

PROCESSAMENTO DE PLACAS COMPÓSITAS PELA TÉCNICA DE MOLDAGEM
POR INFUSÃO DE RESINA DE SEEMANN (SCRIMP)

Andreia Leite dos Santos Alves

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. Célio Albano da Costa Neto, Ph. D.

Prof. Marysilvia Ferreira da Costa, D. Sc.

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph. D.

Prof. Bluma Güenther Soares, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

MAIO DE 2006

ALVES, ANDREIA LEITE DOS SANTOS

Processamento de Placas Compósitas
pela Técnica de Moldagem por Infusão de
Resina de Seemann (SCRIMP) [Rio de
Janeiro] 2006

XIII, 91 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, M.Sc.,
Engenharia Metalúrgica e de Materiais,
2006)

Dissertação - Universidade Federal do
Rio de Janeiro, COPPE

1. Processamento de materiais compósitos

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

Agradecimentos

À minha família, pelo apoio e compreensão fundamentais nessa etapa da minha vida.

Ao professor Célio pela orientação e pela colaboração durante o trabalho.

À professora Marysilvia pela atenção e pela orientação durante este trabalho e no decorrer de todo o curso.

Aos professores da banca, pela participação e pelas sugestões propostas.

Ao Cap Queiroz pela amizade, e pela valiosa colaboração na realização do trabalho.

Ao funcionário Francisco do Centro Tecnológico do Exército (CTEx) pelo auxílio na realização de todas as etapas dos processamentos.

Ao Engenheiro Ivan do CTEx pelo auxílio na realização dos ensaios de flexão.

Ao funcionário Robson e ao pesquisador Henrique do Laboratório de Propriedades Mecânicas/COPPE pelo apoio na realização dos ensaios de tração.

À Professora Lea pelo auxílio na realização da análise térmica no Instituto de Macromoléculas/UFRJ.

A todos os funcionários e colegas do Laboratório de Materiais/CTEx e do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE/UFRJ pela amizade e apoio.

Ao Centro de Avaliações do Exército pela realização dos ensaios balísticos.

Ao Centro Tecnológico do Exército e ao Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE/UFRJ, que tornaram viável a realização do curso e disponibilizaram os recursos necessários à execução deste trabalho.

A todos que de alguma forma contribuíram para este trabalho.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

PROCESSAMENTO DE PLACAS COMPÓSITAS PELA TÉCNICA DE MOLDAGEM
POR INFUSÃO DE RESINA DE SEEMANN (SCRIMP)

Andreia Leite dos Santos Alves

Maio/2006

Orientadores: Célio Albano da Costa Neto
Marysilvia Ferreira da Costa

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Este trabalho aplicou a técnica de moldagem por infusão de resina para a fabricação de placas compósitas, técnica esta desenvolvida por Seemann e conhecida como SCRIMP (“Seemann Composite Resin Infusion Molding Process”). Foram processadas placas de resina epóxi reforçadas por fibra de vidro com diferentes números de camadas (9 e 11) e, em alguns casos, foram utilizadas pré-formas costuradas com fio de aramida 1200 dtex com diferentes espaçamentos (10 e 40 mm). Em seguida, foram realizados ensaios de tração, de flexão e balístico nos materiais produzidos. Verificou-se que a presença da costura aumenta a fração volumétrica de fibras. Nos ensaios mecânicos observou-se que a placa sem costura e com 11 camadas apresentou as menores resistências à tração e à flexão. Os resultados balísticos evidenciaram que a presença da costura reduziu a área de danos e a energia absorvida no impacto.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

PROCESSING OF COMPOSITE PLATES BY SEEMANN COMPOSITE RESIN
INFUSION MOLDING PROCESS (SCRIMP)

Andreia Leite dos Santos Alves

May/2006

Advisors: Célio Albano da Costa Neto
Marysilvia Ferreira da Costa

Department: Metallurgical and Materials Engineering

This study applied the Seemann composite resin infusion molding process (SCRIMP) to fabricate laminated composite materials. Glass fiber/epoxy composites were processed with different number of layers (9 and 11) and some of the preforms were thread stitching with 1200 dtex aramid fiber with different spacing between stitch rows (10 and 40 mm). It was observed that the stitching increased the fiber volume fraction. Mechanical evaluation was done by tensile, flexural and ballistic testing, with the 11 layers unstitched plate showing the lower tensile and flexural strength. The ballistic results indicated that stitching reduced the damage area and the energy absorbed in the shot.

Índice

Índice de Figuras	viii
Índice de Tabelas	xiii
1 Introdução.....	1
2 Revisão bibliográfica.....	3
2.1 Processamento por RTM.....	3
2.2 Processo de moldagem de compósito por infusão de resina de Seemann (SCRIMP)	5
2.3 Modelagem dos processos tipo RTM	8
2.3.1 Lei de Darcy	8
2.3.2 Macro e micro-fluxo.....	9
2.3.3 Pressão capilar	10
2.3.4 Aspectos gerais do processamento por RTM.....	11
2.3.5 Aspectos gerais do processamento por SCRIMP.....	13
2.3.6 Permeabilidade da pré-forma	14
2.3.7 Compressibilidade da pré-forma.....	19
2.4 Materiais comumente utilizados nos processos tipo RTM.....	21
2.4.1 Pré-forma	21
2.4.1.1 Tipos de tecidos	21
2.4.1.2 Tipos de fibras.....	22
2.4.1.3 Costura através da espessura	23
2.4.2 Resina.....	24
2.4.2.1 Resina epóxi	24
2.4.2.2 Resina éster-vinílica.....	27
2.5 Propriedades dos materiais compósitos.....	28
2.5.1 Comportamento balístico dos materiais compósitos.....	28
2.5.2 Mecanismos de falha de materiais compósitos	29

3	Materiais e métodos	32
3.1	Materiais	32
3.2	Metodologia	34
3.2.1	Determinação da curva de compressibilidade	34
3.2.2	Processamento das placas compósitas.....	36
3.2.3	Análise da resina	39
3.2.4	Ensaio mecânicos	39
3.2.4.1	Preparação dos corpos de prova	39
3.2.4.2	Ensaio de tração	41
3.2.4.3	Ensaio de flexão.....	42
3.2.5	Ensaio balístico.....	44
4	Resultados e discussões	46
4.1	Determinação da curva de compressibilidade	46
4.2	Processamentos preliminares.....	47
4.3	Processamentos conforme planejamento experimental	59
4.4	Análise da resina	64
4.5	Ensaio mecânicos	65
4.5.1	Ensaio de tração	66
4.5.2	Ensaio de flexão	71
4.6	Ensaio balístico.....	77
5	Conclusões	83
6	Referências bibliográficas.....	84

Índice de Figuras

Figura 2.1 - Esquema do processamento por RTM.....	4
Figura 2.2 - Esquema do processamento por SCRIMP.	6
Figura 2.3 - Esquema da montagem para processamento por SCRIMP.	7
Figura 2.4 - Modelo de fluxo perpendicular ao fio.	9
Figura 2.5 - Vista transversal da pré-forma.	10
Figura 2.6 - Modelo de fluxo paralelo ao fio.	10
Figura 2.7 - Distribuição de pressão para uma certa posição da frente de fluxo.	12
Figura 2.8 - Gradiente de pressão na frente de fluxo.	12
Figura 2.9 - Distribuição de pressão entre a pré-forma e a resina no processamento por SCRIMP.	13
Figura 2.10 - Variação da espessura da peça no processamento por SCRIMP.	14
Figura 2.11 - Relação entre Q e ΔP para um fluxo unidimensional a vazão constante obtida com a pré-forma de um tecido de fibra de vidro tipo E com fração volumétrica de fibras de 50% em fluxo unidimensional.	16
Figura 2.12 - Vista superior do molde para determinação da permeabilidade em fluxo unidimensional.	16
Figura 2.13 - Esquema de fluxo para determinação da permeabilidade transversal. ...	17
Figura 2.14 - Esquema de montagem para determinação da permeabilidade utilizando fluxo bidimensional.....	17
Figura 2.15 - Curva de compressibilidade.	20
Figura 2.16 - Tipos de tecidos: (a) tela, (b) sarja e (c) cetim.	22
Figura 2.17 - Tipos de pontos: (a) ponto “lock”, (b) ponto “lock” modificado e (c) ponto “chain”.	24
Figura 2.18 - Estrutura molecular da resina epóxi.....	25
Figura 2.19 - Estrutura molecular da resina epóxi à base de bisfenol A.	25

Figura 2.20 - Estrutura molecular da resina éster-vinílica.	27
Figura 2.21 - Perfil da área de danos em (a) compósito fino, e em (b) compósito espesso. O lado impactado é o superior em ambos os esquemas.	30
Figura 2.22 - Perfil da área de danos em material compósito com costura através da espessura impactados a baixa velocidade.	31
Figura 3.1 - Material fino e poroso ("peel ply") utilizado para facilitar a desmoldagem da peça.	33
Figura 3.2 - Telas utilizadas como meio distribuidor: (a) malha menor e (b) malha maior.	33
Figura 3.3 - Sistema utilizado para determinação da curva de compressibilidade.	35
Figura 3.4 - Etapas da montagem do sistema para o processamento por SCRIMP: (a) a fita adesiva e as mangueiras são colocadas no molde e uma fina camada de desmoldante é aplicada, (b) a pré-forma é posicionada no molde, (c) uma camada de "peel ply" é colocada sobre a pré-forma, (d) uma camada da tela de malha menor é posicionada sobre a camada de "peel ply", (e) uma camada da tela de malha maior é posicionada sobre a tela de malha menor e (f) a bolsa de vácuo é selada pela fita adesiva nas bordas.	37
Figura 3.5 - Montagem do sistema para processamento por SCRIMP.	38
Figura 3.6 - Dispositivo para processamento por SCRIMP.	38
Figura 3.7 - Corpos de prova para os ensaios mecânicos: (a) pré-forma sem costura, (b) pré-forma costurada com espaçamento de 40 mm e (c) pré-forma costurada com espaçamento de 10 mm.	40
Figura 3.8 - Corpo de prova para o ensaio de tração.	41
Figura 3.9 - Dispositivo para o ensaio de tração.	41
Figura 3.10 - Corpo de prova para o ensaio de flexão.	43
Figura 3.11 - Esquema do dispositivo para o ensaio de flexão.	43

Figura 3.12 - Dispositivo para o ensaio de flexão.....	43
Figura 3.13 - Esquema do dispositivo utilizado no ensaio balístico.	45
Figura 3.14 - Dispositivo de fixação do alvo.....	45
Figura 4.1 - Curvas de compressibilidade do tecido tipo tela de fibra de vidro AF 0090 da Fibertex com (a) 9 camadas e (b) 11 camadas.	46
Figura 4.2 - Curvas de compressibilidade teóricas para 9 e 11 camadas.....	47
Figura 4.3 - Processamento da placa 03.....	49
Figura 4.4 - Molde que envolve a pré-forma nas laterais.	50
Figura 4.5 - Processamento da placa 06.....	50
Figura 4.6 - Curvas de nível da altura de uma pré-forma com 9 camadas e com espaçamento entre as costuras de 40 mm.....	51
Figura 4.7 - Placas processadas: (a) placa 01 frente, (b) placa 01 verso, (c) placa 02 frente, (d) placa 02 verso, (e) placa 03 frente, (f) placa 03 verso, (g) placa 04 frente, (h) placa 04 verso, (i) placa 05 frente, (j) placa 05 verso, (k) placa 06 frente, (l) placa 06 verso, (m) placa 07 frente, (n) placa 07 verso, (o) placa 08 frente, (p) placa 08 verso, (q) placa 09 frente, (r) placa 09 verso, (s) placa 10 frente, (t) placa 10 verso, (u) placa 11 frente, (v) placa 11 verso, (x) placa 12 frente e (y) placa 12 verso.....	57
Figura 4.8 - Esquema da posição das amostras retiradas da placa 10 para determinação das frações volumétricas de fibras, resina e vazios.....	58
Figura 4.9 - Placas processadas: (a) placa 13 frente, (b) placa 13 verso, (c) placa 14 frente, (d) placa 14 verso, (e) placa 15 frente, (f) placa 15 verso, (g) placa 16 frente, (h) placa 16 verso, (i) placa 17 frente, (j) placa 17 verso, (k) placa 18 frente, (l) placa 18 verso, (m) placa 19 frente, (n) placa 19 verso, (o) placa 20 frente, (p) placa 20 verso, (q) placa 21 frente, (r) placa 21 verso, (s) placa 22 frente, (t) placa 22 verso, (u) placa 23 frente, (v) placa 23 verso, (x) placa 24 frente e (y) placa 24 verso.....	64

Figura 4.10 - Curva calorimétrica da resina epóxi AR-300.....	64
Figura 4.11 - Curva tensão <i>versus</i> deformação típica obtida nos ensaios de tração realizados.....	66
Figura 4.12 - Gráfico das médias para resistência à tração.....	68
Figura 4.13 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para resistência à tração.....	68
Figura 4.14 - Gráfico dos resíduos <i>versus</i> valores previstos para resistência à tração.....	69
Figura 4.15 - Gráfico das médias para módulo de elasticidade em tração.....	70
Figura 4.16 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para módulo de elasticidade em tração.....	70
Figura 4.17 - Gráfico dos resíduos <i>versus</i> valores previstos para módulo de elasticidade em tração.....	71
Figura 4.18 - Curva tensão <i>versus</i> deformação típica obtida nos ensaios de flexão realizados.....	72
Figura 4.19 - Gráfico das médias para resistência à flexão.....	73
Figura 4.20 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para resistência à flexão.....	74
Figura 4.21 - Gráfico dos resíduos <i>versus</i> valores previstos para resistência à flexão.....	74
Figura 4.22 - Gráfico das médias para módulo de elasticidade em flexão.....	75
Figura 4.23 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para módulo de elasticidade em flexão.....	76
Figura 4.24 - Gráfico dos resíduos <i>versus</i> valores previstos para módulo de elasticidade em flexão.....	76
Figura 4.25 - Gráfico da energia absorvida no impacto.....	78
Figura 4.26 - Gráfico da área de danos da frente da placa para diferentes condições.....	79

Figura 4.27 - Gráfico da área de danos do verso da placa para diferentes condições. 80

Figura 4.28 - Gráfico da razão entre as áreas de danos do verso e da frente das placa para diferentes condições. 80

Índice de Tabelas

Tabela 3.1 - Agentes de cura e tempo de geleificação da resina epóxi AR-300.....	32
Tabela 3.2 - Fatores e níveis do planejamento experimental realizado.	34
Tabela 4.1 - Constantes do modelo de compactação de Steenkamer determinadas experimentalmente.....	46
Tabela 4.2 - Placas processadas.	48
Tabela 4.3 - Distância da borda à região com coloração mais escura para cada placa processada.....	52
Tabela 4.4 - Frações volumétricas de fibras, resina e vazios de amostras da placa 10.....	58
Tabela 4.5 - Placas processadas conforme planejamento experimental.	59
Tabela 4.6 - Espessuras e frações volumétricas estimadas das placas submetidas aos ensaios mecânicos.....	65
Tabela 4.7 - Resultados dos ensaios de tração.	66
Tabela 4.8 - Análise de variância para resistência à tração.	67
Tabela 4.9 - Análise de variância para módulo de elasticidade em tração.	69
Tabela 4.10 - Resultados dos ensaios de flexão.....	72
Tabela 4.11 - Análise de variância para resistência à flexão.	73
Tabela 4.12 - Análise de variância para módulo de elasticidade em flexão.....	75
Tabela 4.13 - Resultados do ensaio balístico.....	77
Tabela 4.14 - Resultados da análise de imagem.	79

1 Introdução

Os compósitos de matriz polimérica foram, inicialmente, comercializados na década de 50 e, desde então, suas aplicações estão em constante crescimento [1]. Os primeiros usuários foram as indústrias aeroespacial, marítima e de defesa. Com os avanços das técnicas de processamento e o decréscimo dos custos dos materiais, sua utilização ampliou-se para as indústrias automobilística e esportiva [2, 3].

Atualmente, a elevada demanda desses materiais e a regulamentação das leis ambientais tornaram indispensável o desenvolvimento de técnicas de processamento menos poluente e com um custo mais acessível [4, 5]. Técnicas mais tradicionais, como a laminação manual assistida por autoclave, não satisfazem ambos os requisitos. Assim, novos processos, como a moldagem por transferência de resina, ou RTM (“resin transfer molding”), estão em constante desenvolvimento. A técnica de processamento por RTM envolve, basicamente, o movimento da resina em uma pré-forma, para que essa seja completamente preenchida formando um material compósito.

Existem diversas variações da técnica de processamento por RTM. Essas variações são conhecidas como processos tipo RTM [6]. Uma das variações é a tecnologia patenteada por Seemann e conhecida como processo de moldagem de compósito por infusão de resina de Seemann, ou SCRIMP (“Seemann composite resin infusion molding process”). Essa técnica permite o processamento de peças com repetibilidade, sem vazios, com alta fração volumétrica de fibras, alta resistência específica e com baixa emissão de voláteis, o que deixa o processo menos nocivo ao ambiente. Essas vantagens tornam a técnica de processamento por SCRIMP promissora na fabricação de materiais compósitos em larga escala com baixos custos [6]. Por esse motivo, ela vem sendo utilizada na produção de iates, carcaças de ônibus, piscinas, projetos de engenharia civil e sistemas de blindagem balística [5].

No sentido de contribuir com a literatura, particularmente a nacional, o presente trabalho visa estudar a técnica de processamento por SCRIMP através da produção de placas compósitas, cujas propriedades sejam adequadas para aplicações em blindagens balísticas. Foram processadas placas variando o tipo de pré-forma e o número de camadas.

2 Revisão bibliográfica

2.1 Processamento por RTM

A moldagem por transferência de resina, ou RTM (“resin transfer molding”), é realizada para o processamento de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados por fibras para aplicações de alta performance nas indústrias aeroespacial, automotiva, biomédica e esportiva [7].

Um processamento típico de RTM pode ser dividido em cinco etapas, conforme esquematizado na Figura 2.1. Inicialmente, a pré-forma é preparada e posicionada no molde. O molde é, então, fechado e a pré-forma é comprimida. Em seguida, a resina é injetada no molde e as fibras são impregnadas. Finalmente, depois da cura da resina, o molde é aberto e a peça retirada. O molde de RTM deve possuir pelo menos uma entrada para injeção da resina e uma saída para permitir, durante a injeção da resina, a saída do ar de dentro do molde. Em peças grandes, é comum a presença de várias entradas e saídas.

O tempo do ciclo de produção de peças por RTM, geralmente, é baixo. A maioria varia de 5 minutos a menos que 1 hora. Peças maiores, como estruturas marítimas, podem ter ciclos de produção na faixa de 2 a 8 horas [6].

A pressão de injeção é baixa, geralmente entre 207 e 689 kPa. Se a pressão for muito alta, a pré-forma pode ser deslocada da sua posição original e podem ocorrer danos ao molde. Se a pressão for muito baixa, o tempo do ciclo de produção será elevado e a resina pode curar antes do total preenchimento do molde [6].

A viscosidade da resina deve ser baixa, entre 0,1 e 1 Pa.s. Se a viscosidade da resina for muito alta, a pré-forma pode ser retirada da sua posição original e podem ocorrer falhas de preenchimento do molde. Se a viscosidade da resina for muito baixa, o fluxo passará por toda a pré-forma, mas a resina não molhará os fios individualmente [6].

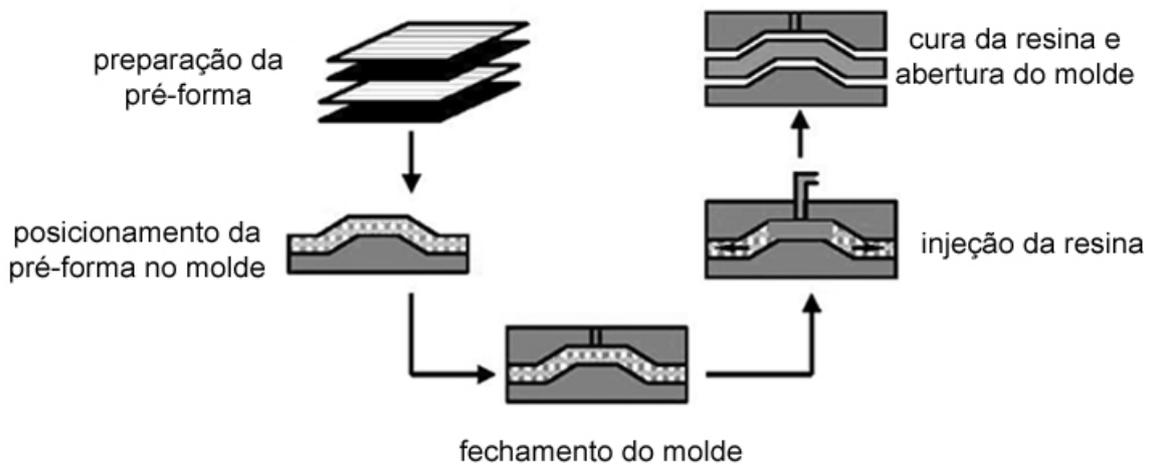


Figura 2.1 - Esquema do processamento por RTM [8].

Existem diversas variações desse tipo de processamento. Essencialmente, todas envolvem o movimento da resina em uma pré-forma para que essa seja completamente saturada formando um material compósito. Essas variações são conhecidas como processos tipo RTM. Uma delas é o processamento por RTM assistido a vácuo, ou VARTM (“vacuum assisted RTM”). Nesse caso, uma bomba de vácuo é conectada à saída, gerando um maior gradiente de pressão e retirando bolhas da pré-forma. A pressão de vácuo utilizada, geralmente, está na faixa de 34 a 95 kPa [6].

