16	0,58	2,91	0,10	3,35	0,08
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	128,00		133,30		135,71		125,51		132,56	
A2	133,56		127,90		127,39		123,43		125,33	
A3	130,82		133,11		128,36		129,48		128,23	
A4	121,87		128,39		129,55		133,15		133,10	
A5	12,89		12,38		11,49		12,56		11,48	
A6	9,15		12,62		12,52		11,52		12,61	
A7	12,76		12,68		12,87		16,79		13,13	
A8	13,04		12,43		11,83		10,05		13,34	
A_T	562,09		572,81		569,71		562,48		569,78	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.2 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada de vidro/epóxi, sem aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	E18SVCH1		E18SVCH2		E18SVCH3		E18SVCH4		E18SVCH5	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	3,15	0,20	3,20	0,28	3,29	0,19	3,46	0,26	3,13	0,09
$\bar{e}2$	3,21	0,15	3,25	0,20	3,20	0,16	3,53	0,24	3,38	0,16
$\bar{e}3$	3,27	0,17	3,31	0,13	3,39	0,33	3,21	0,33	3,41	0,27
$\bar{e}4$	3,30	0,14	3,34	0,09	3,42	0,13	3,40	0,18	3,36	0,38
$\bar{e}5$	1,90	0,10	1,81	0,01	1,90	0,10	1,85	0,12	1,89	0,04
$\bar{e}6$	1,80	0,08	1,82	0,01	1,91	0,01	1,90	0,03	1,86	0,00
$\bar{e}7$	1,90	0,11	1,98	0,02	1,88	0,13	1,79	0,01	1,93	0,06
$\bar{e}8$	1,79	0,03	1,75	0,00	1,90	0,13	1,78	0,00	1,85	0,03
$\bar{L}1$	56,88	0,13	57,50	0,23	57,63	0,16	57,62	0,09	57,10	0,30
$\bar{L}2$	56,87	0,10	57,66	0,17	57,77	0,10	57,87	0,03	57,41	0,28
$r1$	3,84	0,21	3,48	0,07	3,36	0,06	3,31	0,01	3,64	0,27
$r2$	3,27	0,14	3,26	0,21	3,23	0,13	2,98	0,10	3,33	0,19
$r3$	3,30	0,08	3,09	0,13	3,63	0,08	5,78	3,42	3,18	0,13
$r4$	3,81	0,04	3,62	0,04	3,75	0,14	3,61	0,05	3,24	0,15
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	136,24		141,96		146,69		154,50		136,59	
A2	141,04		144,93		141,15		148,82		149,00	
A3	141,29		146,76		148,36		133,46		150,79	
A4	141,19		146,65		149,69		149,71		146,58	
A5	14,31		12,42		12,86		12,27		13,57	
A6	11,78		11,91		12,54		11,72		12,43	
A7	12,65		12,65		13,46		18,70		12,56	
A8	13,23		12,36		13,99		12,58		12,09	
A_T	611,73		629,65		638,74		641,75		633,61	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.3 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas de vidro/epóxi, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	E18CV1		E18CV2		E18CV3		E18CV4		E18CV5	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	1,68	0,16	1,71	0,09	1,76	0,17	1,67	0,08	1,70	0,10
$\bar{e}2$	1,66	0,07	1,65	0,08	1,70	0,11	1,65	0,06	1,67	0,05
$\bar{e}3$	1,65	0,06	1,73	0,06	1,81	0,16	1,62	0,06	1,70	0,10
$\bar{e}4$	1,69	0,09	1,69	0,07	1,82	0,21	1,59	0,11	1,59	0,10
$\bar{e}5$	2,82	0,46	2,56	0,06	1,92	0,14	2,42	0,00	2,54	0,33
$\bar{e}6$	2,29	0,21	2,18	0,43	2,09	0,12	2,23	0,28	2,29	0,08
$\bar{e}7$	2,28	0,18	2,35	0,25	1,89	0,01	2,24	0,16	2,47	0,01
$\bar{e}8$	2,37	0,06	2,12	0,37	1,91	0,38	2,42	0,18	2,33	0,42
$\bar{L}1$	53,28	0,19	53,44	0,20	53,43	0,17	53,38	0,31	53,36	0,12
$\bar{L}2$	53,36	0,07	53,38	0,15	53,34	0,18	53,16	0,04	53,24	0,13
$r1$	2,39	0,05	2,53	0,09	4,00	1,60	3,57	0,04	3,17	0,14
$r2$	2,82	0,10	3,25	0,17	3,06	0,05	4,01	0,07	3,24	0,07
$r3$	3,01	0,17	3,26	0,09	2,43	0,14	2,52	0,20	2,77	0,05
$r4$	3,77	0,19	3,45	0,04	3,04	0,12	3,30	0,17	2,85	0,03
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	75,40		75,53		75,27		70,77		73,86	
A2	73,38		71,91		75,36		72,03		73,27	
A3	71,17		74,97		80,21		71,29		75,21	
A4	73,94		74,24		77,92		68,58		69,89	
A5	16,78		15,29		14,97		18,18		17,71	
A6	14,24		14,83		13,42		17,95		15,72	
A7	14,83		16,35		9,98		12,80		15,53	
A8	18,45		15,02		11,99		17,15		14,64	
A_T	358,19		358,15		359,12		348,75		355,83	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.4 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada de vidro/epóxi, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	E18CVCH1		E18CVCH2		E18CVCH3		E18CVCH4		E18CVCH5	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	1,66	0,07	1,65	0,05	1,76	0,11	1,66	0,07	1,63	0,10
$\bar{e}2$	1,66	0,11	1,64	0,08	1,76	0,10	1,66	0,11	1,70	0,09
$\bar{e}3$	1,69	0,04	1,69	0,12	1,74	0,10	1,65	0,10	1,72	0,16
$\bar{e}4$	1,75	0,08	1,69	0,14	1,79	0,12	1,62	0,05	1,68	0,11
$\bar{e}5$	2,33	0,35	2,15	0,18	2,20	0,13	2,20	0,15	2,40	0,07
$\bar{e}6$	1,90	0,06	2,24	0,08	1,96	0,06	2,15	0,01	2,31	0,09
$\bar{e}7$	2,03	0,21	2,58	0,19	2,21	0,16	2,53	0,26	2,46	0,03
$\bar{e}8$	1,89	0,11	2,22	0,33	1,85	0,28	2,25	0,03	2,25	0,18
$\bar{L}1$	53,30	0,01	53,41	0,11	53,71	0,32	53,56	0,23	53,52	0,27
$\bar{L}2$	53,29	0,10	53,46	0,12	53,99	0,30	53,36	0,15	53,33	0,11