Em alguns casos, a resina pode ser aquecida antes do início do processamento para reduzir sua viscosidade, e, conseqüentemente, a pressão de injeção. O molde também pode ser aquecido durante o processamento para reduzir o tempo de cura.

O molde deve manter a integridade mecânica nas condições térmicas, químicas e de pressão necessárias para a produção da peça. Também deve manter a estabilidade dimensional e permanecer dentro da tolerância especificada. Os materiais tipicamente utilizados para o molde são: metais e compósitos poliméricos. A escolha do material depende do desempenho desejado e da durabilidade necessária para

atingir, economicamente, uma determinada produção. Para produção de peças a altas temperaturas ou para elevado volume de produção, são utilizados moldes metálicos. Enquanto para a produção de peças à temperatura ambiente ou para baixo volume de produção, são utilizados moldes de compósitos de fibra de vidro e epóxi, devido ao baixo custo e à facilidade de fabricação [9].

A principal vantagem do processamento por RTM é a possibilidade de automatização do processo e a capacidade de produzir peças grandes e complexas, sem a necessidade de adesão de partes menores. Além disso, o tempo do ciclo de produção é pequeno se comparado com o processamento por laminação manual. As peças produzidas possuem bom acabamento superficial e boa tolerância dimensional [1].

A principal desvantagem do processamento por RTM é a dificuldade de projetar moldes, isso ocorre porque a determinação adequada das posições das entradas e saídas é essencial para prevenção de falhas de preenchimento. Outra desvantagem é a baixa fração volumétrica de fibras comparadas com peças produzidas em autoclave. Também existe a possibilidade de deslocamento da pré-forma durante a injeção da resina [1].

2.2 Processo de moldagem de compósito por infusão de resina de Seemann (SCRIMP)

Outra variação do processamento por RTM é o processo de moldagem de compósito por infusão de resina de Seemann, ou SCRIMP (“Seemann composite resin infusion molding process”) esquematizado na Figura 2.2. Essa técnica foi desenvolvida e patenteada por William Seemann [10, 11], e utiliza somente a pressão de vácuo para infusão da resina. Diferente do processamento por RTM e por VARTM, que é realizado com molde de dois lados, essa técnica utiliza apenas molde de um lado.

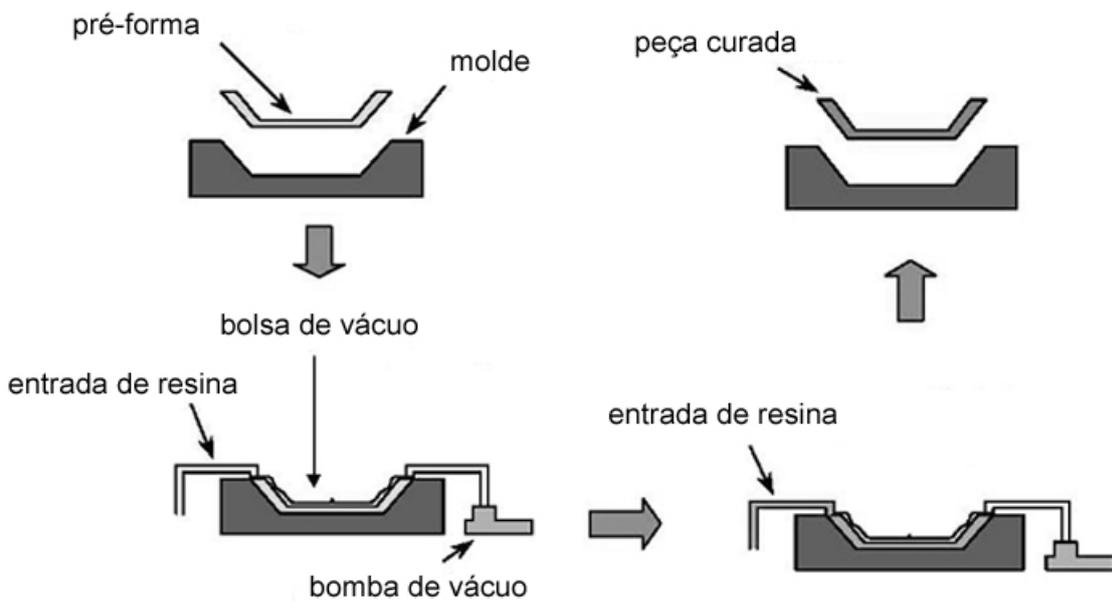


Figura 2.2 - Esquema do processamento por SCRIMP [8].

A Figura 2.3 mostra um esquema da montagem para processamento por SCRIMP. A pré-forma é posicionada no molde previamente recoberto por um agente desmoldante. Acima da pré-forma, coloca-se uma camada de um material fino e poroso (“peel ply”) que não adere à resina, para facilitar a desmoldagem da peça após o processamento. Em seguida, coloca-se um meio distribuidor, ou seja, um material de alta permeabilidade que aumenta a velocidade do fluxo de resina através da superfície e, simultaneamente, permite o fluxo na direção transversal da pré-forma. Por último, coloca-se a bolsa de vácuo que é selada com fita adesiva [3].

Pelo menos duas mangueiras são posicionadas entre o molde e a bolsa de vácuo. Uma é conectada à bomba de vácuo e a outra é posicionada no recipiente que contém a resina.

Quando a pressão de vácuo é aplicada, a pré-forma é compactada e um gradiente de pressão é produzido no interior do sistema, permitindo, assim, a infusão da resina.

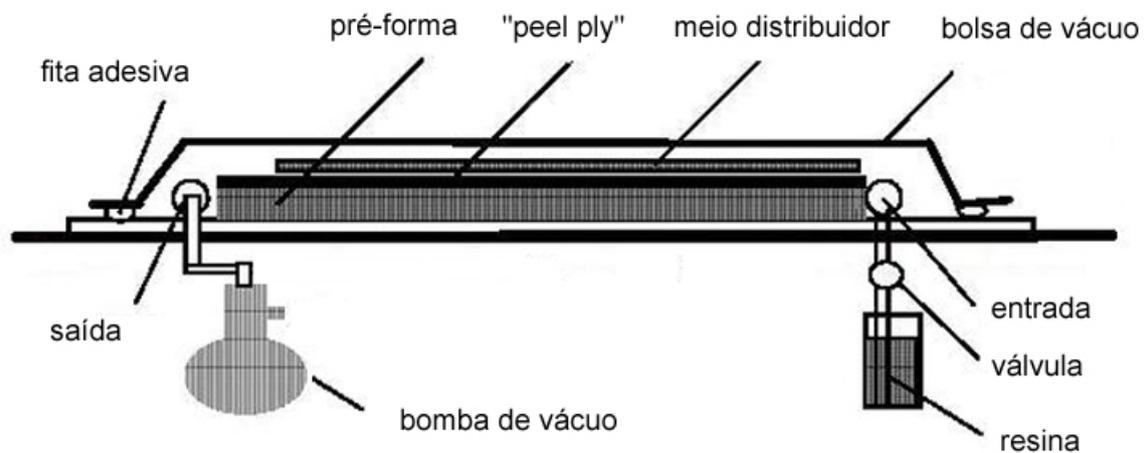


Figura 2.3 - Esquema da montagem para processamento por SCRIMP [12].

A pressão de injeção é igual à pressão atmosférica e a pressão de vácuo é limitada pela pressão de vapor das substâncias voláteis da resina utilizada. No caso da resina éster-vinílica a pressão de vapor é limitada pela pressão de vapor do estireno que é igual a 10 kPa a 40°C [11].

A principal vantagem do processamento por SCRIMP, comparado com o processamento por RTM, é a necessidade de apenas um lado do molde, o que possibilita um baixo investimento inicial. As peças processadas por SCRIMP possuem boa qualidade e alta fração volumétrica de fibras. Outra vantagem é a baixa emissão de voláteis durante o processamento.

A desvantagem dessa técnica é a dificuldade de automatização. Além disso, o lado da peça moldado pela bolsa de vácuo não tem bom acabamento superficial, e a espessura da peça não é constante devido à compactação não-uniforme da pré-forma.

Recentemente, HEIDER *et al.* [13] obtiveram melhor qualidade superficial com a adição de uma placa semi-rígida sob a bolsa de vácuo. AMOUROUX [14] aumentou a repetibilidade e reduziu o gradiente da espessura com a utilização de uma membrana permeável ao ar, mas impermeável à resina.

2.3 Modelagem dos processos tipo RTM

2.3.1 Lei de Darcy

A lei de Darcy é comumente utilizada para modelar um fluxo através de um meio poroso. Ela foi determinada, no meio do século XIX, pelo cientista francês Henry Philibert Gaspard Darcy, enquanto estudava o fluxo de água através de uma camada porosa de areia [apud15]. Essa lei pode ser utilizada para descrever o fluxo através de uma pré-forma em processamento por RTM, pois para a maioria desses processos o número de Reynolds é menor do que um [16]. A lei de Darcy relaciona a velocidade do fluido ao gradiente de pressão aplicado:

$$\vec{v} = -\frac{[K]}{\eta} \nabla P, \quad (2.1)$$

onde \vec{v} é o vetor velocidade da resina, η é a viscosidade da resina, $[K]$ é o tensor permeabilidade e ∇P é o gradiente de pressão.

O tensor permeabilidade consiste de nove componentes no sistema de coordenadas cartesianas para um meio tridimensional anisotrópico:

$$[K] = \begin{bmatrix} K_{xx} & K_{xy} & K_{xz} \\ K_{yx} & K_{yy} & K_{yz} \\ K_{zx} & K_{zy} & K_{zz} \end{bmatrix}. \quad (2.2)$$

Uma pré-forma de fibras pode ser considerada como um meio ortotrópico com três eixos perpendiculares principais 1, 2 e 3. Nesse caso, o tensor da equação 2.2 pode ser representado em função dos três principais valores de permeabilidade (K_{11} , K_{22} , K_{33}), ao longo dos três principais eixos do material pela seguinte transformação [17]:

$$\begin{bmatrix} K_{xx} & K_{xy} & K_{xz} \\ K_{yx} & K_{yy} & K_{yz} \\ K_{zx} & K_{zy} & K_{zz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} l_{x1} & l_{y1} & l_{z1} \\ l_{x2} & l_{y2} & l_{z2} \\ l_{x3} & l_{y3} & l_{z3} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_{11} & 0 & 0 \\ 0 & K_{22} & 0 \\ 0 & 0 & K_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} l_{x1} & l_{x2} & l_{x3} \\ l_{y1} & l_{y2} & l_{y3} \\ l_{z1} & l_{z2} & l_{z3} \end{bmatrix}, \quad (2.3)$$

onde l_{ij} são os cossenos diretores das coordenadas dos eixos x, y e z em relação aos eixos principais 1, 2 e 3.

2.3.2 Macro e micro-fluxo

A impregnação da pré-forma pela resina ocorre de duas maneiras: macro e micro-fluxo.

O macro-fluxo consiste na impregnação entre fios. Enquanto o micro-fluxo consiste na impregnação dentro dos fios. Considera-se que o fio é um conjunto de filamentos ou fibras.

A pré-forma pode conter fios orientados em várias direções, e o fluxo pode ocorrer em diversas direções em relação aos fios. Serão apresentados modelos para o fluxo perpendicular e paralelo aos fios.

De acordo com o modelo de fluxo perpendicular ao fio estudado por PARNAS *et al.* [18], quando a frente de fluxo encontra o fio, ela o circunda, aprisionando uma bolha de ar. Depois que a frente circunda e passa o fio, esse é lentamente impregnado. A bolha de ar aprisionada se divide e é facilmente transportada com o fluxo de resina [19]. Esse mecanismo está esquematizado na Figura 2.4. Isso ocorre porque o espaço intersticial dentro do fio (l) é muito menor que o espaço entre os fios (L), conforme mostra a Figura 2.5.

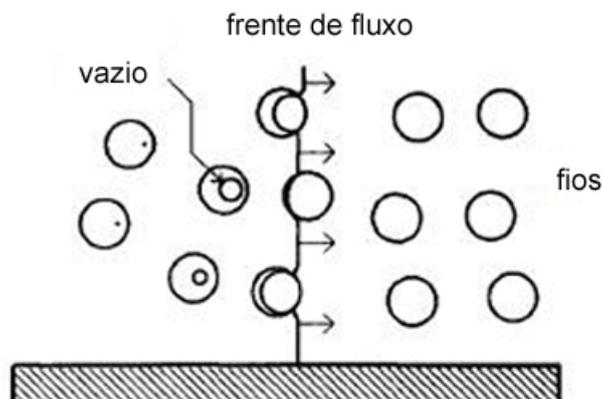


Figura 2.4 - Modelo de fluxo perpendicular ao fio [18].

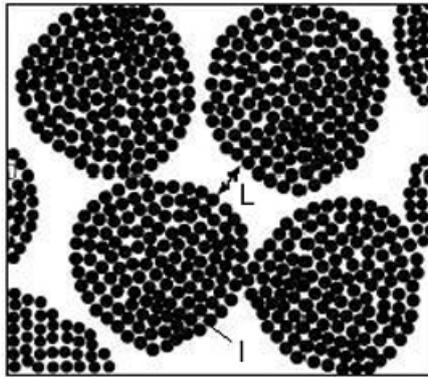


Figura 2.5 - Vista transversal da pré-forma [19].

No caso de fluxo paralelo ao fio, a frente de fluxo fica atrasada dentro do fio em relação à frente de fluxo entre os fios devido à baixa permeabilidade do fio [18]. A Figura 2.6 ilustra a forma da frente de fluxo.

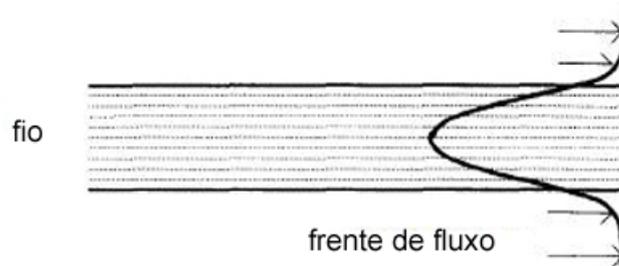


Figura 2.6 - Modelo de fluxo paralelo ao fio [18].

2.3.3 Pressão capilar

A forma da frente de fluxo também é influenciada pela pressão capilar, que é gerada pela diferença de tensão superficial entre a resina e o meio (ar). A pressão capilar é desprezível na região já preenchida pela resina, sendo considerada apenas na frente de fluxo. A velocidade de fluxo gerada pela pressão capilar pode ser maior do que a velocidade de fluxo gerada pela pressão hidrostática [20].

2.3.4 Aspectos gerais do processamento por RTM

No processamento por RTM, a resina é injetada sob pressão em um molde rígido contendo a pré-forma de fibras. Considerando que o molde seja suficientemente rígido para resistir a pressão da resina e da pré-forma, as variações dimensionais da pré-forma serão desprezíveis, ou seja, a permeabilidade e a fração volumétrica de fibras serão constantes durante o processamento. Nesse caso, pode-se considerar o fluido incompressível [17, 21], e tem-se que:

$$\nabla \vec{v} = 0. \quad (2.4)$$

Substituindo na equação da lei de Darcy, obtém-se que:

$$\nabla \left(\frac{[K]}{\eta} \nabla P \right) = 0. \quad (2.5)$$

A distribuição de pressão da resina depende do tipo de fluxo. Considerando a pressão na frente de fluxo igual à pressão atmosférica (pressão na saída), para o fluxo unidimensional a distribuição de pressão relativa em uma dada posição da frente de fluxo é expressa por [22]:

$$P(\chi) = P_o \frac{\chi_f - \chi}{\chi_f - r_o}. \quad (2.6)$$

Para o fluxo radial bidimensional tem-se:

$$P(\chi) = P_o \frac{\ln(\chi/\chi_f)}{\ln(r_o/\chi_f)}. \quad (2.7)$$

E para o fluxo esférico tridimensional tem-se:

$$P(\chi) = P_o \frac{\chi_f r_o}{\chi_f - r_o} \left(\frac{1}{\chi} - \frac{1}{\chi_f} \right), \quad (2.8)$$

onde P_o é a pressão relativa na entrada de resina, r_o é o raio da entrada de resina e χ_f é a posição da frente de fluxo.

A Figura 2.7 mostra a distribuição de pressão para uma certa posição de frente de fluxo e a Figura 2.8 mostra o gradiente de pressão na frente de fluxo. O pequeno

gradiente de pressão e a baixa pressão na frente de fluxo para fluxo tridimensional sugerem que nesse tipo de fluxo a pressão capilar tem maior influência do que para fluxos unidimensional e bidimensional [22].

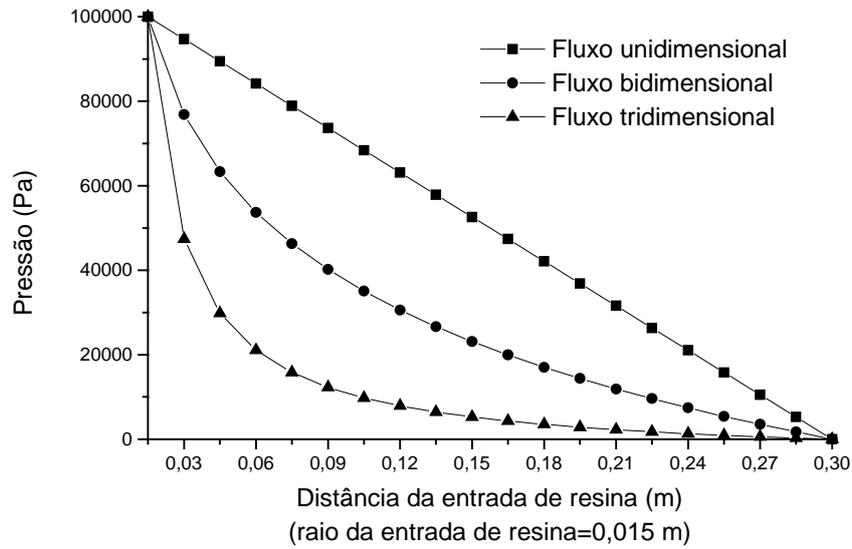


Figura 2.7 - Distribuição de pressão para uma certa posição da frente de fluxo [22].

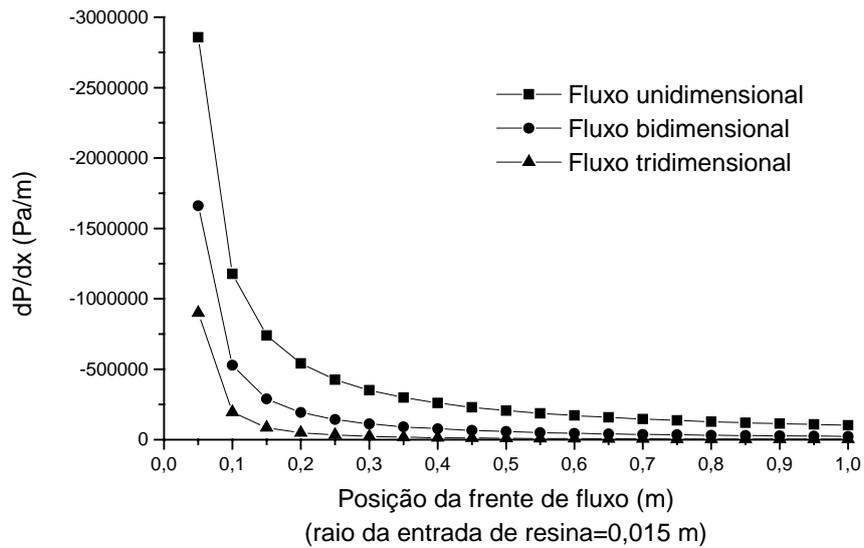


Figura 2.8 - Gradiente de pressão na frente de fluxo [22].

2.3.5 Aspectos gerais do processamento por SCRIMP

No processamento por SCRIMP um dos lados do molde é flexível, permitindo a expansão da pré-forma quando a resina entra no molde. Ou seja, a distribuição de pressão entre a pré-forma e a resina varia dinamicamente porque a pressão total deve ser igual à pressão atmosférica [23]. Esse comportamento está esquematizado na Figura 2.9.

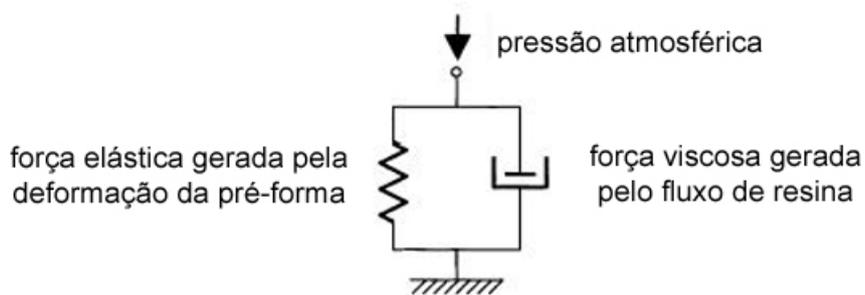


Figura 2.9 - Distribuição de pressão entre a pré-forma e a resina no processamento por SCRIMP [24].

A pressão de compactação da fibra é definida como:

$$P_c = P_{atm} - P_{resina} \quad (2.9)$$

onde P_c é a pressão de compactação, P_{atm} é a pressão atmosférica e P_{resina} é a pressão da resina.

A variação da compactação resulta em variação na fração volumétrica de fibras, na permeabilidade da pré-forma e na espessura, conforme mostra a Figura 2.10. Porém, a permanência da evacuação após o completo preenchimento do molde pode uniformizar a espessura através da retirada do excesso de resina [24].

A modelagem do processamento por SCRIMP é semelhante a do processamento por RTM. Porém, alguns aspectos devem ser considerados na modelagem do processamento por SCRIMP: a influência da pressão da resina na

fração volumétrica de fibras, o efeito da variação da fração volumétrica de fibras na permeabilidade da pré-forma e a influência da compactação no fluxo e na espessura da pré-forma [23].

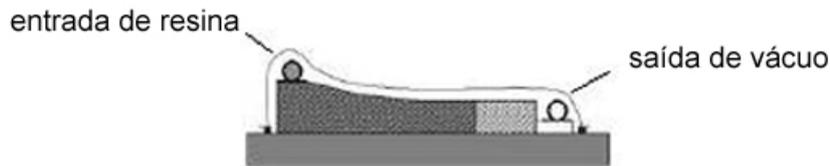


Figura 2.10 - Variação da espessura da peça no processamento por SCRIMP.

A equação que descreve a combinação do balanço de massa e momento entre a resina e as fibras é dada por [21, 24, 25]:

$$-\frac{1}{V_f} \frac{\partial V_f}{\partial t} - \frac{1}{V_f} \frac{\partial V_f}{\partial x_i} v_i^f = -\frac{\partial}{\partial x_i} \left(\frac{K_{ij}}{\eta} \frac{\partial P}{\partial x_j} \right), \quad (2.10)$$

onde V_f é a fração volumétrica de fibras; v_i^f é a velocidade das fibras devido à deformação da pré-forma e ao deslocamento gerado com a entrada da resina; e K_{ij} é o tensor permeabilidade da pré-forma.

No processamento por SCRIMP, o fluxo de resina ocorre em duas regiões: a região com o meio distribuidor e a região com fibras. O processo é dominado pela infusão da resina da região com meio distribuidor para a pré-forma. Portanto, o fluxo transversal deve ser considerado na modelagem [26, 27].

2.3.6 Permeabilidade da pré-forma

A permeabilidade indica a facilidade com que o fluido passa através dos poros existentes na pré-forma de fibras. Ela é determinada apenas pelo tamanho, forma e orientação dos poros no meio poroso, não dependendo das propriedades do fluido [28].

Para determinação da permeabilidade, é utilizada a técnica de processamento por RTM. A utilização da técnica de processamento por SCRIMP implicaria na aplicação de modelos mais complexos e cálculos mais complicados devido às variações das propriedades da pré-forma que ocorrem durante o processo.

A forma mais simples para determinação da permeabilidade é utilizando-se um fluxo unidimensional [28, 29].

Para o fluxo unidimensional, a lei de Darcy pode ser reescrita da seguinte forma:

$$\frac{Q}{A} = -\frac{K \Delta P}{\eta \Delta L}, \quad (2.11)$$

onde Q é a vazão volumétrica, A é a área da seção transversal do fluido, $\frac{\Delta P}{\Delta L}$ é o gradiente de pressão e ΔL é o comprimento do molde.

Se a lei de Darcy for válida, tem-se que:

$$\frac{Q}{\Delta P} = -\frac{K A}{\eta \Delta L} = \text{constante}. \quad (2.12)$$

Ou seja, Q e ΔP estão relacionados linearmente, conforme mostra a Figura 2.11 (deve-se observar que foram utilizados dois sistemas de unidades distintos). A permeabilidade pode ser determinada pela inclinação da curva, pois A, η e ΔL são conhecidos.

Essa medida pode ser realizada em um molde cuja região de entrada apresente a forma triangular, conforme mostra a Figura 2.12, para que o fluxo forme uma frente plana. Além disso, a espessura da pré-forma deve ser pequena para que o fluxo na direção transversal possa ser desprezado.

Esse método pode ser utilizado para determinação da permeabilidade nas três direções principais da pré-forma, sendo necessário posicionar a pré-forma de forma que o fluxo esteja na direção em que se deseja medir a permeabilidade. A Figura 2.13

mostra um esquema de fluxo para determinação da permeabilidade transversal à pré-forma.

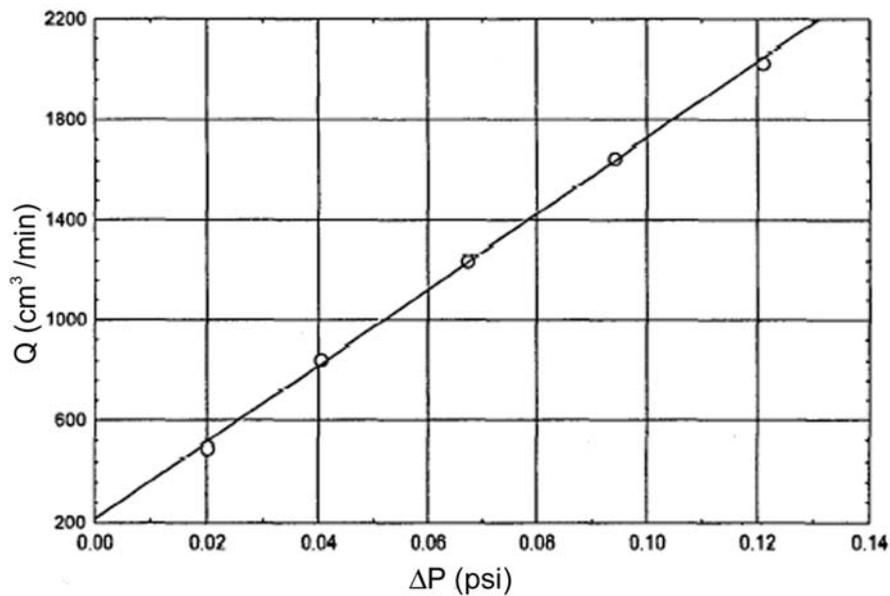


Figura 2.11 - Relação entre Q e ΔP para um fluxo unidimensional a vazão constante obtida com a pré-forma de um tecido de fibra de vidro tipo E com fração volumétrica de fibras de 50% em fluxo unidimensional [28].

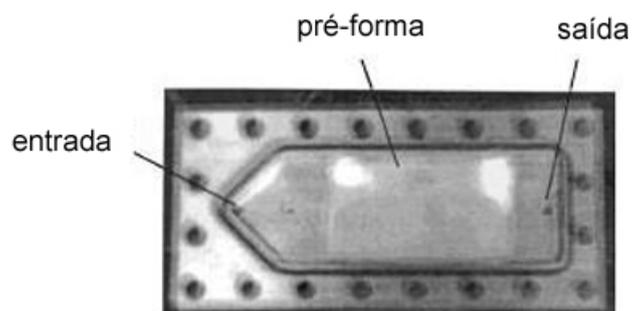


Figura 2.12 - Vista superior do molde para determinação da permeabilidade em fluxo unidimensional [20].

A desvantagem desse método é a necessidade de realização de pelo menos três experimentos para determinação do tensor permeabilidade em materiais ortotrópicos.

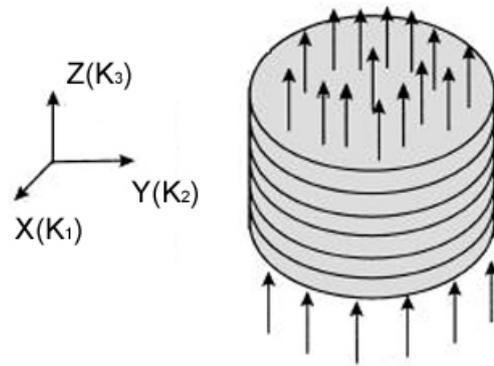


Figura 2.13 - Esquema de fluxo para determinação da permeabilidade transversal [20].

Outro método para determinação da permeabilidade é a utilização do fluxo radial bidimensional. A Figura 2.14 mostra um esquema de montagem para determinação da permeabilidade utilizando esse tipo de fluxo. Para se obter o fluxo bidimensional, a porta de entrada de resina é posicionada no centro do molde. Com isso, a frente de fluxo adquire uma forma elipsoidal, podendo ser determinada por filmagem [30, 31] ou pela utilização de sensores [32].

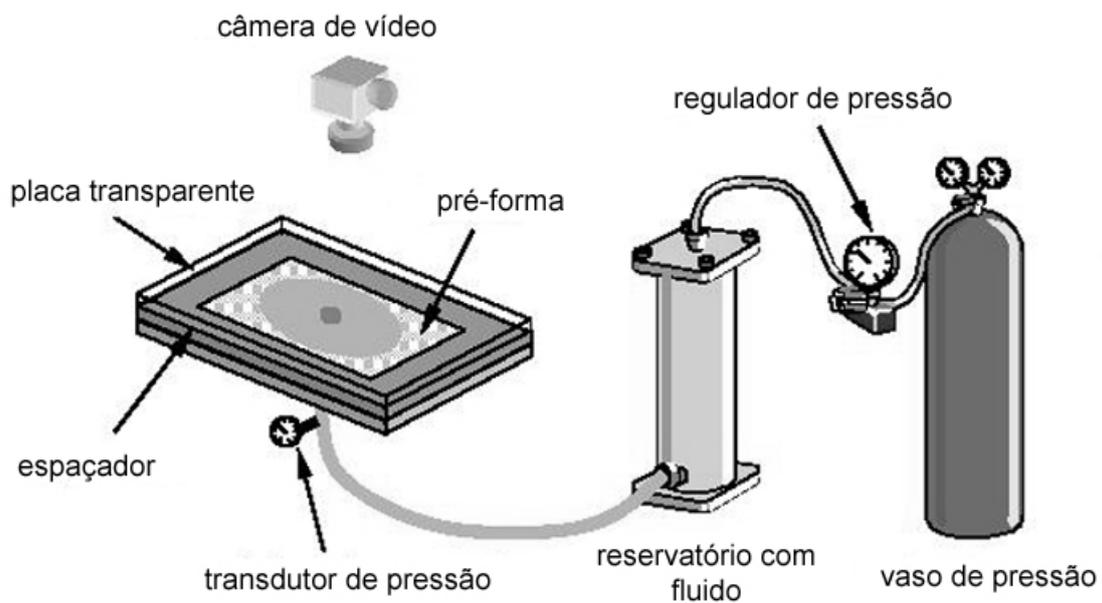


Figura 2.14 - Esquema de montagem para determinação da permeabilidade utilizando fluxo bidimensional [17].

O cálculo para a determinação da permeabilidade no plano pode ser realizado pelo método descrito a seguir, considerando-se que os eixos maior e menor da elipse estão na direção dos eixos principais da pré-forma [33, 34].

Se a pressão de entrada do fluido for mantida constante, a frente de fluxo obedece a seguinte equação:

$$\zeta^2(2\ln\zeta - 1) + 1 = \phi, \quad (2.13)$$

com

$$\zeta = \frac{r_f}{r_0}, \quad (2.14)$$

onde r_f é a posição efetiva da frente de fluxo, que é igual a $\sqrt{r_1 r_2}$, sendo r_1 e r_2 os eixos maior e menor da elipse; r_0 é o raio da entrada de resina; e

$$\phi = \frac{4K_f \Delta P t}{\varepsilon \eta r_0^2}, \quad (2.15)$$

onde K_f é a permeabilidade efetiva, que é igual a $\sqrt{K_{11} K_{22}}$, sendo K_{11} e K_{22} as permeabilidades nos dois eixos principais; ε é a porosidade que é igual a $(1-V_f)$, sendo V_f a fração volumétrica de fibras; η é a viscosidade do fluido; t é o tempo; e ΔP é a diferença de pressão.

Também, é possível relacionar a permeabilidade com os eixos da elipse:

$$\frac{K_{11}}{K_{22}} = \frac{r_1^2}{r_2^2}, \quad (2.16)$$

Combinando as equações 2.14 - 2.16, obtém-se:

$$K_{11} = \frac{\eta \varepsilon r_0^2 (\text{inclinação}_2)}{4\Delta P (\text{inclinação}_1)}, \quad (2.17)$$

onde inclinação_1 é o coeficiente angular da curva de regressão passando pela origem do gráfico de r_2 versus r_1 ; e inclinação_2 é o coeficiente angular da curva de regressão passando pela origem do gráfico de ζ versus ϕ . Com a determinação de K_{11} , pode-se determinar K_{22} pela equação 2.16. Esse método permite determinar a

permeabilidade no plano, sendo necessário realizar outro experimento para determinação da permeabilidade transversal.

Outra forma de determinação da permeabilidade é utilizando-se o fluxo esférico tridimensional. Nesse caso, são utilizadas pré-formas espessas e a determinação da frente de fluxo é realizada por sensores [22] ou por filmagem dos dois lados do molde [35, 36].

Diversos modelos foram propostos para descrever uma relação entre permeabilidade e fração volumétrica de fibras. O mais simples é o modelo de Kozeny-Carman que é expresso por [17, 23, 24]:

$$K_{ij} = k_{ij} \frac{(1 - V_f)^3}{V_f^2}, \quad (2.18)$$

onde K_{ij} é a permeabilidade, V_f é a fração volumétrica de fibras e k_{ij} é a constante de Kozeny, que é uma constante empírica e depende da pré-forma.

2.3.7 Compressibilidade da pré-forma

A compactação da pré-forma causa uma deformação das fibras e uma acomodação das camadas do tecido, gerando uma maior fração volumétrica de fibras.

A Figura 2.15 mostra uma curva típica de compressibilidade. Inicialmente, ocorre a deformação por flexão das fibras, regime Hookeano. No regime não-Hookeano, as fibras são reorientadas e alongadas; e os fios deformam, alterando a forma da seção transversal de circular para elíptica [7, 37].

Steenkamer [7] desenvolveu um modelo semi-empírico de compactação de tecidos com base na elasticidade da mola. O modelo é considerado semi-empírico devido à presença de parâmetros ajustáveis como, a constante elástica e as frações volumétricas de fibras inicial (V_o), máxima (V_∞) e de transição (V_c).

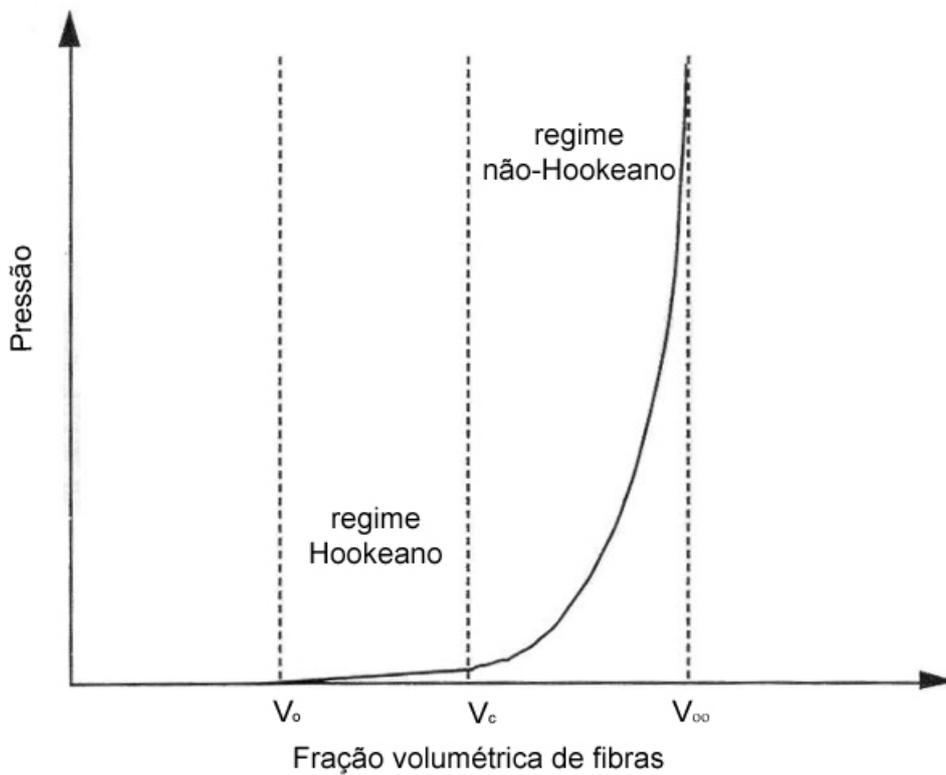


Figura 2.15 - Curva de compressibilidade [7].

Segundo esse modelo, na porção inicial do processo de compactação (ou seja, baixa fração volumétrica de fibras), a compressibilidade do tecido pode ser descrita pela lei de Hooke:

$$P = K_H (V_f - V_o), \quad (2.19)$$

onde K_H é a constante elástica e V_f é a fração volumétrica de fibras sob pressão, P .

Já no regime não-Hookeano, a pressão de compactação é dada por:

$$P = K_{NH} (V_f - V_o), \quad (2.20)$$

onde a constante elástica do regime não-Hookeano é expressa por:

$$K_{NH} = K_H \left(\frac{\frac{1}{V_o} - \frac{1}{V_f}}{\frac{1}{V_f} - \frac{1}{V_{\infty}}} \right). \quad (2.21)$$

2.4 Materiais comumente utilizados nos processos tipo RTM

Os compósitos de matriz polimérica consistem, basicamente, de uma matriz de resina e um reforço de fibras. Os processos tipo RTM (como por exemplo, a técnica de processamento por SCRIMP) têm a vantagem de poder incluir outros tipos de materiais na estrutura compósita, como, por exemplo, insertos metálicos, cerâmicos, espumas, borrachas etc. A seguir, serão descritos os principais tipos de pré-forma e de resina utilizados nesses processos.

2.4.1 Pré-forma

As pré-formas são formadas, basicamente, por reforço de fibras e servem como esqueleto da peça a ser processada. As pré-formas para processos tipo RTM podem ser formadas por diferentes tipos de fibras e diferentes arquiteturas.

2.4.1.1 Tipos de tecidos

A maioria dos compósitos são reforçados por tecidos. Os principais tipos de tecidos são: as telas, as sarjas e os cetins. A diferença entre os mesmos está no entrelaçamento, conforme mostrado na Figura 2.16.

Nas telas, um fio do urdume passa sobre um fio da trama e depois sob o fio seguinte da trama. São os mais estáveis dentre os tipos de tecidos, ou seja, mais resistentes à distorção, porém têm dificuldade de tomar formas complexas.

Nas sarjas, um ou mais fios do urdume passam sobre pelo menos dois fios consecutivos da trama. Esse tipo de tecido apresenta um desenho característico na diagonal, conhecido como linhas da sarja. As sarjas são relativamente estáveis, têm mais facilidade de tomar formas complexas e são mais eficientes estruturalmente que as telas.

Nos cetins, um fio de urdume passa sobre três ou mais fios da trama e depois sob um fio da trama. Os cetins são mais eficientes estruturalmente e apresentam

maior capacidade de tomar formas complexas se comparado com as telas e as sarjas [38].

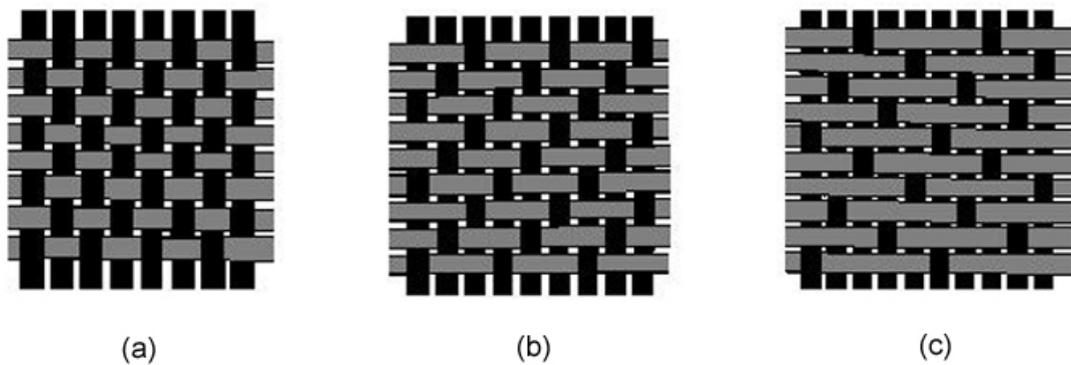


Figura 2.16 - Tipos de tecidos: (a) tela, (b) sarja e (c) cetim.

2.4.1.2 Tipos de fibras

Os tipos de fibras mais utilizados são: as fibras de vidro e as fibras de aramida.

As fibras de vidro possuem uma estrutura amorfa, são compostas basicamente por sílica e contém diversos outros óxidos como, por exemplo, óxidos de cálcio, de boro, de sódio, de alumínio e de ferro [39].

As fibras de vidro são produzidas com diferentes composições químicas e, conseqüentemente, possuem diferentes propriedades mecânicas e químicas. As mais comuns são as tipo E, tipo C e tipo S, sendo a grande maioria da produção de fibras do tipo E.

As fibras de vidro tipo E são bons isolante elétricos e apresentam alta resistência mecânica e módulo de elasticidade moderado. As tipo C apresentam boa resistência à corrosão. E as tipo S possuem alta composição de sílica e apresentam melhores propriedades mecânicas e resistência térmica se comparadas com os outros tipos de fibra de vidro [40].

As fibras de aramida são uma classe de fibras orgânicas sintéticas chamadas fibras de poliamida aromática. A aramida é formada por unidades aromáticas com

substituição na posição para, ou seja, com substituintes em posições opostas em relação ao anel aromático. A estrutura aromática é responsável pela alta estabilidade térmica, enquanto a configuração gera uma cadeia rígida com alta resistência mecânica e alto módulo de elasticidade [41]. Suas cadeias poliméricas são altamente orientadas na direção do eixo das fibras, resultando em alto módulo de elasticidade longitudinal. As ligações covalentes fortes na direção das fibras e as ligações de hidrogênio fracas na direção transversal resultam em propriedades altamente anisotrópicas. As fibras de aramida estão disponíveis em diferentes propriedades [39].

2.4.1.3 Costura através da espessura

Compósitos reforçados por camadas de fibras com arquitetura bidimensional possuem baixas propriedades mecânicas na direção da espessura. Um problema comum nesse tipo de compósito é o alto nível de danos por delaminação que ocorre quando são impactados por objetos ou projetis devido à sua baixa resistência à fratura interlaminar. Esses danos podem reduzir as propriedades mecânicas residuais no plano.