$r1$	3,83	0,08	2,79	0,19	2,72	0,09	2,51	0,11	2,20	0,10
$r2$	5,47	0,36	3,03	0,23	3,71	0,16	3,20	0,13	3,51	0,25
$r3$	3,29	0,16	2,51	0,24	2,44	0,15	2,66	0,07	2,95	0,11
$r4$	3,05	0,11	2,79	0,14	3,29	0,10	2,63	0,24	2,64	0,32
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	67,51		73,11		77,23		73,51		72,11	
A2	68,24		73,04		77,71		73,46		74,16	
A3	73,54		75,75		77,65		73,91		76,24	
A4	75,22		75,34		79,29		73,14		76,31	
A5	18,29		13,01		13,15		12,45		12,82	
A6	19,15		14,55		14,44		14,39		16,89	
A7	13,68		15,37		12,29		15,57		16,14	
A8	11,81		13,57		12,24		13,28		13,30	
A_T	347,43		353,74		363,99		349,72		357,98	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.5 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas com 18 camadas de vidro/poliéster, sem aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P18SV1		P18SV2		P18SV3		P18SV4		P18SV5	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	3,62	0,35	3,46	0,29	3,44	0,24	3,49	0,31	3,37	0,37
$\bar{e}2$	3,82	0,19	3,40	0,21	3,36	0,33	3,55	0,45	3,47	0,16
$\bar{e}3$	3,38	0,22	3,66	0,21	3,68	0,34	3,69	0,23	3,68	0,16
$\bar{e}4$	3,43	0,28	3,70	0,27	3,59	0,34	3,32	0,54	3,71	0,21
$\bar{e}5$	1,94	0,08	2,25	0,37	2,00	0,06	2,03	0,01	2,36	0,13
$\bar{e}6$	2,29	0,42	1,97	0,03	2,05	0,15	2,12	0,09	1,84	0,05
$\bar{e}7$	1,97	0,01	2,14	0,17	2,13	0,08	2,24	0,40	1,90	0,01
$\bar{e}8$	1,98	0,14	2,02	0,01	2,10	0,05	2,05	0,13	2,12	0,06
$\bar{L}1$	58,24	0,06	58,77	0,03	59,06	0,19	58,64	0,04	58,15	0,35
$\bar{L}2$	58,95	0,18	58,50	0,10	58,82	0,01	59,00	0,29	57,99	0,38
$r1$	3,81	0,20	3,83	0,13	3,59	0,03	3,97	0,12	4,04	0,05
$r2$	3,54	0,11	3,86	0,20	3,63	0,26	4,74	0,08	3,72	0,19
$r3$	4,60	0,15	4,22	0,25	4,09	0,16	3,24	0,02	3,86	0,13
$r4$	3,81	0,08	3,57	0,09	3,58	0,38	3,88	0,06	3,15	0,19
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	160,66		151,03		153,58		151,69		145,07	
A2	164,40		147,92		148,74		154,51		150,95	
A3	146,37		159,69		162,73		165,88		160,95	
A4	149,39		163,73		160,67		144,75		162,92	
A5	14,57		17,52		14,42		15,83		19,36	
A6	16,85		14,98		14,95		19,26		13,36	
A7	17,29		17,79		17,19		15,29		14,37	
A8	14,92		14,48		15,21		15,74		14,02	
A_T	684,45		687,14		687,49		682,94		680,99	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.6 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada com 18 camadas de vidro/poliéster, sem aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P18SVCH1		P18SVCH2		P18SVCH3		P18SVCH4		P18SVCH5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	3,58	0,30	3,32	0,23	3,26	0,25	3,34	0,12	3,49	0,17
$\bar{e}2$	3,55	0,25	3,47	0,15	3,53	0,16	3,30	0,31	3,41	0,21
$\bar{e}3$	3,42	0,13	3,63	0,16	3,47	0,15	3,43	0,22	3,43	0,11
$\bar{e}4$	3,46	0,26	3,50	0,32	3,30	0,15	3,49	0,31	3,39	0,29
$\bar{e}5$	2,22	0,08	2,18	0,45	2,13	0,22	2,14	0,18	1,86	0,01
$\bar{e}6$	2,26	0,37	2,21	0,13	3,04	0,84	2,04	0,04	2,28	0,31
$\bar{e}7$	2,05	0,01	2,13	0,13	2,32	0,03	2,12	0,37	1,93	0,17
$\bar{e}8$	2,22	0,42	2,17	0,01	1,92	0,02	2,28	0,02	2,09	0,09
$\bar{L}1$	57,52	0,43	58,40	0,18	57,71	0,17	58,07	0,13	58,23	0,13
$\bar{L}2$	57,45	0,54	58,39	0,07	57,67	0,11	58,19	0,41	58,38	0,13
$r1$	3,71	0,06	5,59	2,98	4,06	0,09	3,71	0,16	3,65	0,12
$r2$	3,45	0,39	3,55	0,11	4,21	0,27	4,32	0,14	2,99	0,04
$r3$	3,64	0,09	3,72	0,20	3,41	0,13	3,88	0,12	3,42	0,12
$r4$	3,67	0,19	3,62	0,07	3,66	0,06	3,19	0,15	3,66	0,16
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	154,98		140,14		138,93		144,77		156,94	
A2	154,11		153,37		153,09		142,25		152,88	
A3	147,30		160,14		151,65		151,90		152,62	
A4	149,05		147,92		142,91		155,02		149,21	
A5	16,75		22,81		17,08		16,07		13,33	
A6	16,21		16,16		27,38		17,06		14,77	
A7	15,02		15,97		16,64		16,39		13,30	
A8	16,64		15,98		13,90		15,48		15,41	
A_T	670,06		672,49		661,59		658,94		668,46	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.7 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas com 18 camadas de vidro/poliéster, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P18CV1		P18CV2		P18CV3		P18CV4		P18CV5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	1,63	0,32	1,65	0,08	1,68	0,05	1,72	0,04	1,71	0,07
$\bar{e}2$	1,74	0,28	1,72	0,15	1,72	0,08	1,67	0,06	1,74	0,10
$\bar{e}3$	1,65	0,16	1,74	0,13	1,73	0,11	1,65	0,02	1,74	0,08
$\bar{e}4$	1,60	0,20	1,64	0,11	1,68	0,05	1,70	0,10	1,70	0,02
$\bar{e}5$	2,61	0,06	2,55	0,16	2,54	0,16	2,33	0,47	2,32	0,37
$\bar{e}6$	2,33	0,22	2,80	0,10	2,36	0,04	2,59	0,52	2,29	0,53
$\bar{e}7$	2,47	0,32	2,54	0,28	2,36	0,03	2,62	0,25	2,40	0,30