As principais razões para a utilização da costura na pré-forma são: facilidade do manuseio durante o ciclo de produção; aumento da resistência no plano e na direção da espessura; e aumento da tenacidade à fratura interlaminar e da tolerância a danos causados por impacto.

O efeito da costura através da espessura nas propriedades no plano depende do tipo de compósito, das características da costura e das condições de carregamento. O material do fio deve ser extensível e resistente à abrasão para não romper. Geralmente, são utilizados fios feitos de carbono, vidro ou aramida. As propriedades no plano podem aumentar, reduzir ou permanecer inalteradas com a adição da costura [42].

Um problema que ocorre com a costura é a presença de danos localizados nos locais onde a agulha perfura o material. Os danos incluem quebra das fibras e

desalinhamento das fibras que são forçadas a se espalhar em torno do ponto. Esse espalhamento gera regiões com poucas fibras. Essas regiões serão preenchidas durante o processamento, resultando em regiões ricas em resina [43].

A permeabilidade na direção da espessura é altamente influenciada pela densidade de pontos. Isso ocorre porque os pontos criam poros que permitem a passagem do fluxo. Assim, quanto maior a densidade de pontos, maior a permeabilidade na direção da espessura [44].

Na indústria têxtil existe uma grande variedade de geometrias de pontos. Os três tipos de pontos mais comuns são: ponto “lock”, ponto “lock” modificado e ponto “chain”. O ponto “lock” (Figura 2.17a) requer que ambos os lados da peça sejam acessíveis. A volta do fio é, geralmente, posicionada no centro da seção transversal, podendo gerar concentração de tensão interna. Por isso, para aplicações estruturais, a volta pode ser deslocada para a superfície da peça. Nesse caso, o ponto é chamado de “lock” modificado (Figura 2.17b). O ponto “chain” (Figura 2.17c) exige acessibilidade em apenas um dos lados, o que torna a costura mais versátil [3].

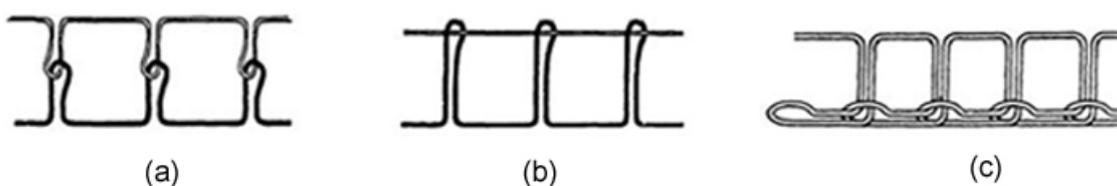


Figura 2.17 - Tipos de pontos: (a) ponto “lock”, (b) ponto “lock” modificado e (c) ponto “chain”.

2.4.2 Resina

2.4.2.1 Resina epóxi

As resinas epóxi são amplamente utilizadas em compósitos de alta performance para as indústrias aeronáutica e aeroespacial.

As resinas epóxi são caracterizadas pela presença de anéis epoxídicos, que são grupos constituídos por um átomo de oxigênio ligado a dois átomos de carbono, formando uma estrutura cíclica. A Figura 2.18 mostra a estrutura molecular da resina epóxi.

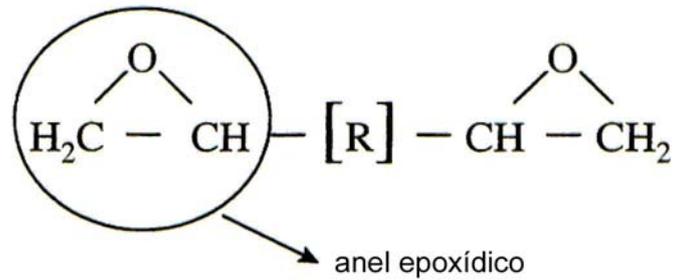


Figura 2.18 - Estrutura molecular da resina epóxi.

Os principais tipos de resinas epóxi encontradas comercialmente são: resina epóxi à base de bisfenol A, resina epóxi à base de bisfenol F, resina epóxi bromada e resina epóxi flexível.

As resinas epóxi à base de bisfenol A (Figura 2.19) são provenientes da reação de epícloridrina e bisfenol A e são as mais utilizadas, devido à versatilidade e ao menor custo.

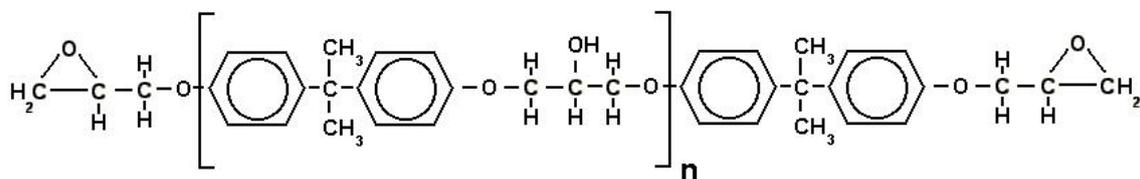


Figura 2.19 - Estrutura molecular da resina epóxi à base de bisfenol A.

As resinas epóxi à base de bisfenol F possuem mais ligações cruzadas e melhor desempenho mecânico, químico e térmico se comparadas com as resinas epóxi à base de bisfenol A.

As resinas epóxi bromadas são à base de epiclorigina, bisfenol A e tetrabromobisfenol A. São resinas anti-chama devido à presença das moléculas de bromo.

As resinas epóxi flexíveis apresentam poliglicóis pouco ramificados no lugar dos bisfenóis. São resinas de baixa reatividade, geralmente utilizadas como flexibilizantes reativos em outras resinas, para conferir maior flexibilidade e, conseqüentemente, melhorar a resistência ao impacto [45].

A resina epóxi é curada pelo mecanismo de reação em etapas, em que os agentes de cura reagem com os anéis epoxídicos. Os principais agentes de cura são: aminas alifáticas, adutos de aminas, poliamidas, aminas cicloalifáticas e anidridos. O tipo de agente de cura influencia as propriedades, o ciclo de cura e a performance da peça final [1].

As aminas alifáticas apresentam baixo custo, baixa viscosidade, boa resistência química e rápida cura à temperatura ambiente. Porém, possuem curto tempo de trabalho e alta toxicidade. Os mais usados são o etileno diamina (EDA), o dietileno triamina (DETA), o trietileno tetramina (TETA) e o tetraetileno pentamina (TEPA).

Os adutos de aminas resultam da mistura de resina epóxi ou diluente reativo com um excesso de amina, formando cadeias maiores e menos voláteis, o que proporciona menor toxicidade.

As poliamidas apresentam as seguintes vantagens: baixa toxicidade, bom poder de adesão, boa flexibilidade, longo tempo de trabalho e boa resistência à água. Suas principais desvantagens são: alta viscosidade, custo elevado, baixa resistência térmica, baixa resistência química e longo tempo de cura.

As aminas cicloalifáticas possuem baixa viscosidade e boa resistência química. A presença de anéis cíclicos proporciona menor volatilidade, maior estabilidade à luz e

menor reatividade. A cura é dificultada devido à baixa reatividade. Outra desvantagem é o alto custo. Uma das mais usadas é a isoforonadiamina (IPDA).

Os anidridos apresentam as seguintes vantagens: longo tempo de trabalho, baixa viscosidade, alta resistência térmica e boa resistência química. As suas desvantagens são: alto custo, necessidade de cura a quente, de pós-cura e de um acelerador. Os mais comuns são o anidrido hexahidroftálico (HHPA), o anidrido tetrahidroftálico (THPA), o anidrido metil nádic (NMA), o anidrido clorêndrico (HET) e o anidrido ftálico (PA) [45].

2.4.2.2 Resina éster-vinílica

As resinas éster-vinílica são derivadas das resinas epóxi pela reação do anel epoxídico com um ácido carboxílico insaturado, como, por exemplo, o ácido acrílico ou o ácido metacrílico [46]. A resina obtida é combinada com um monômero, o estireno, para baixar sua viscosidade. As resinas comerciais, normalmente, possuem de 20 a 50 % de estireno. A Figura 2.20 mostra a estrutura molecular da resina éster-vinílica.

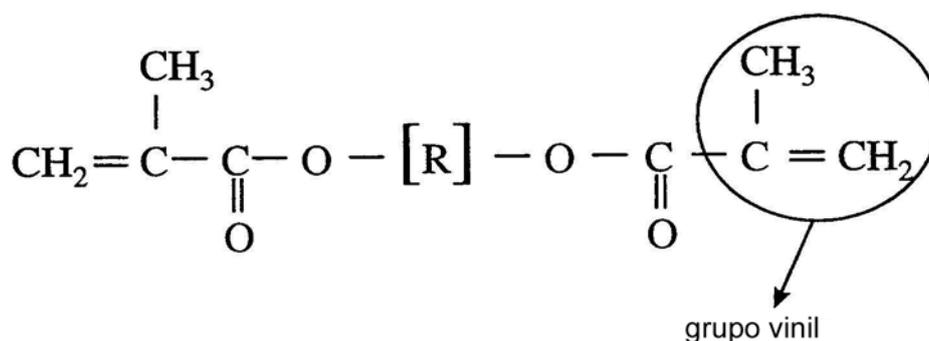


Figura 2.20 - Estrutura molecular da resina éster-vinílica.

A reação de cura consiste em uma poliadição via radical livre em que o estireno é o agente de cura. Para que o processo de cura seja efetivo, é necessária a utilização de aditivos, como iniciadores, aceleradores e promotores. Os iniciadores mais comuns são o peróxido de metil etil cetona (MEKP) e o peróxido de benzoíla (BPO). Os

iniciadores se decompõem e formam os radicais que iniciam a reação. Geralmente, a decomposição é térmica. Porém, a taxa de decomposição pode ser aumentada pela adição de aceleradores ou promotores. Os mais comuns são o dimetilnilina (DMA) e o naftenato de cobalto (NafCo). Também pode-se utilizar inibidores para se obter o tempo de trabalho desejado, principalmente, no processamento de peças grandes [3].

As resinas éster-vinílica combinam as boas propriedades mecânicas das resinas epóxi com a facilidade de processamento das resinas poliésteres [1].

2.5 Propriedades dos materiais compósitos

As propriedades dos materiais compósitos são fortemente influenciadas pelas propriedades dos seus constituintes, pela forma como os mesmos estão distribuídos e pela interação entre eles.

Dentre os fatores que influenciam as propriedades, pode-se citar a fração volumétrica de fibras, as propriedades da fibra e da matriz, a ligação fibra-matriz, o empilhamento e a orientação das fibras.

2.5.1 Comportamento balístico dos materiais compósitos

Quando uma blindagem é atingida por um projétil, o material pode romper-se caracterizando uma fratura dinâmica. A principal característica que distingue a fratura dinâmica do processo quase-estático é a presença de ondas de tensão.

No processo quase estático tem-se uma situação de equilíbrio estático a todo o momento, ou seja, o somatório de forças agindo em qualquer elemento do material é próximo a zero. Já no processo dinâmico, quando a deformação é imposta a uma alta taxa, o efeito é localizado, ou seja, a cada instante somente uma porção do material responde à tensão. A tensão viaja no material a uma velocidade específica, caracterizando as ondas de tensão. O material longe da frente da onda não sente a tensão imposta. Então, pode-se concluir que o processo dinâmico sempre envolve

propagação de onda, já o processo quase-estático pode ser considerado como uma seqüência de estados de equilíbrio.

Outra diferença é que no processo dinâmico ocorre a propagação de múltiplas trincas que são responsáveis pela fragmentação. Enquanto no processo quase-estático ocorre a propagação de uma única trinca [47].

Quando uma onda de choque se propaga em um meio isotrópico e encontra uma mudança de densidade, ela é refletida. Uma onda compressiva refletirá como trativa e vice-versa. A onda refletida trativa poderá cancelar a onda compressiva produzida pelo impacto ou colocar o material sob tração. Se a tensão local for maior que a resistência do material, poderá ocorrer a fratura.

Os componentes dos materiais compósitos têm diferentes densidades. Assim, baseando-se no modelo de propagação de onda de choque dos materiais isotrópicos, pode-se supor que, nos compósitos submetidos a impacto, ocorre um grande número de reflexões de ondas de choque nas inúmeras interfaces existentes. Conseqüentemente, torna-se muito complexo, em virtude das múltiplas interações entre as ondas incidentes e refletidas, desenvolver um modelo de propagação de onda que possa ser aplicado para predizer o comportamento balístico de blindagens compósitas.

2.5.2 Mecanismos de falha de materiais compósitos

O processo de deformação e falha de um compósito laminado pode ocorrer, basicamente, por quatro mecanismos: (i) fratura da fibra, (ii) fratura da matriz, (iii) separação fibra-matriz, e (iv) delaminação [48]. Sendo que a falha por fratura da fibra ou da matriz ocorre quando a tensão em cada um dos constituintes ultrapassa o seu limite admissível de tensão. Já o deslocamento da fibra na matriz e a delaminação estão relacionados com a qualidade da adesão no compósito. A separação fibra-matriz ocorre na interface entre a fibra e a matriz, e a delaminação ocorre na interface entre duas lâminas adjacentes.

Os compósitos produzidos por processos tipo RTM apresentam respostas ao impacto diferente dos compósitos pré-impregnados. Isso ocorre porque nos compósitos produzidos por processos tipo RTM não existe a zona interlaminar rica em resina presente nos pré-impregnados. A compactação que ocorre antes da injeção da resina nos processos tipo RTM permite o entrelaçamento entre as camadas de tecido, formando uma estrutura quase monolítica que apresenta mecanismos de danos diferentes dos compósitos pré-impregnados.

KARBHARI [49] e RYDIN [50] estudaram os mecanismos de danos de laminados compósitos produzidos por RTM e pré-impregnados submetidos a impacto a baixa velocidade (ensaio de queda de peso), e concluíram que nos compósito pré-impregnado a delaminação é o mecanismo de falha mais significativo. Enquanto que nos compósitos produzidos por RTM os danos locais, como fratura intra- e interfios e fratura das fibras, são mais significativos.

GELLERT *et al.* [51] estudou a área de danos de compósitos produzidos por laminação manual submetidos a impacto balístico e obteve dois padrões de danos. Para placas finas, a área de danos tem a forma de um cone, com a abertura menor do lado impactado. Com o aumento da espessura do compósito, o cone aumenta em altura e em diâmetro, até que para um compósito suficientemente espesso, um outro cone é criado com a abertura maior do lado impactado. A Figura 2.21 mostra o perfil da região de danos para um alvo fino e um alvo espesso.

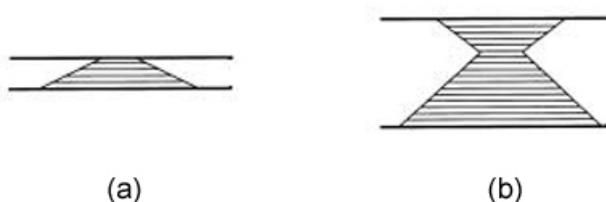


Figura 2.21 - Perfil da área de danos em (a) compósito fino, e em (b) compósito espesso. O lado impactado é o superior em ambos os esquemas [51].

Para diminuir a área de danos gerada por impactos balísticos nos materiais compósitos, pode-se utilizar costuras através da espessura [3, 52, 53]. Porém, a presença da costura dificulta a propagação de danos e facilita a penetração do projétil, ou seja, diminui a resistência balística do laminado [54].

HOSUR *et al.* [55] observou que laminados compósitos com costuras submetidos ao ensaio de queda de peso apresentam área de danos com forma cilíndrica, pois as costuras dificultam a propagação da delaminação. (Figura 2.22). Esse comportamento não foi observado em laminados compósitos submetidos a impactos balísticos [53].

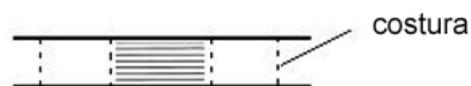


Figura 2.22 - Perfil da área de danos em material compósito com costura através da espessura impactados a baixa velocidade [55].

3 Materiais e métodos

O presente trabalho foi realizado com o objetivo de produzir placas compósitas pela técnica de processamento por SCRIMP com propriedades adequadas para aplicações em blindagens balísticas.

3.1 Materiais

Foram processadas placas de resina epóxi reforçadas por fibra de vidro medindo 300 x 300 mm. As pré-formas utilizadas são compostas de tecido tipo tela de fibra de vidro (tipo E) AF 0090 da Fibertex, cuja gramatura é igual a 1100 g/m² e a densidade da fibra é igual a 2,60 g/cm³. Em algumas placas, a pré-forma foi costurada com fio de aramida 1200 dtex. As costuras foram realizadas pela Fibertex em duas direções perpendiculares aos lados da pré-forma espaçadas em 10 ou 40 mm, sendo utilizado o ponto “lock”.

Foi utilizada a resina epóxi AR-300 da Barracuda Advanced Composites, que é uma resina à base de bisfenol A. A proporção de mistura utilizada foi 100 partes de resina para 33 partes de agentes de cura em peso, sendo utilizados dois agentes de cura. A porcentagem em peso de cada aditivo utilizado e o tempo de geleificação para essa mistura, segundo dados fornecidos pelo fabricante, estão apresentados na Tabela 3.1. O fabricante não informou o tipo de agente de cura fornecido.

Tabela 3.1 - Agentes de cura e tempo de geleificação da resina epóxi AR-300.

Agentes de cura	Porcentagem em peso dos agentes de cura	Tempo de geleificação
AH-30	20%	246 min (25 °C)
AH-150	80%	

Para o processamento, foi utilizada a bolsa de vácuo DV7050/4040 da SP Systems, o nylon peel ply DPN 821/1000 da SP Systems (Figura 3.1), a fita selante

dupla face à base de borracha sintética butílica 9550-12 da MAP e a cera natural de carnaúba Poliflor da Reckitt & Colman Brasil como desmoldante. Como meio distribuidor, foram utilizadas duas telas com diferentes malhas, conforme mostra a Figura 3.2.

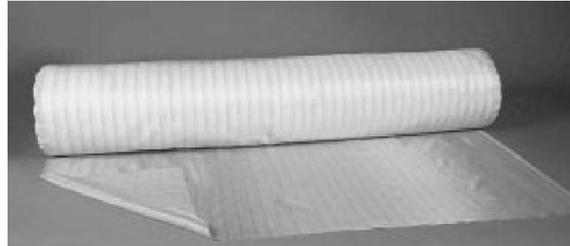


Figura 3.1 - Material fino e poroso (“peel ply”) utilizado para facilitar a desmoldagem da peça.

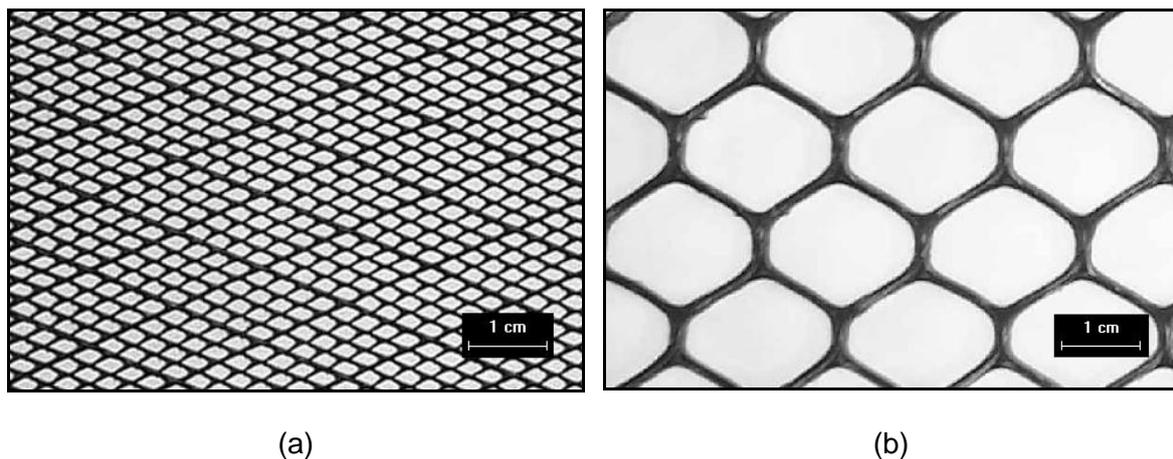


Figura 3.2 - Telas utilizadas como meio distribuidor: (a) malha menor e (b) malha maior.

Para entrada de resina, foi utilizada uma mangueira com diâmetro externo de 11,4 mm e espessura de 1,3 mm. Para linha de vácuo, foi utilizada uma mangueira com diâmetro externo de 11,8 mm e espessura de 2,5 mm. Para garantir um fluxo unidimensional, foi utilizada uma mangueira helicoidal com diâmetro externo de 11,8 mm e espessura de 1,3 mm. Foram selecionadas mangueiras com diferentes espessuras porque a mangueira para linha de vácuo não deve deformar com a aplicação da pressão de vácuo, enquanto a mangueira para entrada de resina deve ser facilmente deformada para facilitar a vedação por grampos após o processamento.

3.2 Metodologia

O planejamento dos experimentos foi realizado com base no plano fatorial completo. Os fatores e níveis dos experimentos estão representados na Tabela 3.2. Foram produzidas duas placas em cada condição, uma para os ensaios mecânicos e outra para o ensaio balístico, totalizando 12 placas.

As variáveis respostas foram obtidas dos seguintes ensaios: ensaio de tração, ensaio de flexão e ensaio balístico.

Tabela 3.2 - Fatores e níveis do planejamento experimental realizado.

Fatores	Níveis
Nº de camadas de tecido	9 e 11
Pré-forma	sem costura, costurada com espaçamento de 40 mm e costurada com espaçamento de 10 mm

Para verificar a influência dos fatores nos resultados obtidos, foi realizada a análise de variância (ANOVA) através do software Statistica da Statsoft. O nível de significância adotado foi 0,05.

O modelo matemático para a análise de variância considera que os erros são aleatórios, distribuídos normal e independentemente, com média zero e variância constante [56]. Para verificar a adequação desse modelo, foram construídos os gráficos de probabilidade normal dos resíduos e os gráficos que relacionam os resíduos com os valores previstos das variáveis respostas.

3.2.1 Determinação da curva de compressibilidade

Para que fosse possível estimar a fração volumétrica de fibras submetida a uma certa pressão de compactação, foi determinada a curva de compressibilidade do tecido de fibra de vidro utilizando-se a máquina de ensaios MTS 810 com dispositivo para ensaio de compressão, disponível no Centro Tecnológico do Exército (CTEx).

Para se ter uma superfície plana, colou-se a cada dispositivo de compressão uma placa de aço de 11,5 x 11,5 cm com 6,35 mm de espessura. A Figura 3.3 mostra o sistema utilizado.



Figura 3.3 - Sistema utilizado para determinação da curva de compressibilidade.

Foram realizados ensaios com 9 e 11 camadas, sendo que cada condição foi ensaiada duas vezes. Os tecidos foram cortados em quadrados com 9 cm de lado.

A fração volumétrica de fibras, a uma dada pressão, foi determinada pela seguinte equação [7]:

$$V_f = \frac{nG}{(h_m + h_{cor})\rho_f}, \quad (3.1)$$

onde n é o número de camadas de tecidos, G é a gramatura do tecido, h_m é a distância entre as placas medida na máquina de ensaio, h_{cor} é a deformação das placas de aço devido a compressão e ρ_f é a densidade da fibra.

Inicialmente, foi realizado um ensaio de compressão para determinar a deformação das placas de aço, ou seja, h_{cor} .

Após a determinação da deformação das placas, foram realizados os ensaios de compressibilidade das diferentes amostras a uma taxa de deslocamento de 1 mm/min. Todos foram realizados até o limite de carga da máquina de ensaios, que é aproximadamente igual a 89 kN, ou seja, 11 MPa.

Com os dados experimentais, foram determinadas as constantes do modelo de compactação desenvolvido por Steenkamer [7].

3.2.2 Processamento das placas compósitas

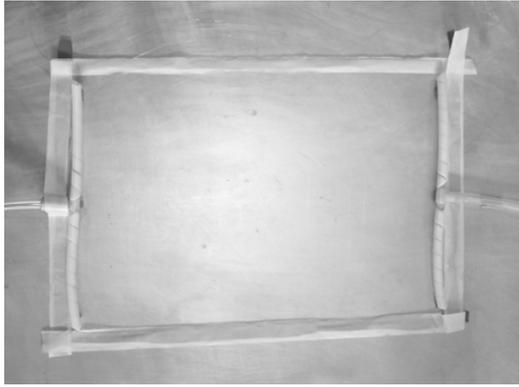
As placas compósitas foram produzidas pela técnica de processamento por SCRIMP. Após processamentos preliminares descritos no item 4.2, foi estabelecido um procedimento para o processamento das placas, conforme descrito a seguir.

Antes de iniciar o processamento, o molde é lixado e limpo, a fita adesiva é colocada ao redor da região a ser utilizada e uma fina camada de desmoldante (cera natural de carnaúba) é aplicada para facilitar a desmoldagem da peça.

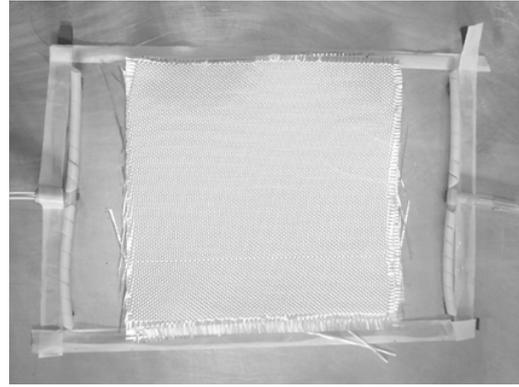
Entre a bolsa de vácuo e a fita adesiva, são colocadas duas mangueiras, uma para alimentação da resina e outra para linha de vácuo. Para garantir um fluxo unidimensional, são utilizadas mangueiras helicoidais, posicionadas na direção paralela à frente de fluxo desejada e perpendicular às mangueiras da linha de vácuo e da entrada de resina. Entre as mangueiras helicoidais e as mangueiras da linha de vácuo ou da injeção de resina são utilizadas conexões "T" poliméricas.

Depois, a pré-forma é posicionada no molde de forma que o urdume fique paralelo à direção de propagação da frente de fluxo, seguida de uma camada de "peel ply", uma camada da tela de malha menor, uma camada da tela de malha maior e a bolsa de vácuo que é selada pela fita adesiva nas bordas. Testes anteriores mostraram que esta configuração do meio distribuidor é a mais adequada. A Figura 3.4 mostra as etapas da montagem do sistema para processamento por SCRIMP. As camadas de meio distribuidor (telas), não devem chegar até a saída de vácuo, pois a resina passaria pelas telas e sairia pela linha de vácuo sem atingir a parte inferior da peça [57].

A Figura 3.5 mostra o sistema para processamento por SCRIMP montado sobre uma placa de alumínio (molde). A Figura 3.6 mostra o dispositivo para processamento por SCRIMP.



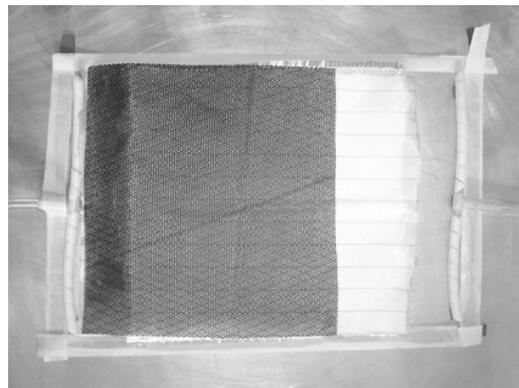
(a)



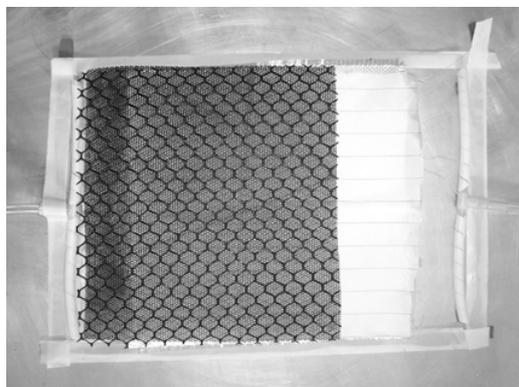
(b)



(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 3.4 - Etapas da montagem do sistema para o processamento por SCRIMP: (a) a fita adesiva e as mangueiras são colocadas no molde e uma fina camada de desmoldante é aplicada, (b) a pré-forma é posicionada no molde, (c) uma camada de "peel ply" é colocada sobre a pré-forma, (d) uma camada da tela de malha menor é posicionada sobre a camada de "peel ply", (e) uma camada da tela de malha maior é posicionada sobre a tela de malha menor e (f) a bolsa de vácuo é selada pela fita adesiva nas bordas.

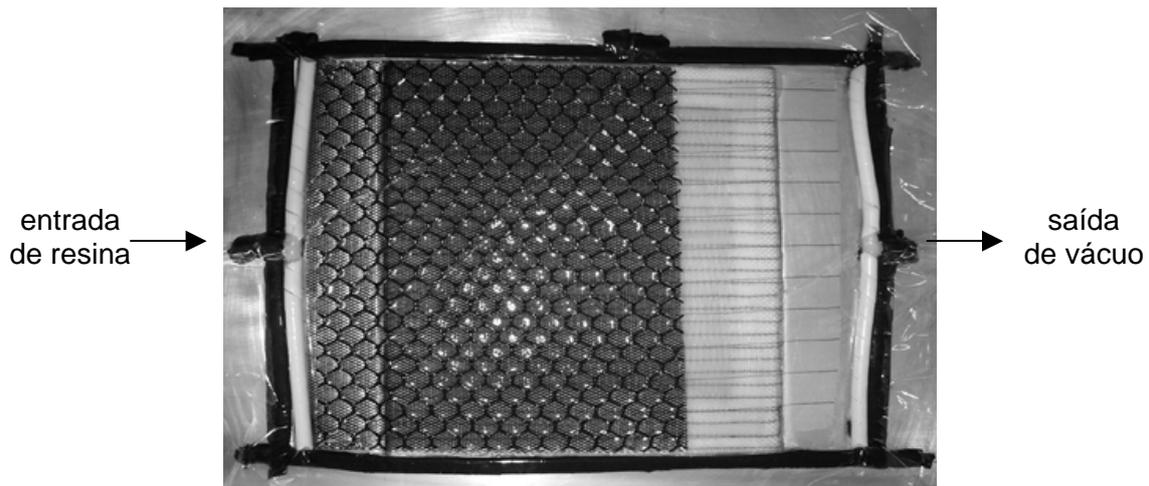


Figura 3.5 - Montagem do sistema para processamento por SCRIMP.

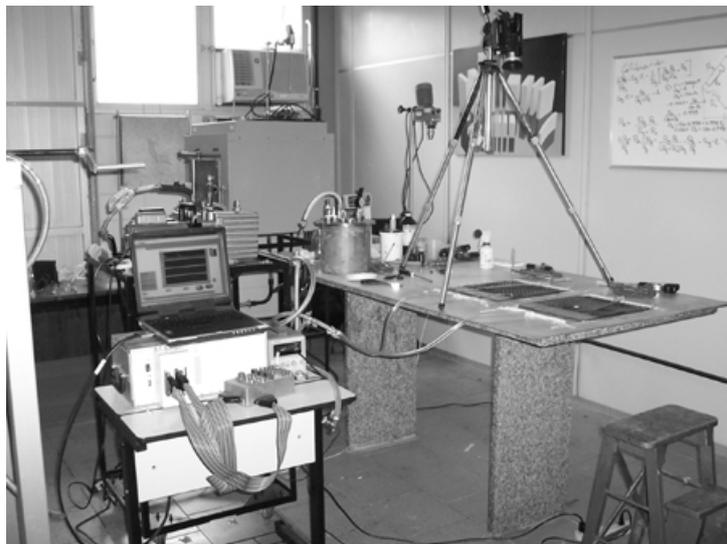


Figura 3.6 - Dispositivo para processamento por SCRIMP.

A resina e os aditivos necessários são misturados em um béquer, e essa mistura é degaseificada a pressão de 20 kPa por 10 minutos. A quantidade da resina utilizada foi calculada para obtenção de placas com 55% de fração volumétrica de fibras. Porém, como ocorrem perdas de resinas na linha de vácuo e na mangueira de alimentação de resina, a quantidade calculada foi aumentada em 60%.

Inicialmente, um grampo é fixado na mangueira de alimentação para evitar a entrada de resina no sistema e a bomba de vácuo é ligada para verificar a presença

de possíveis vazamentos. Para o sistema de vácuo, é utilizada uma bomba de vácuo modelo A-10 da Symbol e um medidor de pressão ASG 2000 mbar da Edwards.

Depois, coloca-se a mangueira de alimentação dentro do béquer contendo a resina e inicia-se a infusão com a retirada do grampo. Quando a resina contida no béquer termina, novamente fecha-se a mangueira de entrada de resina com o grampo evitando que ar entre no sistema. Para que o excesso de resina retirado do sistema não chegue até bomba, um recipiente de vidro foi adaptado na linha de vácuo entre a bomba e a saída de vácuo.

A bomba de vácuo permanece ligada por mais quatro horas. Após esse período, a bomba é desligada e a mangueira da linha de vácuo é selada com grampos para que o vácuo seja mantido dentro do sistema.

3.2.3 Análise da resina

Para verificar se a resina estava completamente curada, foi realizada a calorimetria diferencial de varredura no DSC 7 Perkin Elmer disponível no IMA/UFRJ. A análise foi realizada 312 horas após o processamento em uma amostra da resina separada durante a fabricação de uma placa. A amostra pesando 10,8 mg foi colocada em um cadinho de alumínio e aquecida de 40 a 250°C a uma taxa de 10 °C/min. A amostra foi resfriada no DSC e, em seguida, submetida a um segundo aquecimento nas mesmas condições do primeiro.

3.2.4 Ensaios mecânicos

3.2.4.1 Preparação dos corpos de prova

Os corpos de prova para os ensaios mecânicos foram retirados de uma placa em cada condição. A Figura 3.7 mostra a posição dos corpos de prova, sendo que a infusão da resina foi realizada pelo lado inferior da figura e a saída de vácuo pelo superior. A identificação do corpo de prova foi realizada com 5 caracteres (XX Y ZZ). O número XX identifica a placa. A letra Y identifica o tipo de corpo de prova, de

tração (T) ou de flexão (F). O número ZZ identifica a posição do corpo de prova na placa.

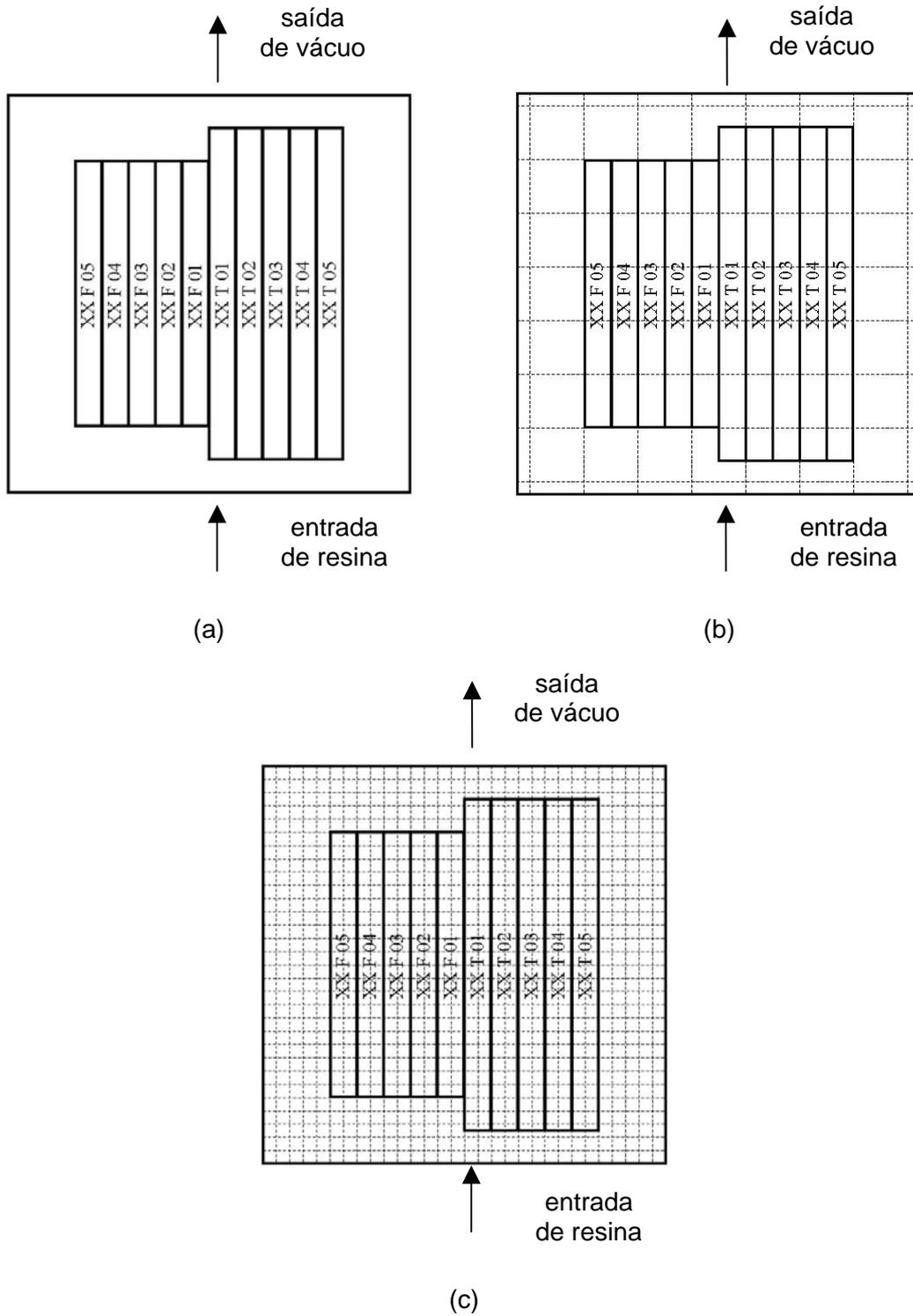


Figura 3.7 - Corpos de prova para os ensaios mecânicos: (a) pré-forma sem costura, (b) pré-forma costurada com espaçamento de 40 mm e (c) pré-forma costurada com espaçamento de 10 mm.

3.2.4.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina de ensaios Emic modelo DL 10.000 com célula de carga de 100 kN disponível na COPPE/UFRJ, segundo a norma ASTM D 3039 [58], a uma taxa de deslocamento constante igual a 2 mm/min. Esse ensaio determina as propriedades de tração no plano do tecido. Foram ensaiados 5 corpos de prova para cada condição. As dimensões dos corpos de prova estão mostradas na Figura 3.8. As espessuras variam com as condições de processamento de 6,5 a 9,5 mm. A Figura 3.9 mostra o dispositivo utilizado no ensaio. Para determinação da deformação foi utilizado extensômetro Emic EEMA nº 7302.

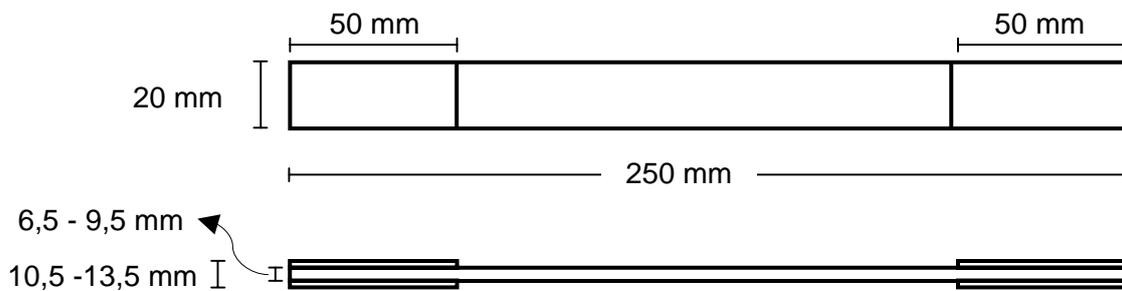


Figura 3.8 - Corpo de prova para o ensaio de tração.

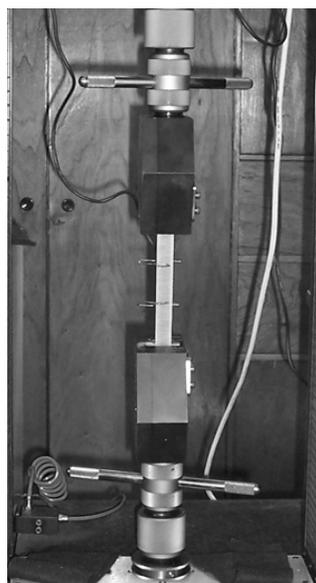


Figura 3.9 - Dispositivo para o ensaio de tração.

Para todos os corpos de prova foram confeccionados “tabs” com a mesma resina e o mesmo tecido utilizados na fabricação das placas por SCRIMP. Foram processadas 2 placas com 300 x 300 mm pela técnica de laminação manual assistida a vácuo, cada uma com 2 camadas de tecido. Em seguida, essas placas foram cortadas e os “tabs” foram colados nos corpos de prova com adesivo Super Bonder da Loctite. A espessura dos “tabs” é de aproximadamente 2 mm.

A tensão e a deformação são calculadas pelas seguintes equações:

$$\sigma_T = \frac{F}{bd}, \quad (3.2)$$

e

$$\varepsilon_T = \frac{l}{l_0} \quad (3.3)$$

onde σ_T é a tensão no corpo de prova, F é a carga, b é a largura do corpo de prova, d é a espessura do corpo de prova, ε_T é a deformação, l é a abertura do extensômetro e l_0 é a abertura inicial do extensômetro.

O módulo de elasticidade foi determinado através da secante da curva tensão *versus* deformação na região de tensão entre 0 e 60 MPa que para todas as curvas representa uma região de deformação linear elástica.

3.2.4.3 Ensaio de flexão

Os ensaios de flexão foram realizados na máquina de ensaios MTS 810 com célula de carga de 2,5 kN, disponível no Centro Tecnológico do Exército (CTEx), segundo o procedimento A da norma ASTM D 790 [59], a uma taxa de deslocamento constante igual a 6 mm/min. Foram ensaiados 5 corpos de prova para cada condição. As dimensões do corpo de prova estão mostradas na Figura 3.10. As espessuras variam com as condições de processamento de 6,5 a 9,5 mm. O dispositivo utilizado para o ensaio está esquematizado na Figura 3.11 e mostrado na Figura 3.12.

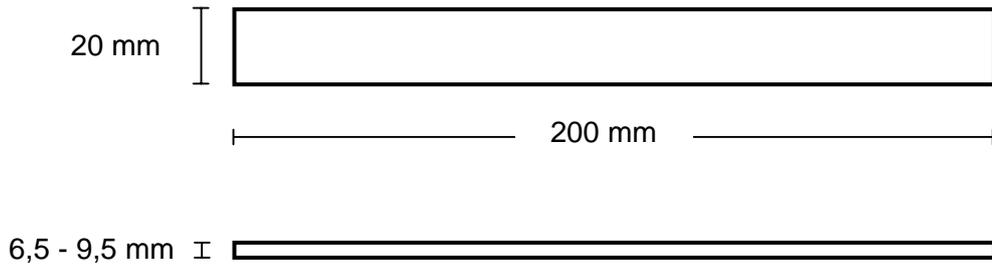


Figura 3.10 - Corpo de prova para o ensaio de flexão.