$\bar{e}8$	2,48	0,16	2,33	0,07	2,24	0,12	2,25	0,11	1,94	0,06
$\bar{L}1$	53,30	0,49	53,28	0,12	53,36	0,03	53,09	0,08	53,60	0,20
$\bar{L}2$	53,12	0,66	53,38	0,18	53,43	0,09	53,37	0,15	53,61	0,12
$r1$	3,14	0,18	3,18	0,03	3,37	0,16	2,47	0,07	3,59	0,02
$r2$	2,64	0,25	3,74	0,05	3,01	0,01	3,52	0,03	3,38	0,15
$r3$	2,54	0,11	2,76	0,08	2,75	0,11	3,32	0,05	2,84	0,09
$r4$	3,37	0,50	2,66	0,04	3,54	0,05	3,05	0,13	3,35	0,07
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	71,80		70,97		73,41		75,49		73,66	
A2	77,86		74,41		76,07		71,61		76,44	
A3	72,54		77,67		75,72		71,93		76,54	
A4	69,76		72,38		72,23		74,93		73,26	
A5	18,23		17,80		18,45		13,30		17,30	
A6	13,89		22,61		15,52		19,58		16,24	
A7	14,62		16,08		14,58		19,02		15,18	
A8	17,90		14,00		16,37		14,71		13,11	
A_T	356,58		365,93		362,35		360,58		361,74	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.8 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada com 18 camadas de vidro/poliéster, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P18CVCH1		P18CVCH2		P18CVCH3		P18CVCH4		P18CVCH5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	1,84	0,07	1,77	0,06	1,81	0,08	1,77	0,08	1,73	0,03
$\bar{e}2$	1,80	0,06	1,77	0,06	1,75	0,05	1,75	0,07	1,67	0,03
$\bar{e}3$	1,87	0,05	1,77	0,05	1,72	0,03	1,71	0,06	1,74	0,05
$\bar{e}4$	1,84	0,12	1,75	0,05	1,81	0,05	1,68	0,09	1,75	0,08
$\bar{e}5$	2,16	0,19	2,56	0,01	2,77	0,07	2,68	0,44	2,59	0,46
$\bar{e}6$	2,20	0,18	2,22	0,40	2,12	0,15	2,39	0,04	2,65	0,42
$\bar{e}7$	2,20	0,18	2,06	0,02	2,39	0,24	2,22	0,37	2,72	0,45
$\bar{e}8$	2,51	0,36	2,23	0,04	2,14	0,57	1,77	0,21	2,89	0,03
$\bar{L}1$	53,72	0,08	53,47	0,14	53,38	0,14	53,28	0,11	53,54	0,24
$\bar{L}2$	53,59	0,09	53,64	0,12	54,39	0,29	53,23	0,11	53,75	0,11
$r1$	3,11	0,07	3,09	0,14	2,98	0,05	3,51	0,65	2,67	0,07
$r2$	3,04	0,18	3,47	0,04	4,02	0,18	2,46	0,10	3,39	0,12
$r3$	2,49	0,18	3,95	0,12	2,46	0,02	2,98	0,43	2,91	0,19
$r4$	3,08	0,08	3,04	0,01	2,45	0,20	3,44	0,08	2,50	0,10
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	80,73		77,12		79,11		43,83		44,26	
A2	80,14		75,12		76,05		44,36		43,77	
A3	82,89		76,29		78,82		43,37		44,92	
A4	80,62		76,52		80,35		42,85		44,90	
A5	14,18		17,56		18,97		77,51		76,50	
A6	14,26		15,96		16,87		77,41		73,24	
A7	12,38		16,05		13,73		74,24		78,24	
A8	17,06		14,54		11,82		72,13		78,35	
A_T	382,27		369,16		375,72		20,41		16,10	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.9 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas com 30 camadas de vidro/poliéster, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P30SV1		P30SV2		P30SV3		P30SV4		P30SV5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	4,68	0,17	4,70	0,25	4,80	0,10	4,75	0,11	4,61	0,28
$\bar{e}2$	4,37	0,59	4,67	0,53	4,99	0,29	4,80	0,25	4,77	0,21
$\bar{e}3$	4,78	0,36	4,88	0,16	5,08	0,19	4,96	0,12	4,87	0,23
$\bar{e}4$	4,70	0,14	4,67	0,20	4,71	0,14	4,57	0,26	4,77	0,45
$\bar{e}5$	3,26	0,01	3,39	0,15	3,34	0,20	3,18	0,03	3,14	0,08
$\bar{e}6$	3,24	0,09	3,45	0,06	3,23	0,00	3,42	0,11	3,10	0,01
$\bar{e}7$	3,11	0,08	3,23	0,13	3,38	0,19	3,25	0,04	3,20	0,08
$\bar{e}8$	3,20	0,01	3,43	0,04	3,47	0,22	3,36	0,08	3,37	0,04
$\bar{L}1$	60,69	0,06	60,93	0,08	61,51	0,18	60,98	0,13	60,71	0,25
$\bar{L}2$	60,45	0,06	60,94	0,12	61,46	0,01	61,52	0,12	61,20	0,19
$r1$	5,04	0,17	4,43	0,24	5,01	0,09	4,58	0,29	4,38	0,12
$r2$	5,03	0,18	5,05	0,13	4,47	0,20	4,23	0,10	4,31	0,23
$r3$	4,40	0,10	3,75	0,12	4,48	0,15	3,77	0,14	3,98	0,15
$r4$	4,37	0,12	4,76	0,06	4,33	0,18	4,26	0,13	4,06	0,01
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	193,23		197,83		203,04		205,93		198,09	
A2	182,50		198,64		212,81		207,66		204,69	
A3	203,51		210,23		218,32		218,83		212,28	
A4	196,62		196,82		199,33		193,82		203,98	
A5	34,14		32,54		35,03		30,80		29,30	
A6	33,80		36,74		30,89		31,93		28,54	
A7	29,02		27,15		32,67		27,54		28,07	
A8	30,01		34,90		32,98		31,30		30,42	
A_T	902,83		934,85		965,05		947,80		935,37	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.10 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada com 30 camadas de vidro/poliéster, sem aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P30SVCH1		P30SVCH2		P30SVCH3		P30SVCH4		P30SVCH5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	5,16	0,14	5,34	0,12	4,74	0,84	5,26	0,13	5,31	0,20
$\bar{e}2$	5,01	0,16	5,17	0,24	4,86	0,16	4,84	0,15	4,62	0,19
$\bar{e}3$	4,96	0,27	5,33	0,20	4,92	0,19	5,16	0,24	4,62	0,14
$\bar{e}4$	4,75	0,80	5,53	0,23	5,06	0,25	5,28	0,28	4,95	0,17