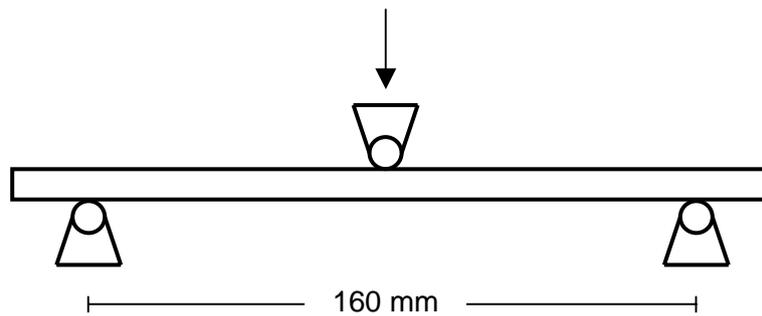


Figura 3.11 - Esquema do dispositivo para o ensaio de flexão.

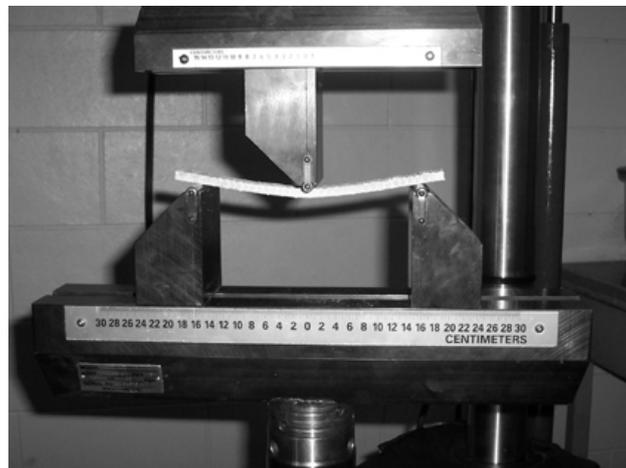


Figura 3.12 - Dispositivo para o ensaio de flexão.

A tensão e a deformação máximas ocorrem no centro da superfície do corpo de prova e são calculadas pelas seguintes equações:

$$\sigma_F = \frac{3FL}{2bd^2}, \quad (3.4)$$

e

$$\varepsilon_F = \frac{6Dd}{L^2} \quad (3.5)$$

onde σ_F é a tensão no centro da superfície do corpo de prova, F é a carga, L é a distância entre os apoios, b é a largura do corpo de prova, d é a espessura do corpo de prova, ε_F é a deformação e D é a deflexão no centro do corpo de prova.

O módulo de elasticidade foi determinado através da secante da curva tensão *versus* deformação na região de tensão entre 0 e 60 MPa que para todas as curvas representa uma região de deformação linear elástica.

3.2.5 Ensaio balístico

Os ensaios balísticos foram realizados no Centro de Avaliações do Exército (CAEx) em uma placa em cada condição. Foi realizado um impacto com munição 9 mm (massa igual a 8 g) em cada placa ensaiada.

O dispositivo utilizado para realização do ensaio balístico está mostrado na Figura 3.13, constituindo-se de: um provete, dois cronógrafos e duas barreiras ópticas. Foram determinadas as velocidades inicial e residual do projétil, e calculada a energia absorvida pelo alvo, considerando que o projétil não perde massa com o choque. A Figura 3.14 mostra o dispositivo de fixação do alvo.

Foi realizada a análise de imagem da frente e do verso das placas impactadas, utilizando-se o software Image-Pro Plus. Foram determinadas as áreas de danos (A_D), os diâmetros de Feret (distância entre duas tangentes paralelas que tocam lados opostos de um objeto) máximo (F_{max}) e mínimo (F_{min}), as circularidades (C) e os ângulos entre o diâmetro máximo e a vertical (urdume). Todas as medidas foram feitas na frente e no verso das placas, e foram calculadas as razões entre as áreas de danos do verso e da frente de cada placa (A_{DV}/A_{DF}).

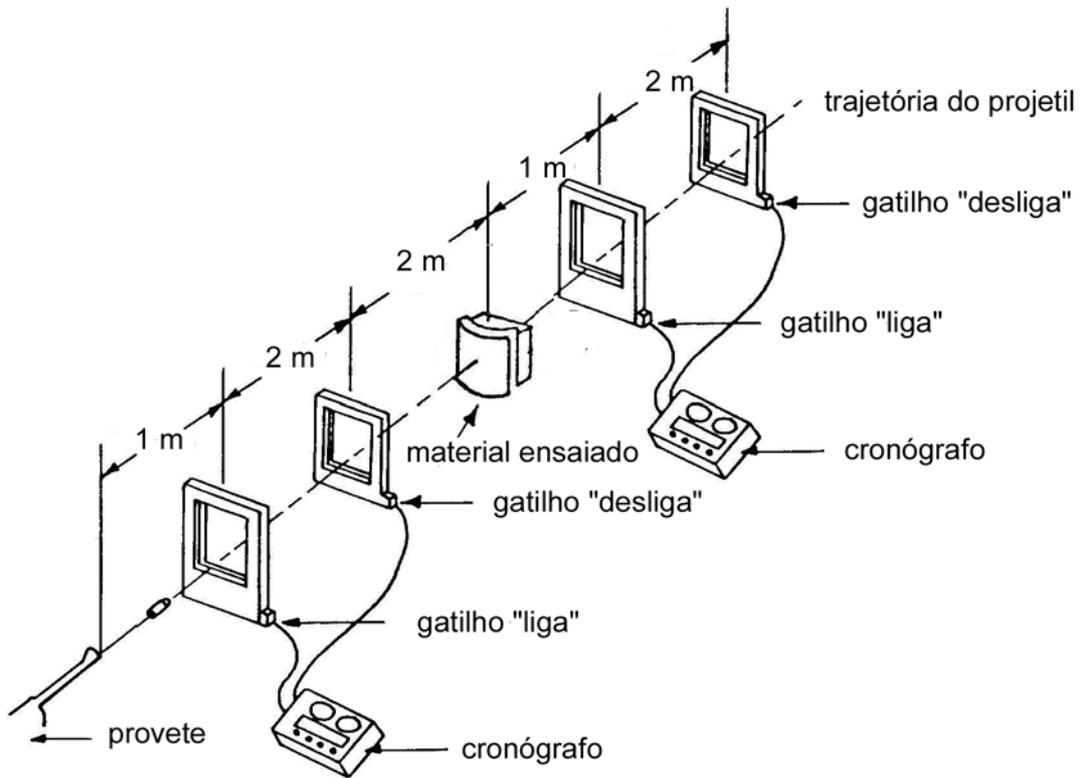


Figura 3.13 - Esquema do dispositivo utilizado no ensaio balístico.



Figura 3.14 - Dispositivo de fixação do alvo.

4 Resultados e discussões

4.1 Determinação da curva de compressibilidade

As médias e os desvios padrão das constantes do modelo de compactação desenvolvido por Steenkamer [7] obtidas nos dois ensaios em cada condição estão apresentadas na Tabela 4.1. As curvas de compressibilidade obtidas experimentalmente e as determinadas pelo modelo estão apresentadas na Figura 4.1. Pode-se observar que o modelo de compactação é um bom ajuste aos dados experimentais. A Figura 4.2 apresenta as curvas de compressibilidade teóricas para 9 e 11 camadas.

Tabela 4.1 - Constantes do modelo de compactação de Steenkamer determinadas experimentalmente.

Nº de camadas	V_0	V_c	V_∞	K_H (MPa)
09	$0,448 \pm 0,002$	$0,504 \pm 0,010$	$0,746 \pm 0,006$	$0,748 \pm 0,002$
11	$0,455 \pm 0,008$	$0,506 \pm 0,004$	$0,759 \pm 0,006$	$0,766 \pm 0,003$

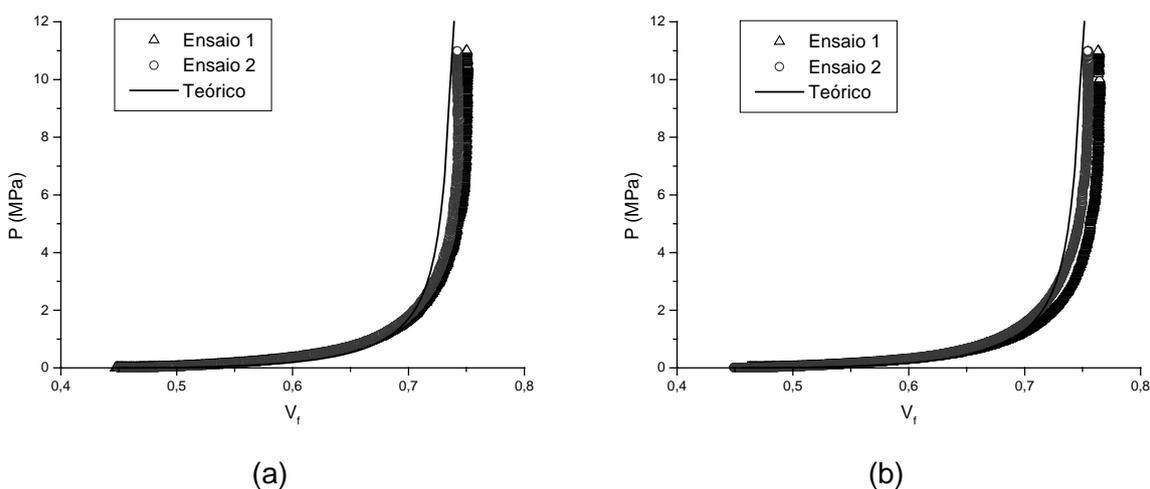


Figura 4.1 - Curvas de compressibilidade do tecido tipo tela de fibra de vidro AF 0090 da Fibertex com (a) 9 camadas e (b) 11 camadas.

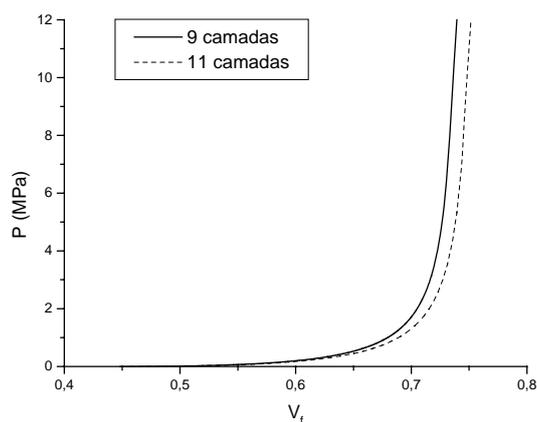


Figura 4.2 - Curvas de compressibilidade teóricas para 9 e 11 camadas.

A curva de compressibilidade obtida permitiu estimar a fração volumétrica de fibras das placas processadas. Considerando a pressão da resina constante e igual a 20 kPa (pressão de vácuo) e a pressão atmosférica igual a 100 kPa, tem-se que a pressão de compactação é igual a 80 kPa. Nesse caso, a fração volumétrica de fibras estimada pela curva de compressibilidade é de 56% tanto para 9 como para 11 camadas.

4.2 Processamentos preliminares

Na etapa de processamentos preliminares, foram processadas 12 placas compósitas de fibra de vidro e resina epóxi, cada uma medindo 300 x 300 mm. As características das placas e a pressão de vácuo aplicada estão apresentadas na Tabela 4.2.

Com exceção da placa 06, foi utilizada uma placa de alumínio com 4 mm de espessura como molde e foram utilizadas uma mangueira para entrada de resina e uma para saída de vácuo posicionadas em lados opostos do molde, para que a frente de fluxo fosse plana. As placas foram dispostas de forma que o urdume ficasse paralelo à direção de propagação da frente de fluxo.

Tabela 4.2 - Placas processadas.

Placa	Nº de camadas	Costura	Espaçamento entre as costuras (mm)	Fio da costura	Pressão de vácuo (kPa)
01	09	unidirecional	40	aramida	20
02	09	bidirecional	40	aramida	20
03	09	unidirecional	40	fibra de vidro	50
04	11	sem	-	-	20
05	09	unidirecional	10	fibra de vidro	20
06	09	unidirecional	40	fibra de vidro	20
07	09	sem	-	-	20
08	09	sem	-	-	20
09	09	sem	-	-	20
10	09	sem	-	-	20
11	09	unidirecional	10	fibra de vidro	20
12	09	unidirecional	40	fibra de vidro	20

Para testes iniciais, foram utilizadas placas com costura unidirecional. Na placa 01, foi observada uma região com coloração mais escura no centro da placa com forma, aparentemente, quadrada e distando, aproximadamente, 45 mm das bordas. Na tentativa de identificar as causas do problema, outra placa foi processada alterando as costuras de unidirecional para bidirecional (placa 02). Porém, essa placa também apresentou a mesma região com coloração mais escura e com, aproximadamente, as mesmas dimensões observadas na placa 01.

Para economizar material, os testes seguintes foram realizados em pré-formas costuradas com fio de fibra de vidro, já que esse material estava disponível. Foi realizado um teste alterando a pressão de vácuo de 20 para 50 kPa (placa 03), para que o fluxo de resina fosse mais lento. Além disso, também foi colocado, em um dos lados da pré-forma, um pedaço de borracha com, aproximadamente, a mesma espessura e o mesmo comprimento da pré-forma e com 3 cm de largura, para verificar se o problema poderia ser causado por algum efeito de borda (Figura 4.3). Nessa

placa também foi observada a diferença de coloração, mas a região distava, aproximadamente, 40 mm da borda.

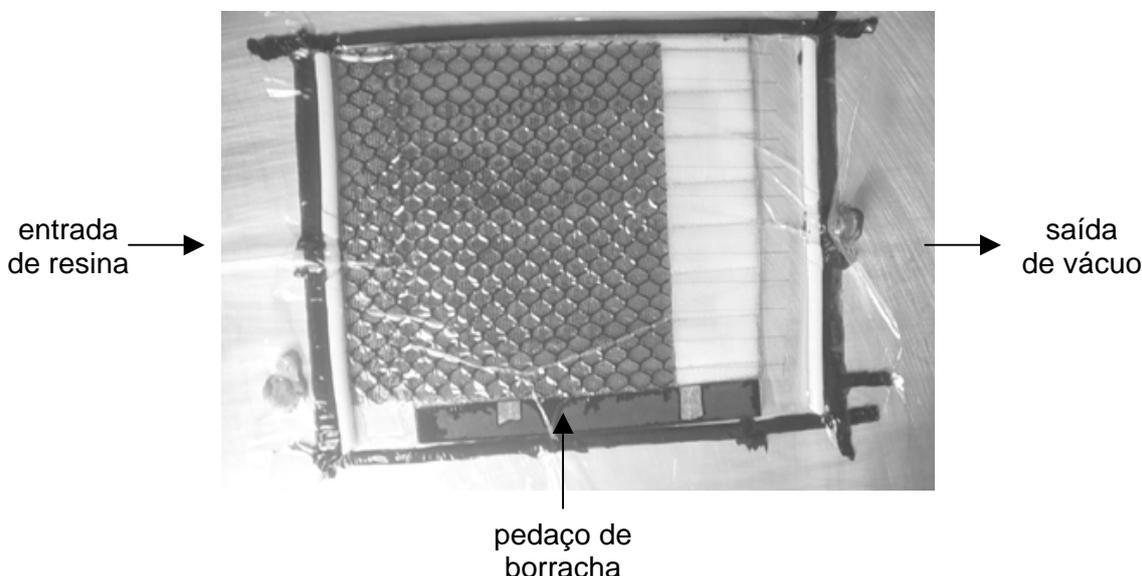


Figura 4.3 - Processamento da placa 03.

Em seguida, foi processada uma placa sem costura (placa 04), e essa não apresentou a região com coloração mais escura. Foi realizado, então, um teste (placa 05) processando-se uma placa com espaçamento entre as costuras menor que o das placas 01, 02 e 03. Essa placa apresentou a mesma região com coloração mais escura, porém, distando, aproximadamente, 35 mm da borda.

Para tentar minimizar algum possível efeito de borda gerado com a utilização de um molde plano (chapa de alumínio), foi projetado um molde que envolve a pré-forma nas laterais, conforme mostra a Figura 4.4.

Inicialmente, foi confeccionado um modelo de compensado, que foi utilizado para fabricação do molde de fibra de vidro e resina epóxi. Para a confecção do molde foram utilizadas 6 camadas de manta de fibra de vidro M 710B da Owens Corning, cuja gramatura é igual a 300 g/m^2 , e 1 camada de tecido tipo tela de fibra de vidro AF 0090 da Fibertex, cuja gramatura é igual a 1100 g/m^2 .

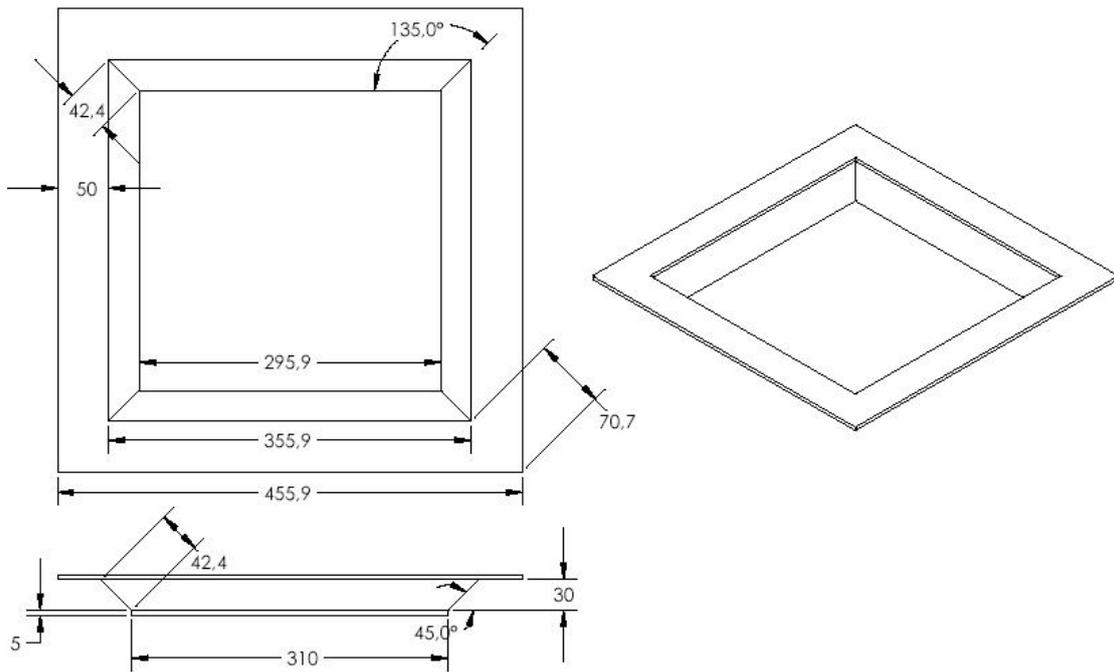


Figura 4.4 - Molde que envolve a pré-forma nas laterais.

Após a confecção do molde, foi processada uma placa com espaçamento entre as costuras de 40mm (placa 06). A entrada de resina foi posicionada no centro e a saída de vácuo nas laterais do molde. A Figura 4.5 mostra a montagem do sistema utilizado para o processamento da placa 06. A placa processada apresentou a mesma região com coloração mais escura distando aproximadamente 45 mm das bordas.

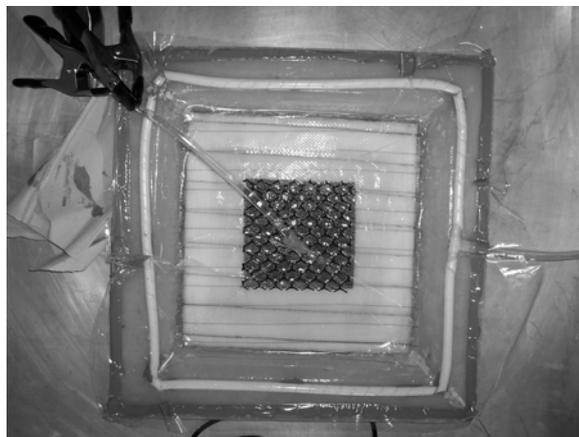


Figura 4.5 - Processamento da placa 06.

Foi observado que todas as pré-formas costuradas apresentavam uma forma convexa, o que poderia ser a causa da formação da região com coloração mais escura no centro. Uma pré-forma com 9 camadas e com espaçamento entre as costuras de 40 mm foi apoiada sobre uma mesa plana com o lado convexo voltado para cima e foi medida sua altura em diversas posições com um comparador de alturas. A Figura 4.6 apresenta a forma da pré-forma.

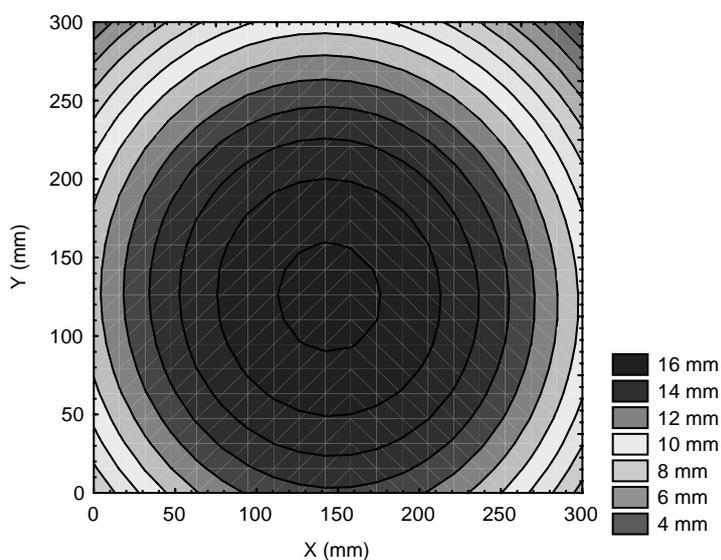


Figura 4.6 - Curvas de nível da altura de uma pré-forma com 9 camadas e com espaçamento entre as costuras de 40 mm.

Foram processadas duas placas (placa 07 e placa 08) com 09 camadas e sem costuras. Em ambas as placas, foram observados vazios próximos às bordas, provavelmente gerados pela retirada do vácuo 2 horas após o processamento, ou seja, antes da cura da resina.

Então, foram processadas mais duas placa (placa 09 e placa 10), porém após o processamento deixou-se a bomba ligada por mais 4 horas, e após esse período a bomba foi desligada e a mangueira selada para manter o vácuo dentro do sistema. Nessas placas observou-se uma considerável redução dos vazios próximos às bordas.

O ideal seria deixar a bomba de vácuo ligada até que ocorresse a cura completa da resina. Porém, isso implicaria na cura da resina na linha de vácuo o que causaria a perda de conexões e válvulas.

Em seguida, foi processada uma placa com costuras unidirecionais espaçadas em 10 mm (placa 11) mantendo-se o vácuo até a cura, conforme realizado para as placas 09 e 10. Porém, a placa também apresentou a região com coloração mais escura distando aproximadamente 35 mm das bordas.

Por último, foi processada uma placa com costuras unidirecionais espaçadas em 40 mm (placa 12), porém a pré-forma foi colocada com o lado convexo voltado para baixo. Nas placas processadas anteriormente o lado convexo havia sido colocado para cima. Essa placa também apresentou a região com coloração mais escura, porém com forma mais irregular e distando aproximadamente 40 mm das bordas

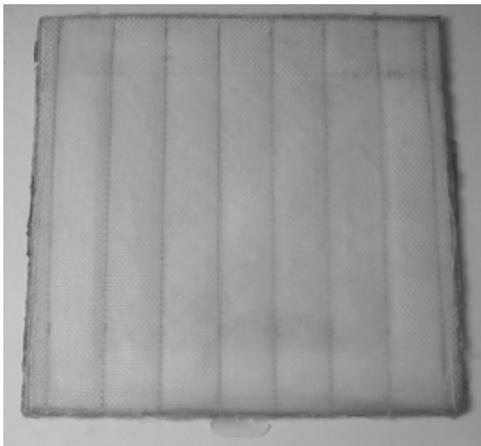
A Tabela 4.3 apresenta a distância da borda à região com coloração mais escura para cada placa processada.

Tabela 4.3 - Distância da borda à região com coloração mais escura para cada placa processada.

Placa	Distância da borda à região com coloração mais escura (mm)
01	45
02	45
03	40
04	-
05	35
06	45
07	-
08	-
09	-
10	-
11	35
12	40

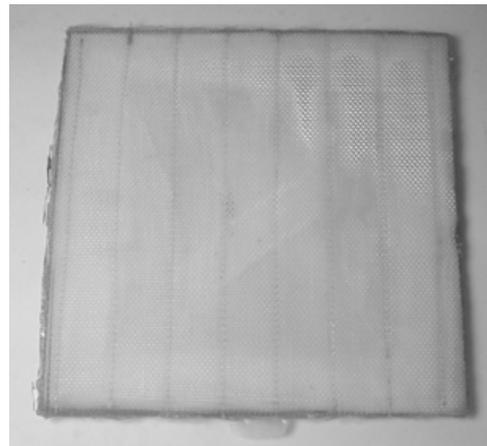
A Figura 4.7 mostra a frente e o verso das placas processadas, sendo a frente o lado moldado pela bolsa de vácuo e o verso pelo molde. Em todas as placas a infusão da resina foi realizada pelo lado inferior da foto e a saída de vácuo pelo superior. Nos processamentos realizados a partir da placa 08 foi utilizado um corante vermelho para melhor visualização da frente de fluxo durante o processamento.

Placa 01 frente



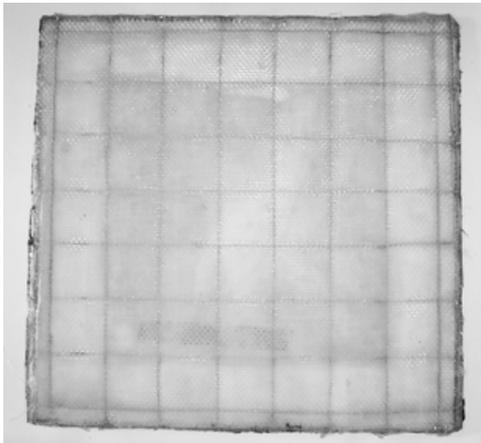
(a)

Placa 01 verso



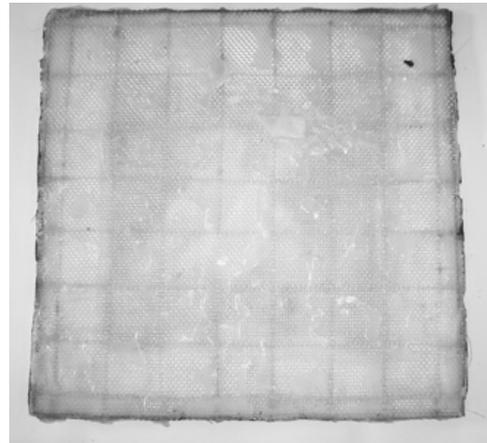
(b)

Placa 02 frente



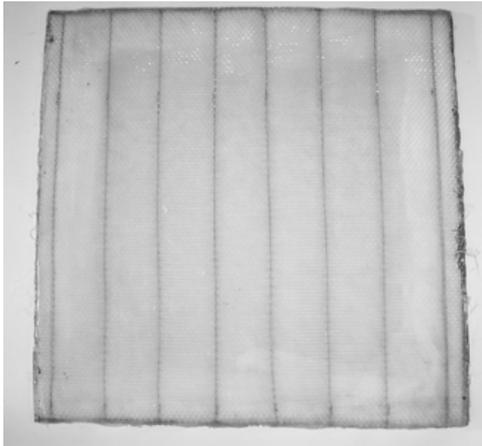
(c)

Placa 02 verso



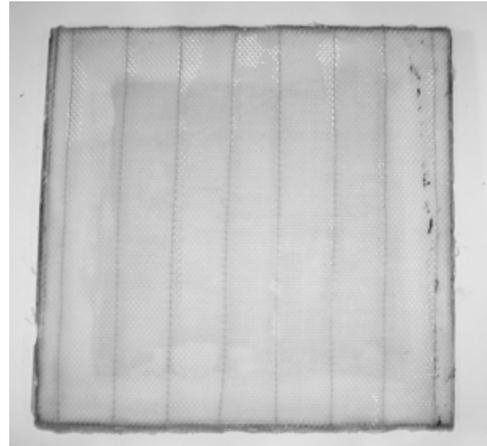
(d)

Placa 03 frente



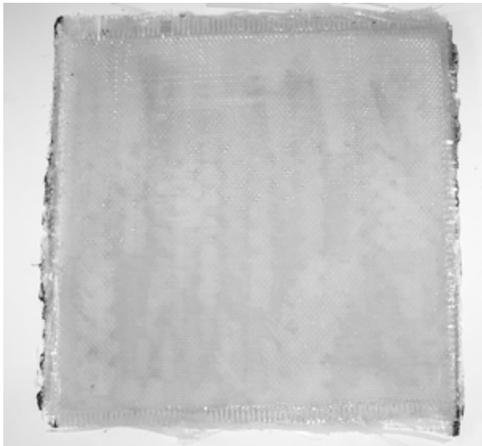
(e)

Placa 03 verso



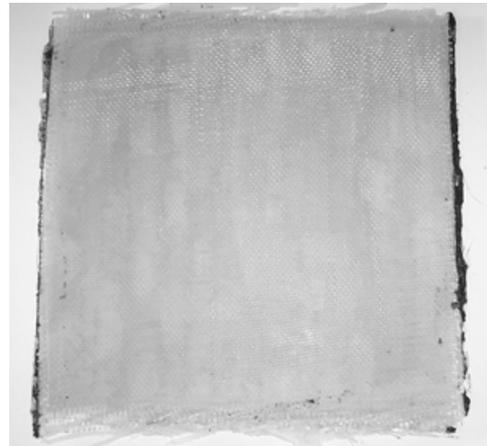
(f)

Placa 04 frente



(g)

Placa 04 verso



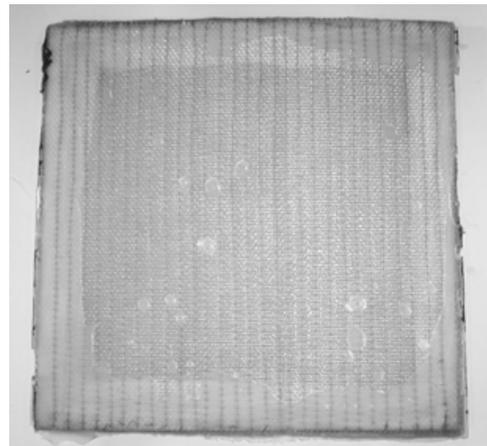
(h)

Placa 05 frente



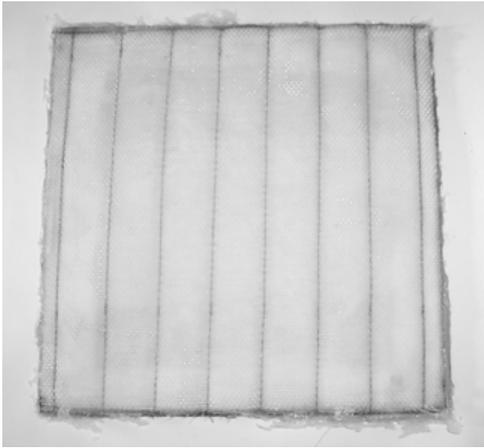
(i)

Placa 05 verso



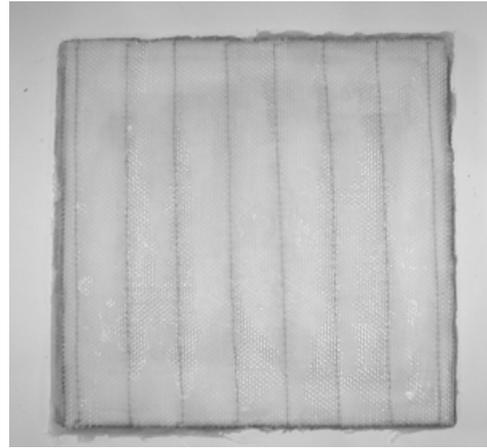
(j)

Placa 06 frente



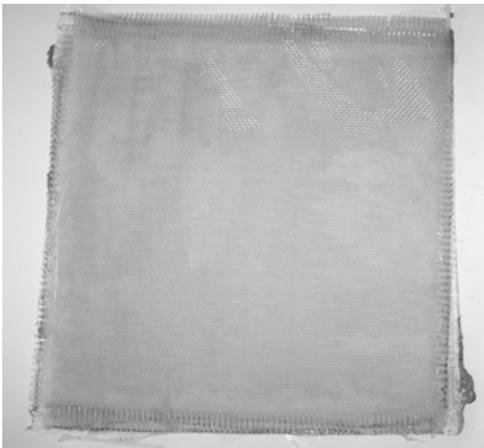
(k)

Placa 06 verso



(l)

Placa 07 frente



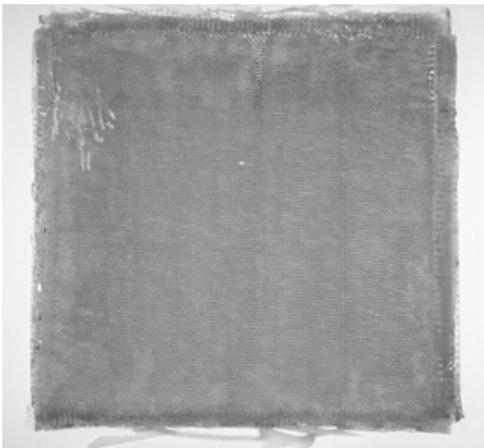
(m)

Placa 07 verso



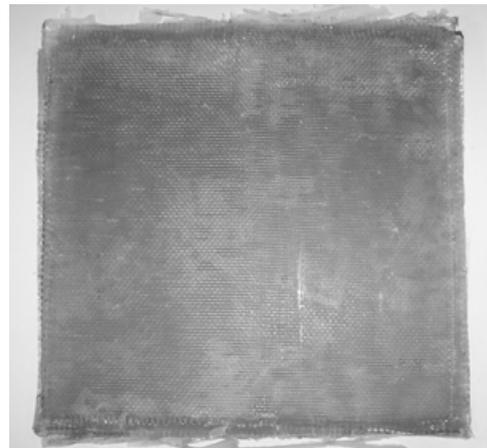
(n)

Placa 08 frente



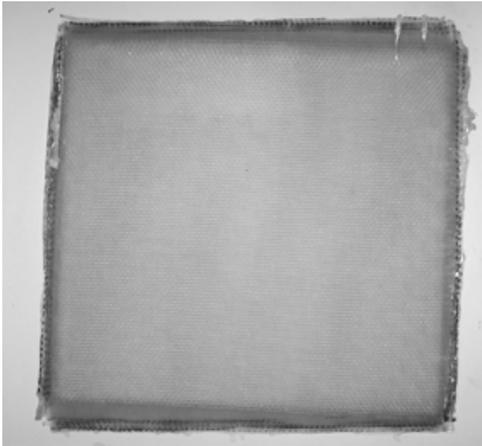
(o)

Placa 08 verso



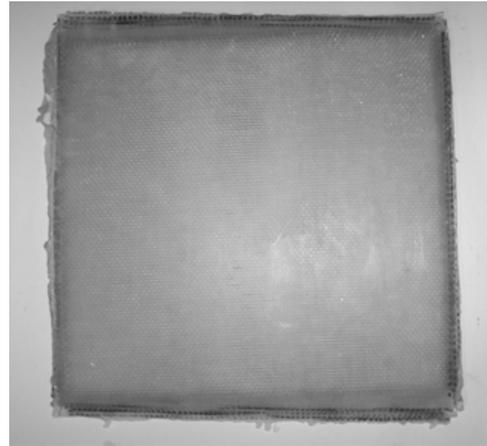
(p)

Placa 09 frente



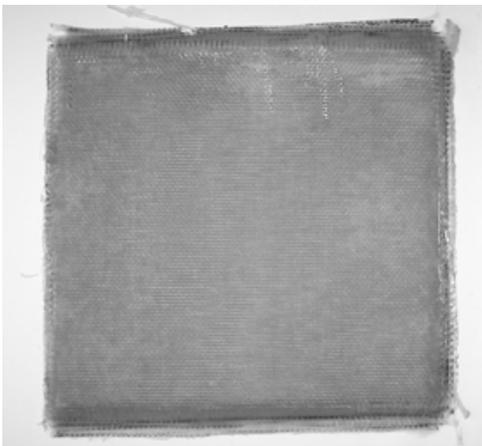
(q)

Placa 09 verso



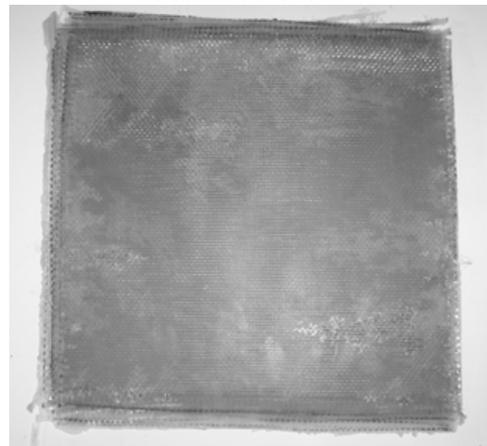
(r)

Placa 10 frente



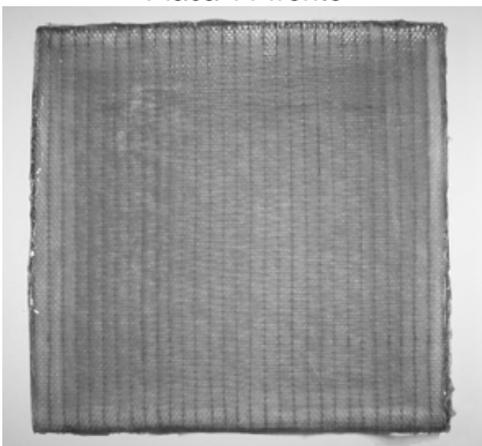
(s)

Placa 10 verso



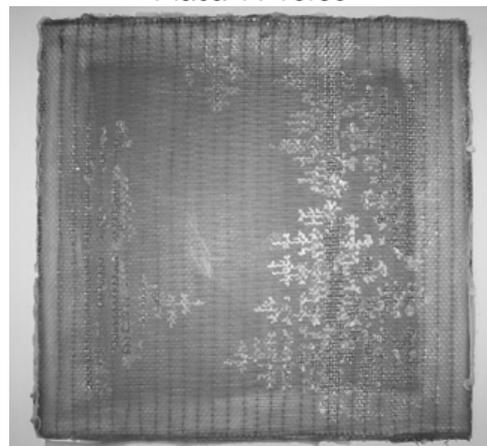
(t)

Placa 11 frente



(u)

Placa 11 verso



(v)

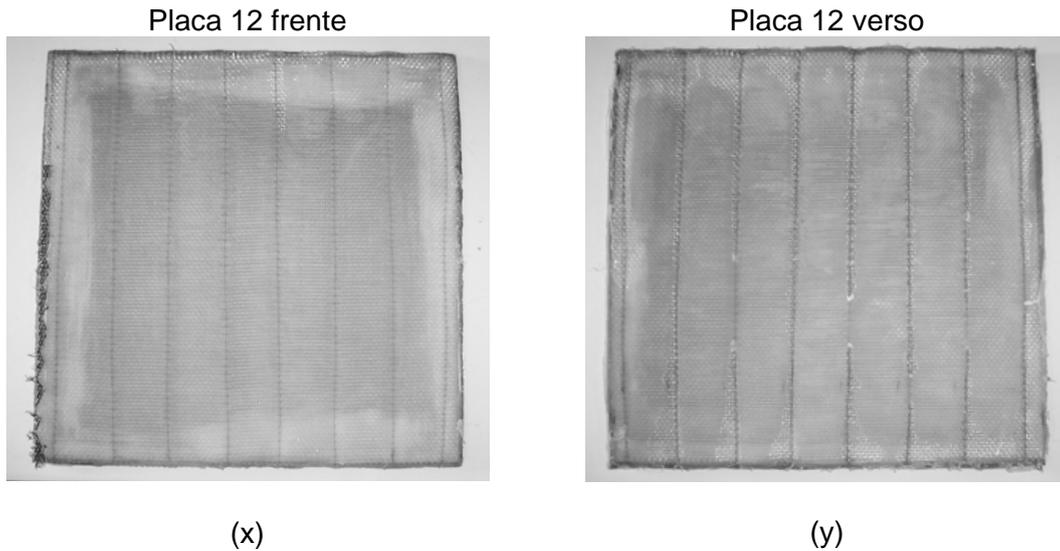


Figura 4.7 - Placas processadas: (a) placa 01 frente, (b) placa 01 verso, (c) placa 02 frente, (d) placa 02 verso, (e) placa 03 frente, (f) placa 03 verso, (g) placa 04 frente, (h) placa 04 verso, (i) placa 05 frente, (j) placa 05 verso, (k) placa 06 frente, (l) placa 06 verso, (m) placa 07 frente, (n) placa 07 verso, (o) placa 08 frente, (p) placa 08 verso, (q) placa 09 frente, (r) placa 09 verso, (s) placa 10 frente, (t) placa 10 verso, (u) placa 11 frente, (v) placa 11 verso, (x) placa 12 frente e (y) placa 12 verso.

Para verificar a qualidade das placas produzidas, foram determinadas as frações volumétricas de resina (V_r), fibras (V_f) e vazios (V_v) de 15 amostras retiradas da placa 10, utilizando-se o procedimento G do método 1 (digestão da matriz em forno) da norma ASTM 3171 [60]. A Figura 4.8 mostra as posições em que foram retiradas as amostras da placa. A infusão da resina foi realizada pelo lado inferior da figura e a saída de vácuo pelo superior. A Tabela 4.4 mostra os resultados obtidos.

Segundo a norma ASTM 3171 [60], frações volumétricas de vazios menores do que -0,2 % indicam uma possível falha no procedimento de ensaio. Portanto, os valores obtidos para a amostra 4 devem ser desprezados. Pode-se observar que com exceção das amostras 2 e 4 todas apresentam valores próximos, o que caracteriza a distribuição homogênea de fibras, resina e vazios no plano da placa.

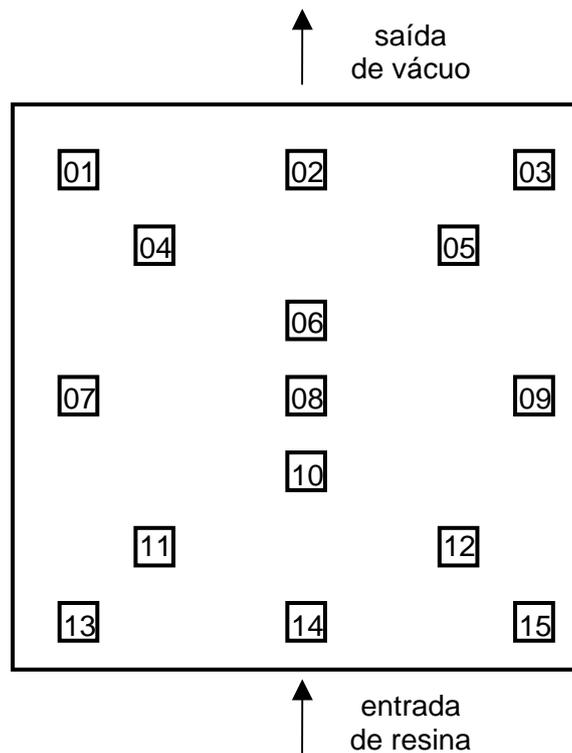


Figura 4.8 - Esquema da posição das amostras retiradas da placa 10 para determinação das frações volumétricas de fibras, resina e vazios.