$\bar{e}5$	3,22	0,14	3,37	0,11	3,11	0,14	3,27	0,18	3,35	0,01
$\bar{e}6$	3,25	0,14	3,36	0,03	3,14	0,13	3,26	0,03	3,24	0,00
$\bar{e}7$	3,36	0,14	3,36	0,15	3,25	0,32	3,49	0,13	3,40	0,06
$\bar{e}8$	3,17	0,16	3,25	0,00	3,22	0,02	3,32	0,04	3,26	0,06
$\bar{L}1$	61,44	0,18	61,91	0,22	61,03	0,24	61,60	0,15	60,84	0,14
$\bar{L}2$	61,28	0,07	61,67	0,25	61,01	0,20	61,15	0,30	60,60	0,26
$r1$	3,72	0,07	3,84	0,03	3,57	0,04	3,72	0,15	3,69	0,12
$r2$	3,47	0,16	3,57	0,03	3,62	0,19	4,20	0,06	4,37	0,28
$r3$	3,30	0,21	3,73	0,13	3,35	0,15	3,45	0,15	3,49	0,15
$r4$	3,51	0,03	3,54	0,12	3,36	0,11	3,28	0,14	3,68	0,07
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	228,86		232,72		208,12		226,50		228,10	
A2	223,01		227,17		215,89		210,86		198,96	
A3	221,76		233,00		218,27		228,53		202,46	
A4	209,24		242,54		224,99		233,17		215,45	
A5	26,94		29,20		25,02		27,46		28,21	
A6	25,98		27,71		25,61		29,87		30,47	
A7	26,28		28,49		25,36		28,41		27,65	
A8	25,37		26,35		25,11		25,68		27,19	
A_T	987,43		1047,19		968,36		1010,49		958,48	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.11 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas com 30 camadas de vidro/poliéster, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P30CV1		P30CV2		P30CV3		P30CV4		P30CV5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	2,67	0,07	2,61	0,08	2,61	0,12	2,62	0,05	2,64	0,10
$\bar{e}2$	2,63	0,10	2,62	0,08	2,82	0,41	2,59	0,10	2,59	0,09
$\bar{e}3$	2,83	0,44	2,60	0,05	2,67	0,08	2,65	0,07	2,75	0,10
$\bar{e}4$	2,70	0,10	2,68	0,10	2,62	0,06	2,69	0,10	2,77	0,17
$\bar{e}5$	3,05	0,06	3,21	0,36	3,21	0,42	2,91	0,04	3,14	0,23
$\bar{e}6$	3,54	0,22	3,50	0,83	4,31	0,42	3,54	0,29	3,59	0,51
$\bar{e}7$	3,65	0,35	3,41	0,23	3,86	0,01	3,60	0,11	3,56	0,25
$\bar{e}8$	3,73	0,10	3,85	0,16	4,05	0,18	3,74	0,42	3,88	0,23
$\bar{L}1$	55,15	0,03	55,43	0,24	55,46	0,08	55,58	0,21	54,65	1,14
$\bar{L}2$	55,66	0,20	56,16	0,16	55,67	0,12	55,81	0,12	56,02	0,23
$r1$	3,02	0,11	3,09	0,05	3,46	0,04	3,56	0,06	3,31	0,09
$r2$	3,27	0,06	4,08	0,09	2,87	0,11	2,91	0,10	3,38	0,05
$r3$	3,35	0,10	3,22	0,08	3,24	0,03	3,52	0,11	3,82	0,10
$r4$	2,94	0,07	3,73	0,03	3,36	0,05	3,77	0,08	3,14	0,13
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	117,37		113,96		114,45		115,47		116,25	
A2	112,98		112,48		124,14		113,51		108,71	
A3	124,73		113,95		116,27		114,68		120,20	
A4	117,83		116,48		113,71		115,42		118,36	
A5	21,74		23,64		25,52		22,86		24,03	
A6	27,98		32,03		34,04		25,96		29,20	
A7	29,65		26,38		31,37		30,09		31,27	
A8	28,15		34,19		34,27		33,06		30,91	
A_T	580,43		573,12		593,78		571,06		578,93	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.12 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada com 30 camadas de vidro/poliéster, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	P30CVCH1		P30CVCH2		P30CVCH3		P30CVCH4		P30CVCH5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	2,57	0,12	2,70	0,07	2,77	0,13	2,69	0,10	2,72	0,15
$\bar{e}2$	2,75	0,25	2,74	0,21	2,63	0,16	2,66	0,17	2,81	0,26
$\bar{e}3$	2,59	0,10	2,81	0,12	2,71	0,13	2,76	0,25	2,69	0,14
$\bar{e}4$	2,76	0,36	2,71	0,08	2,72	0,23	2,51	0,06	2,61	0,13
$\bar{e}5$	3,91	0,01	3,71	0,45	4,25	0,06	3,79	0,13	4,64	0,02
$\bar{e}6$	4,30	0,08	4,53	0,30	4,44	0,27	3,91	0,30	4,63	0,53
$\bar{e}7$	3,69	0,47	3,77	0,25	3,72	0,86	3,94	0,28	4,41	0,03
$\bar{e}8$	4,05	0,05	4,55	0,22	3,94	0,03	4,14	1,23	3,50	0,49
$\bar{L}1$	55,26	0,22	55,73	0,40	55,56	0,23	56,25	0,26	55,77	0,49
$\bar{L}2$	55,39	0,02	55,64	0,18	55,78	0,42	55,32	0,20	56,19	0,23
$r1$	3,08	0,10	2,87	0,10	2,40	0,07	2,17	0,06	2,48	0,06
$r2$	2,44	0,06	2,80	0,08	2,65	0,25	2,78	0,07	2,38	0,03
$r3$	2,98	0,07	2,58	0,04	3,16	0,04	2,74	0,13	2,14	0,06
$r4$	2,47	0,16	2,36	0,08	2,49	0,07	2,95	0,21	2,57	0,05
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	113,77		120,15		125,65		121,67		124,68	
A2	123,04		123,03		116,28		120,61		128,59	
A3	114,97		127,18		121,35		122,48		124,09	
A4	123,14		121,71		122,99		114,53		118,05	
A5	30,84		27,52		30,13		24,19		34,91	
A6	31,02		35,96		33,95		29,06		34,11	
A7	27,97		26,36		29,29		29,16		30,09	
A8	28,56		33,05		27,62		32,63		23,71	
A_T	593,30		614,96		607,26		594,32		618,23	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.13 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas de vidro/éster vinílica, sem aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	V18SV1		V18SV2		V18SV3		V18SV4		V18SV5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	3,29	0,16	3,24	0,10	3,41	0,21	3,35	0,17	3,38	0,15
$\bar{e}2$	3,55	0,19	3,58	0,23	3,37	0,17	3,42	0,24	3,59	0,19
$\bar{e}3$	3,34	0,14	3,39	0,18	3,51	0,26	3,45	0,13	3,49	0,16
$\bar{e}4$	3,53	0,13	3,59	0,21	3,45	0,15	3,42	0,24	3,59	0,25
$\bar{e}5$	2,10	0,16	2,08	0,10	1,99	0,36	2,07	0,40	1,86	0,02
$\bar{e}6$	2,01	0,24	2,05	0,17	2,04	0,27	2,05	0,15	1,93	0,23
$\bar{e}7$	1,84	0,01	2,17	0,06	2,20	0,15	2,22	0,13	1,96	0,23
$\bar{e}8$	1,85	0,01	2,29	0,17	2,04	0,23	1,84	0,01	2,26	0,16
$\bar{L}1$	57,91	0,24	56,94	0,18	58,19	0,16	57,59	0,24	57,63	0,08
$\bar{L}2$	58,18	0,19	57,48	0,20	58,26	0,12	57,84	0,37	58,04	0,19
$r1$	3,79	0,11	3,40	0,17	3,38	0,16	3,19	0,07	3,59	0,03
$r2$	3,12	0,11	3,47	0,17	2,95	0,11	3,62	0,17	3,06	0,07
$r3$	3,79	0,05	3,86	0,15	3,66	0,25	3,81	0,15	2,94	0,12
$r4$	3,65	0,16	2,75	0,07	3,35	0,07	3,43	0,05	3,63	0,25
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	145,52		140,49		153,73		148,14		149,56	
A2	157,45		154,02		150,66		148,19		160,77	
A3	146,01		147,91		155,85		151,09		154,55	
A4	154,53		158,70		153,72		151,18		156,34	
A5	15,95		14,51		13,64		13,71		13,17	
A6	13,01		14,49		12,72		14,93		12,19	
A7	13,60		16,81		16,40		17,16		12,06	
A8	13,30		14,01		13,97		12,54		16,91	
A_T	659,38		660,94		670,69		656,93		675,54	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.14 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada de vidro/éster vinílica, sem aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	V18SVCH1		V18SVCH2		V18SVCH3		V18SVCH4		V18SVCH5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	3,26	0,13	3,17	0,21	3,19	0,16	3,13	0,21	3,13	0,15
$\bar{e}2$	3,19	0,17	3,22	0,14	3,20	0,24	3,26	0,13	3,23	0,15
$\bar{e}3$	3,17	0,17	3,03	0,17	3,01	0,30	3,03	0,21	3,36	0,13
$\bar{e}4$	3,26	0,23	3,08	0,13	3,14	0,17	3,07	0,19	3,16	0,20
$\bar{e}5$	1,84	0,13	1,94	0,04	1,97	0,13	2,06	0,10	1,83	0,25
$\bar{e}6$	1,91	0,09	1,95	0,16	1,98	0,32	1,99	0,28	1,88	0,04
$\bar{e}7$	2,12	0,56	2,02	0,33	1,87	0,11	1,82	0,14	1,80	0,02
$\bar{e}8$	1,91	0,02	1,95	0,19	2,03	0,20	1,87	0,19	2,10	0,11
$\bar{L}1$	56,82	0,17	57,05	0,15	57,48	0,14	57,05	0,05	57,11	0,06
$\bar{L}2$	56,81	0,21	57,32	0,41	57,75	0,18	57,18	0,20	57,30	0,21
$r1$	3,38	0,15	3,23	0,11	3,85	0,10	3,65	0,05	3,70	0,12
$r2$	3,45	0,14	3,17	0,07	2,94	0,14	3,23	0,19	3,50	0,02
$r3$	3,84	0,05	3,07	0,08	3,43	0,16	2,95	0,02	3,43	0,04
$r4$	3,52	0,21	3,54	0,30	3,60	0,15	3,56	0,17	3,17	0,03
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	142,01		141,44		142,21		137,60		136,73	
A2	137,27		143,64		143,74		145,80		141,21	
A3	136,49		134,56		133,39		134,24		148,63	
A4	141,54		135,77		137,60		133,92		138,35	
A5	12,43		12,79		14,90		15,14		13,22	
A6	13,17		12,71		12,19		13,15		13,07	
A7	16,26		12,91		12,81		11,03		12,21	
A8	13,38		13,79		14,70		13,15		13,93	
A_T	612,56		607,60		611,54		604,04		617,36	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.15 – Determinação das amostras áreas das amostras com extremidades retas de vidro/éster vinílica, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	V18CV1		V18CV2		V18CV3		V18CV4		V18CV5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	1,79	0,07	1,70	0,03	1,61	0,06	1,68	0,08	1,67	0,05
$\bar{e}2$	1,72	0,14	1,60	0,08	1,60	0,03	1,67	0,06	1,70	0,07
$\bar{e}3$	1,77	0,12	1,58	0,06	1,73	0,05	1,72	0,07	1,54	0,05
$\bar{e}4$	1,67	0,06	1,65	0,06	1,75	0,05	1,60	0,06	1,57	0,05
$\bar{e}5$	1,75	0,04	2,36	0,04	2,19	0,27	2,27	0,03	2,62	0,25
$\bar{e}6$	2,00	0,05	2,37	0,04	2,29	0,06	2,60	0,16	2,22	0,10
$\bar{e}7$	1,98	0,15	2,11	0,43	1,86	0,06	2,48	0,16	2,31	0,11
$\bar{e}8$	2,02	0,12	2,15	0,30	2,35	0,22	2,43	0,18	2,29	0,06
$\bar{L}1$	53,42	0,06	53,45	0,05	53,39	0,15	53,64	0,08	53,24	0,14
$\bar{L}2$	53,38	0,02	53,37	0,22	53,43	0,11	53,12	0,15	53,18	0,18
$r1$	2,52	0,12	2,18	0,04	2,94	0,10	2,96	0,20	3,26	0,14
$r2$	2,58	0,17	2,90	0,70	3,00	0,02	3,01	0,12	2,52	0,16
$r3$	2,96	0,12	3,00	0,15	3,19	0,01	2,76	0,09	2,71	0,13
$r4$	3,46	0,12	3,65	0,20	2,83	0,41	2,60	0,06	3,36	0,29
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	80,13		76,73		71,22		73,64		73,55	
A2	76,39		70,70		70,32		74,34		76,24	
A3	76,97		68,63		76,31		76,68		67,52	
A4	73,31		73,03		77,27		71,57		68,01	
A5	9,33		12,41		13,87		14,59		18,81	
A6	11,21		15,16		14,93		17,57		12,66	
A7	12,26		13,38		12,02		15,53		14,02	
A8	14,12		15,95		14,76		14,56		16,17	
A_T	353,72		345,98		350,69		358,49		346,99	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

TABELA E.16 – Determinação das amostras áreas das amostras com uma extremidade chanfrada de vidro/éster vinílica, com aplicação de vácuo, para ensaios compressão axial.

	V18CVCH1		V18CVCH2		V18CVCH3		V18CVCH4		V18CVCH5	
	(mm)		(mm)		(mm)		(mm)		(mm)	
	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s	\bar{x}	s
$\bar{e}1$	1,63	0,07	1,60	0,08	1,58	0,08	1,57	0,10	1,61	0,08
$\bar{e}2$	1,67	0,09	1,73	0,15	1,59	0,04	1,66	0,11	1,64	0,05
$\bar{e}3$	1,64	0,09	1,64	0,08	1,62	0,04	1,63	0,09	1,62	0,08
$\bar{e}4$	1,67	0,11	1,67	0,07	1,74	0,19	1,67	0,07	1,61	0,09
$\bar{e}5$	1,91	0,50	2,08	0,02	1,93	0,06	2,04	0,48	2,59	0,01
$\bar{e}6$	2,14	0,72	2,43	0,58	1,88	0,25	1,54	0,08	2,09	0,13
$\bar{e}7$	1,92	0,46	2,43	0,17	2,13	0,02	1,95	0,15	2,69	0,04
$\bar{e}8$	1,86	0,05	2,17	0,68	2,46	0,01	2,08	0,22	1,86	0,14
$\bar{L}1$	53,34	0,17	53,02	0,08	53,09	0,08	53,06	0,11	53,56	0,28
$\bar{L}2$	53,30	0,05	53,39	0,35	53,57	0,29	53,36	0,10	53,17	0,09
$r1$	2,63	0,05	3,20	0,13	3,63	0,05	2,50	0,08	3,07	0,08
$r2$	2,92	0,19	2,67	0,12	3,98	0,12	3,19	0,14	3,02	0,17
$r3$	2,57	0,06	2,35	0,01	2,51	0,02	3,19	0,02	2,91	0,11
$r4$	2,37	1,64	3,32	0,27	2,93	0,09	3,24	0,53	3,03	0,10
	mm^2		mm^2		mm^2		mm^2		mm^2	
A1	72,32		70,53		67,29		69,78		70,63	
A2	74,46		77,38		68,86		72,03		72,75	
A3	73,61		72,48		72,37		70,94		71,03	
A4	75,12		72,04		75,19		73,53		71,14	
A5	10,73		13,81		13,88		11,28		17,78	
A6	13,40		14,82		14,54		9,57		13,32	
A7	10,61		13,60		11,92		12,72		17,94	
A8	9,61		15,01		16,07		13,93		11,57	
A_T	339,85		349,67		340,13		333,79		346,14	

A = Área, w = Largura, e = Espessura, r = Raio interno, \bar{x} = média aritmética e s = Desvio padrão.

**APÊNDICE F: LIMITE DE RESISTÊNCIA À COMPRESSÃO DO PERFIL
E CAPACIDADE DE ABSORÇÃO DE ENERGIA ESPECÍFICA**

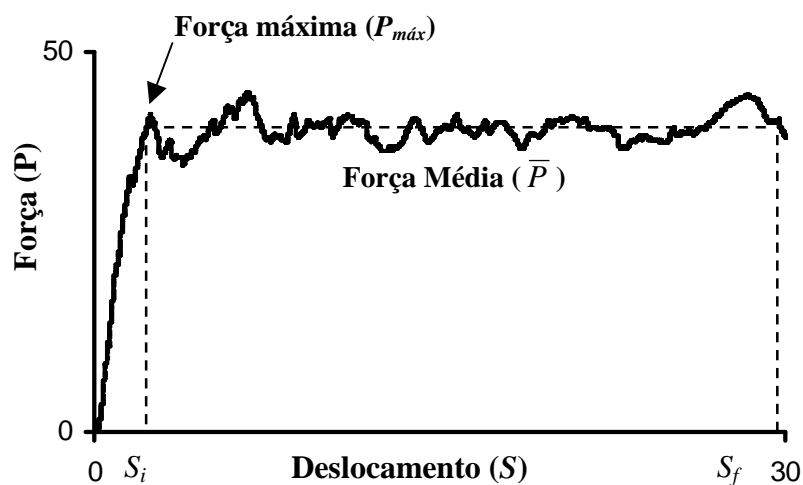


FIGURA F.1 – Curva típica força-deslocamento para um perfil de compósito esmagado progressivamente.

Limite de resistência à compressão do perfil (σ_U) (MPa)

$$\sigma_U = \frac{P_{\max}}{A} \quad (\text{F.1})$$

onde:

P_{\max} = Pico da força (N)

A = Área (mm^2)

Tensão média de esmagamento ($\bar{\sigma}$) (MPa)

$$\bar{\sigma} = \frac{\bar{P}}{A} \quad (\text{F.2})$$

onde:

\bar{P} = Força média de esmagamento (N)

Absorção de energia específica (E_S) (kJ/kg)

$$E_S = \frac{\bar{\sigma}}{\rho} \quad (\text{F.3})$$

onde:

$$\rho = \text{Densidade (g/cm}^3\text{)}$$

TABELA F.1 – Propriedades de absorção de energia das amostras de vidro/epóxi.

	A (mm ²)	ρ (g/cm ³)	$P_{m\acute{a}x}$ (kN)	σ_U (MPa)	\bar{P} (kN)	$\bar{\sigma}$ (MPa)	E_S (kJ/kg)
E18SV1	562,09	1,45	70,76	125,88	-	-	-
E18SV2	572,81	1,45	62,90	109,81	-	-	-
E18SV3	569,71	1,45	71,29	125,13	-	-	-
E18SV4	562,48	1,45	71,29	126,74	-	-	-
E18SV5	569,78	1,45	67,47	118,42	-	-	-
E18SVCH1	611,73	1,40	47,79	-	40,83	66,75	47,68
E18SVCH2	629,65	1,40	62,13	-	29,12	46,25	33,03
E18SVCH3	638,74	1,40	60,66	-	30,23	47,32	33,80
E18SVCH4	641,75	1,40	59,06	-	43,03	67,06	47,90
E18SVCH5	633,61	1,40	49,20	-	41,45	65,41	46,72
E18CV1	358,19	1,95	28,25	78,87	17,13	47,84	24,53
E18CV2	358,15	1,95	27,87	77,81	16,49	46,04	23,61
E18CV3	359,12	1,95	28,74	80,02	13,17	36,68	18,81
E18CV4	348,75	1,95	27,36	78,45	13,12	37,63	19,30
E18CV5	355,83	1,95	30,03	84,39	14,15	39,76	20,39
E18CVCH1	347,43	1,91	23,61	-	13,60	39,15	20,50
E18CVCH2	353,74	1,91	25,55	-	11,26	31,83	16,66
E18CVCH3	363,99	1,91	24,91	-	14,33	39,36	20,61
E18CVCH4	349,72	1,91	24,63	-	14,07	40,24	21,07
E18CVCH5	357,98	1,91	23,63	-	14,20	39,66	20,76

A = Área, ρ = Densidade, $P_{m\acute{a}x}$ = Pico da força, σ_U = Limite de resistência à compressão do perfil, \bar{P} = Força média de esmagamento, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica.

TABELA F.2 – Propriedades de absorção de energia das amostras de vidro/poliéster com 18 camadas.

	A (mm ²)	ρ (g/cm ³)	$P_{m\acute{a}x}$ (kN)	σ_U (MPa)	\bar{P} (kN)	$\bar{\sigma}$ (MPa)	E_S (kJ/kg)
P18SV1	684,45	1,48	90,20	131,79	-	-	-
P18SV2	687,14	1,48	112,29	163,41	-	-	-
P18SV3	687,49	1,48	127,39	185,30	-	-	-
P18SV4	682,94	1,48	112,05	164,07	-	-	-
P18SV5	680,99	1,48	120,98	177,65	-	-	-
P18SVCH1	670,06	1,48	53,58	-	44,98	67,12	45,51
P18SVCH2	672,49	1,48	61,64	-	51,88	77,15	52,31
P18SVCH3	661,59	1,48	59,98	-	52,58	79,47	53,88
P18SVCH4	658,94	1,48	50,19	-	38,18	57,94	39,28
P18SVCH5	668,46	1,48	51,22	-	38,44	57,51	38,99
P18CV1	356,58	1,93	28,01	78,56	21,41	60,04	31,19
P18CV2	365,93	1,93	25,81	70,54	22,67	61,94	32,18
P18CV3	362,35	1,93	32,05	88,44	25,75	71,07	36,92
P18CV4	360,58	1,93	31,26	86,70	16,08	44,60	23,17
P18CV5	361,74	1,93	23,20	64,12	15,33	42,39	22,02
P18CVCH1	382,27	1,95	27,85	-	24,64	64,45	33,05
P18CVCH2	369,16	1,95	29,09	-	24,33	65,90	33,80
P18CVCH3	375,72	1,95	29,89	-	22,47	59,80	30,67
P18CVCH4	361,71	1,95	29,08	-	24,14	66,74	34,23
P18CVCH5	376,05	1,95	27,63	-	18,47	49,11	25,18

A = Área, ρ = Densidade, $P_{m\acute{a}x}$ = Pico da força, σ_U = Limite de resistência à compressão do perfil, \bar{P} = Força média de esmagamento, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica.

TABELA F.3 – Propriedades de absorção de energia das amostras de vidro/ poliéster com 30 camadas.

	A (mm ²)	ρ (g/cm ³)	$P_{m\acute{a}x}$ (kN)	σ_U (MPa)	\bar{P} (kN)	$\bar{\sigma}$ (MPa)	E_S (kJ/kg)
P30SV1	902,83	1,47	141,67	156,92	-	-	-
P30SV2	934,85	1,47	113,48	121,39	-	-	-
P30SV3	965,05	1,47	102,47	106,18	-	-	-
P30SV4	947,80	1,47	122,75	129,51	-	-	-
P30SV5	935,37	1,47	144,45	154,43	-	-	-
P30SVCH1	1025,27	1,45	95,42	-	81,65	79,64	54,92
P30SVCH2	987,43	1,45	94,00	-	82,26	83,30	57,45
P30SVCH3	1047,19	1,45	93,50	-	84,62	80,81	55,73
P30SVCH4	968,36	1,45	103,10	-	88,92	91,83	63,33
P30SVCH5	1010,49	1,45	85,63	-	75,16	74,38	51,29
P30CV1	580,43	1,90	83,05	143,09	-	-	-
P30CV2	573,12	1,90	94,29	164,53	-	-	-
P30CV3	593,78	1,90	64,07	107,90	-	-	-
P30CV4	571,06	1,90	80,99	141,82	-	-	-
P30CV5	578,93	1,90	76,16	131,55	-	-	-
P30CVCH1	593,30	1,91	44,61	-	39,88	67,22	35,19
P30CVCH2	614,96	1,91	46,98	-	40,65	66,11	34,61
P30CVCH3	607,26	1,91	47,04	-	40,50	66,69	34,92
P30CVCH4	594,32	1,91	44,20	-	38,53	64,83	33,94
P30CVCH5	618,23	1,91	45,43	-	38,49	62,26	32,60

A = Área, ρ = Densidade, $P_{m\acute{a}x}$ = Pico da força, σ_U = Limite de resistência à compressão do perfil, \bar{P} = Força média de esmagamento, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica.

TABELA F.4 – Propriedades de absorção de energia das amostras de vidro/ester vinílica.

	A (mm ²)	ρ (g/cm ³)	$P_{máx}$ (kN)	σ_U (MPa)	\bar{P} (kN)	$\bar{\sigma}$ (Mpa)	E_S (kJ/kg)
V18SV1	659,38	1,38	85,83	130,17	-	-	-
V18SV2	660,94	1,38	97,08	146,88	-	-	-
V18SV3	670,69	1,38	100,85	150,37	-	-	-
V18SV4	656,93	1,38	77,43	117,87	-	-	-
V18SV5	675,54	1,38	80,23	118,77	-	-	-
V18SVCH1	612,56	1,41	50,27	-	38,57	62,97	44,82
V18SVCH2	607,60	1,41	61,93	-	54,10	89,04	63,37
V18SVCH3	611,54	1,41	56,23	-	40,85	66,80	47,54
V18SVCH4	604,04	1,41	59,78	-	51,15	84,68	60,27
V18SVCH5	617,36	1,41	63,40	-	55,79	90,36	64,31
V18CV1	353,72	1,94	28,56	80,74	20,85	58,93	30,38
V18CV2	345,98	1,94	27,81	80,38	14,37	41,52	21,40
V18CV3	350,69	1,94	26,66	76,03	14,17	40,40	20,83
V18CV4	358,49	1,94	33,10	92,34	18,17	50,69	26,13
V18CV5	346,99	1,94	31,58	91,02	8,51	24,53	12,65
V18CVCH1	339,85	1,93	27,24	-	22,10	65,04	33,79
V18CVCH2	349,67	1,93	31,07	-	24,96	71,38	37,08
V18CVCH3	340,13	1,93	24,18	-	17,52	51,51	26,76
V18CVCH4	333,79	1,93	29,19	-	25,62	76,75	39,87
V18CVCH5	346,14	1,93	29,11	-	17,40	50,28	26,12

A = Área, ρ = Densidade, $P_{máx}$ = Pico da força, σ_U = Limite de resistência à compressão do perfil, \bar{P} = Força média de esmagamento, $\bar{\sigma}$ = Tensão média de esmagamento, E_S = Absorção de energia específica.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)