Tabela 4.4 - Frações volumétricas de fibras, resina e vazios de amostras da placa 10.

Amostra	V_r (%)	V_f (%)	V_v (%)
1	45,17	44,86	9,97
2	11,52	58,23	30,25
3	37,36	46,31	16,32
4	81,17	32,04	-13,21
5	46,85	47,86	5,29
6	49,48	46,75	3,77
7	50,28	46,40	3,32
8	51,26	46,27	2,46
9	48,57	46,45	4,98
10	50,76	46,19	3,05
11	48,59	46,21	5,20
12	50,55	47,01	2,44
13	51,88	44,35	3,77
14	49,21	48,67	2,12
15	51,24	47,25	1,51

A fração volumétrica de fibras estimada pela curva de compressibilidade é 56% para pressão de compactação de 80 kPa, conforme descrito no item 4.1. A diferença entre a fração volumétrica determinada experimentalmente e a estimada pela curva de compressibilidade pode ter ocorrido porque no momento da cura a pressão de vácuo dentro do sistema, provavelmente, não era igual a 20 kPa, já que a bomba de vácuo não permaneceu ligada até a cura da resina. Apesar da mangueira ter sido selada para manter o vácuo no sistema, é possível que tenham ocorrido vazamentos na mangueira ou na fita adesiva utilizada para selar a bolsa de vácuo no molde.

4.3 Processamentos conforme planejamento experimental

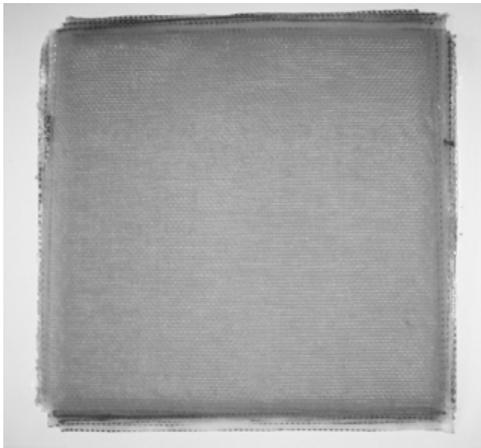
Após a realização de processamentos preliminares para ajuste da metodologia de processamento, foram processadas 12 placas conforme estabelecido pelo planejamento experimental. As características das placas e o ensaio realizado após o processamento estão apresentados na Tabela 4.5. Nas pré-formas costuradas o lado convexo foi colocado para cima, ou seja, foi moldado pela bolsa de vácuo.

Tabela 4.5 - Placas processadas conforme planejamento experimental.

Placa	Nº de camadas	Pré-forma	Ensaio realizado
13	9	sem costura	mecânico
14	11	sem costura	balístico
15	9	sem costura	balístico
16	11	sem costura	mecânico
17	9	espaçamento de 40 mm	mecânico
18	9	espaçamento de 40 mm	balístico
19	11	espaçamento de 40 mm	balístico
20	11	espaçamento de 40 mm	mecânico
21	09	espaçamento de 10 mm	balístico
22	09	espaçamento de 10 mm	mecânico
23	11	espaçamento de 10 mm	mecânico
24	11	espaçamento de 10 mm	balístico

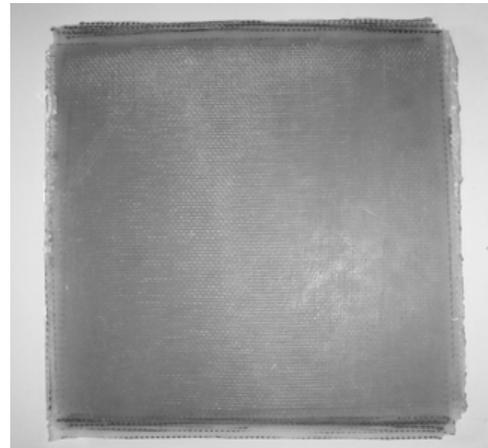
A Figura 4.9 mostra frente e o verso das placas processadas, sendo a frente o lado moldado pela bolsa de vácuo e o verso pelo molde. Em todas as placas a infusão da resina foi realizada pelo lado inferior da foto e a saída de vácuo pelo superior. Pode-se observar que as placas costuradas apresentaram defeitos no verso causados por falha de preenchimento, provavelmente, devido à forma convexa das pré-formas costuradas.

Placa 13 frente



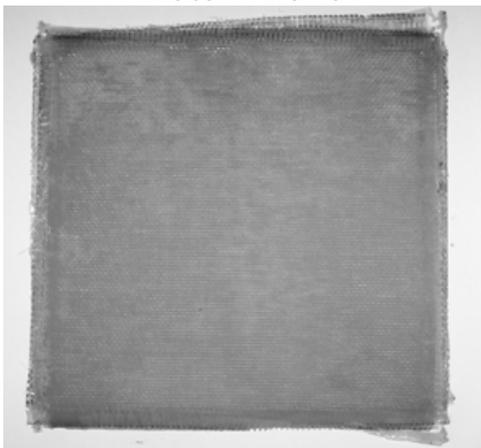
(a)

Placa 13 verso



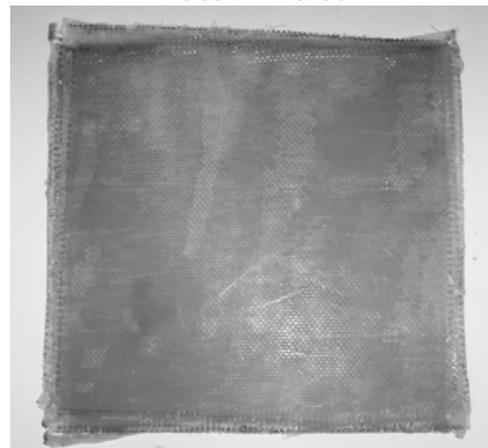
(b)

Placa 14 frente



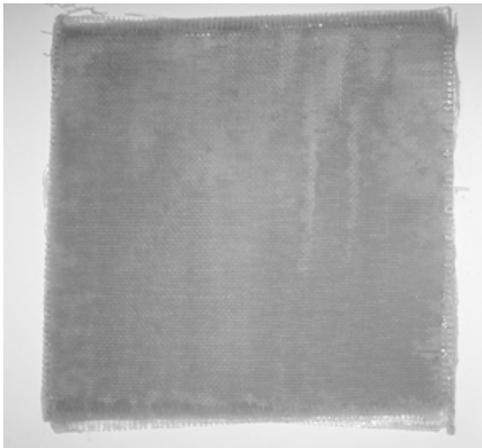
(c)

Placa 14 verso



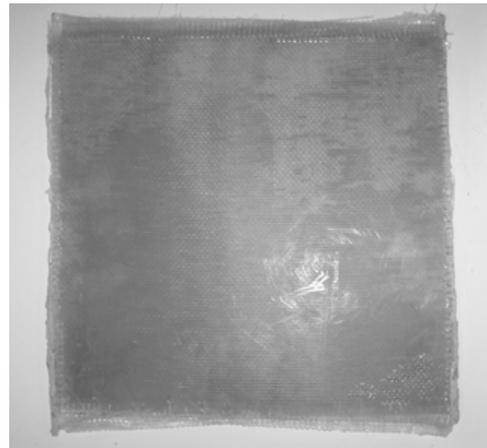
(d)

Placa 15 frente



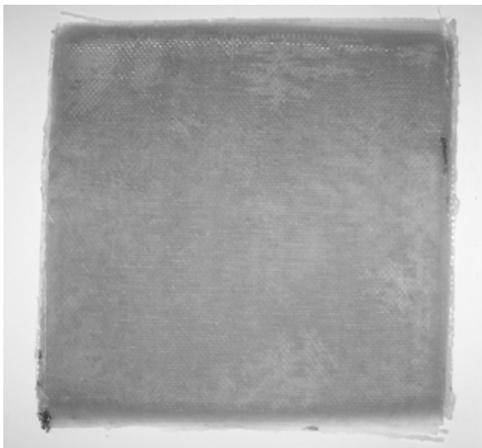
(e)

Placa 15 verso



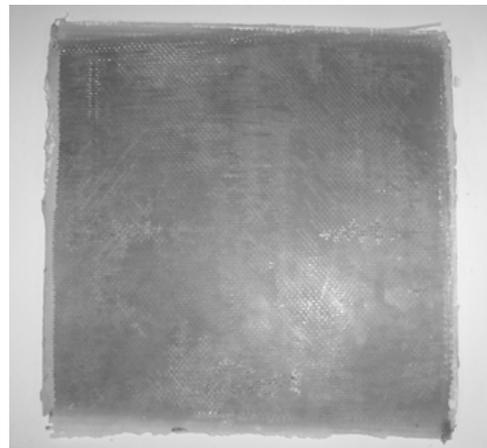
(f)

Placa 16 frente



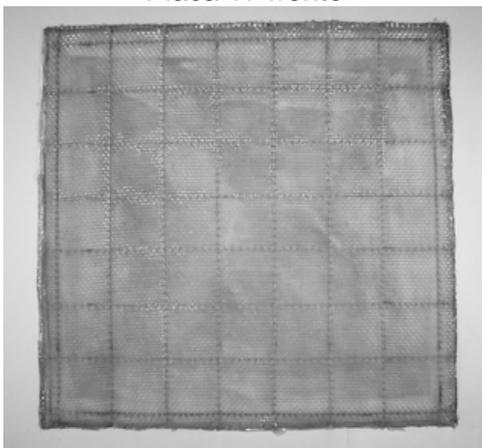
(g)

Placa 16 verso



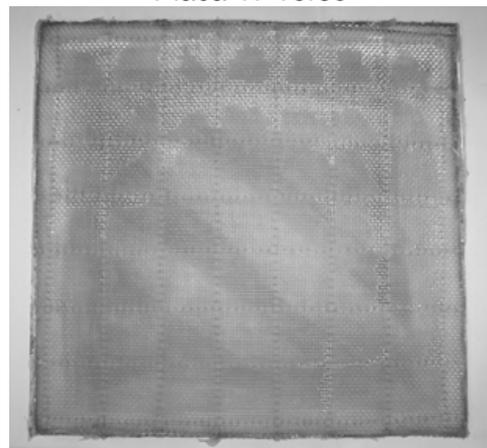
(h)

Placa 17 frente



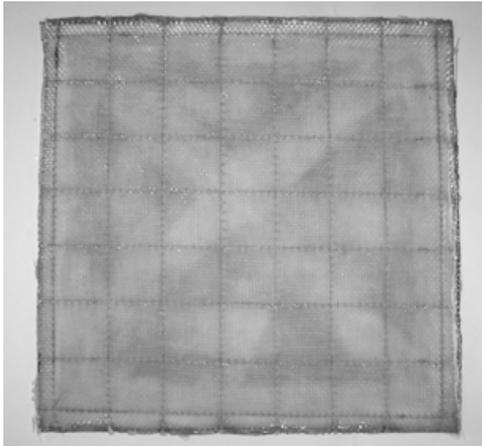
(i)

Placa 17 verso



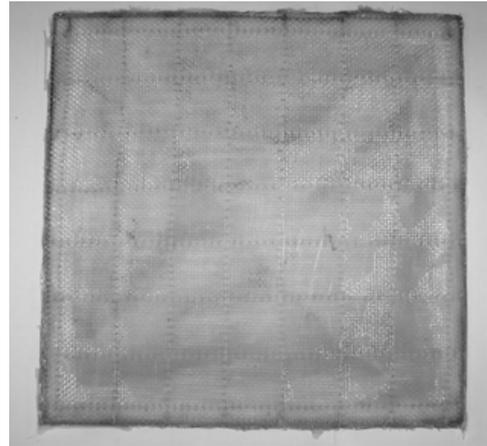
(j)

Placa 18 frente



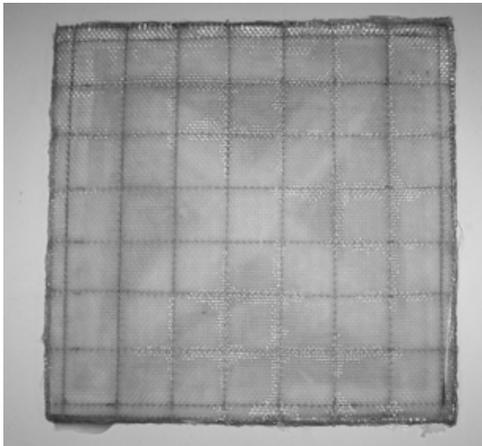
(k)

Placa 18 verso



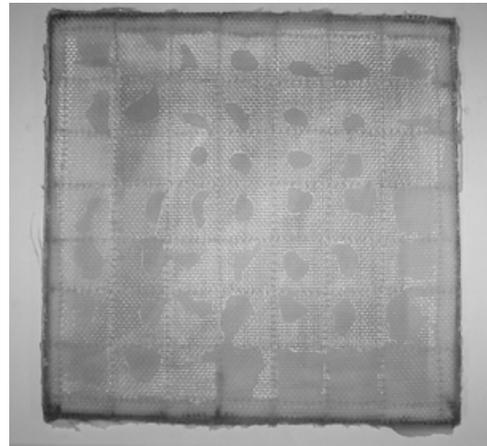
(l)

Placa 19 frente



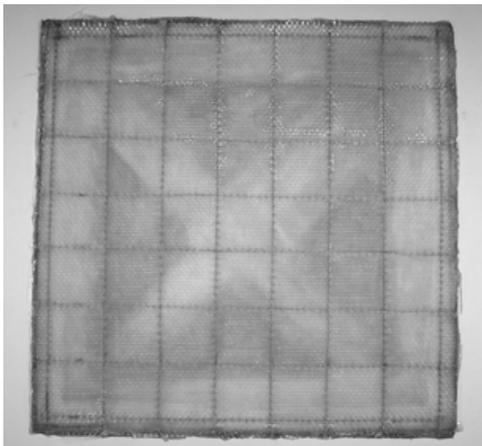
(m)

Placa 19 verso



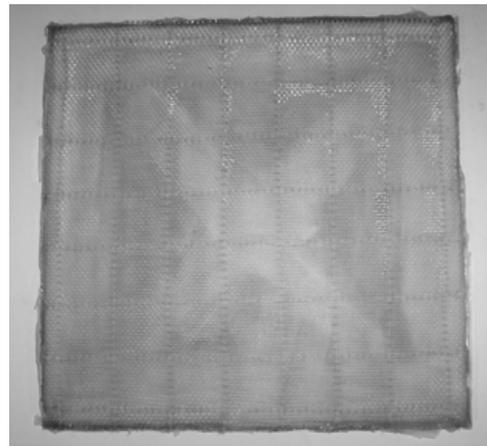
(n)

Placa 20 frente



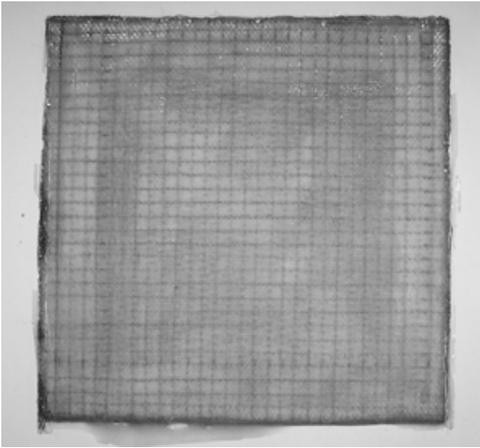
(o)

Placa 20 verso



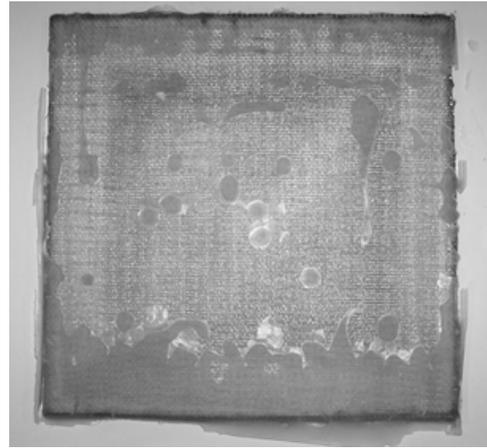
(p)

Placa 21 frente



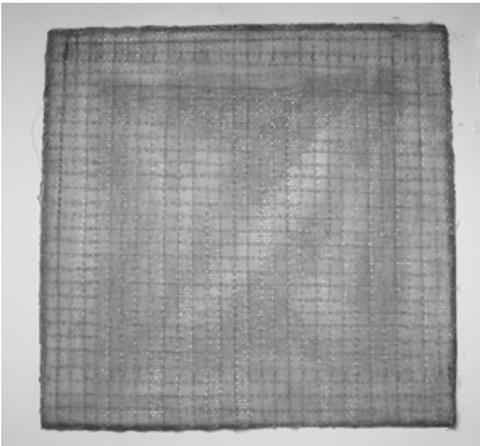
(q)

Placa 21 verso



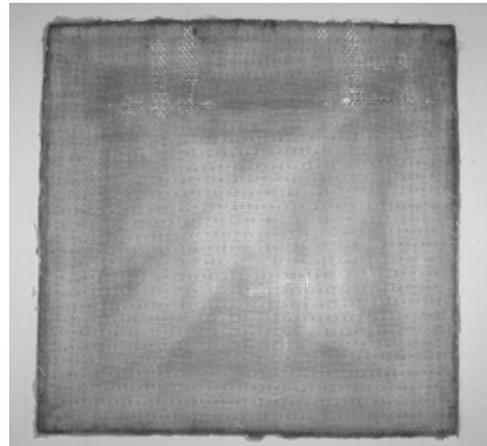
(r)

Placa 22 frente



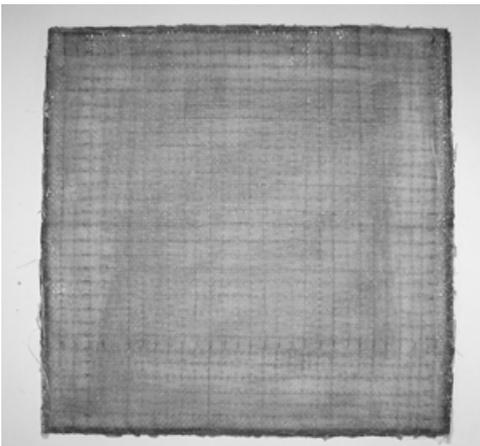
(s)

Placa 22 verso



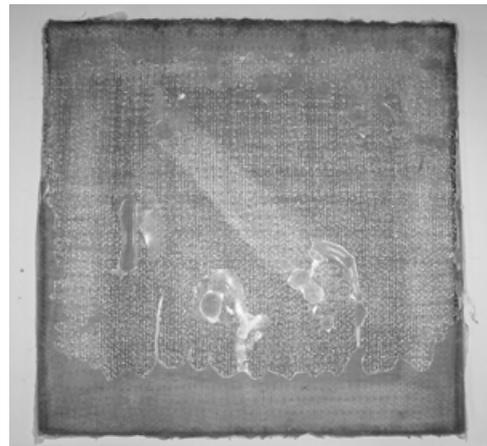
(t)

Placa 23 frente



(u)

Placa 23 verso



(v)

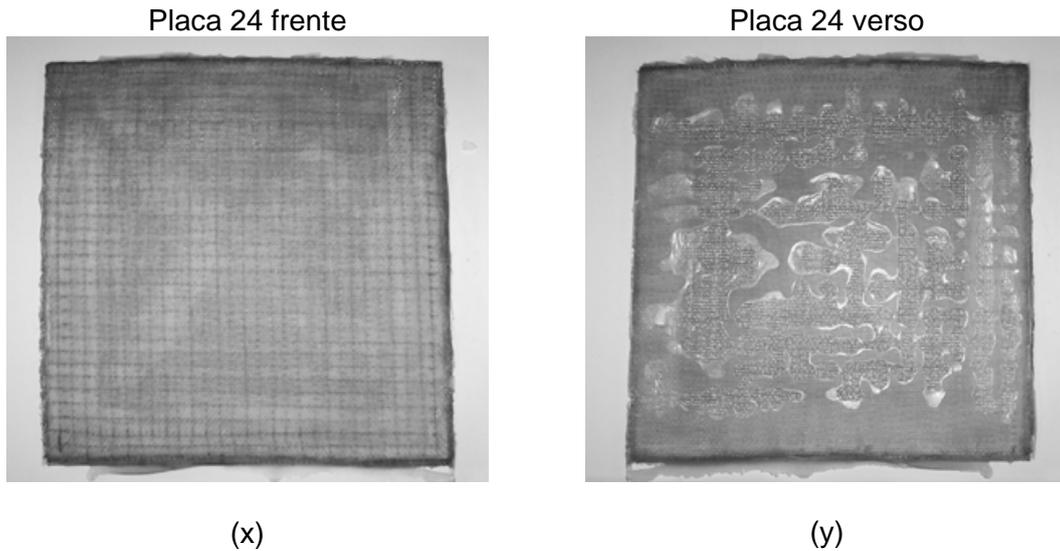


Figura 4.9 - Placas processadas: (a) placa 13 frente, (b) placa 13 verso, (c) placa 14 frente, (d) placa 14 verso, (e) placa 15 frente, (f) placa 15 verso, (g) placa 16 frente, (h) placa 16 verso, (i) placa 17 frente, (j) placa 17 verso, (k) placa 18 frente, (l) placa 18 verso, (m) placa 19 frente, (n) placa 19 verso, (o) placa 20 frente, (p) placa 20 verso, (q) placa 21 frente, (r) placa 21 verso, (s) placa 22 frente, (t) placa 22 verso, (u) placa 23 frente, (v) placa 23 verso, (x) placa 24 frente e (y) placa 24 verso.

4.4 Análise da resina

A Figura 4.10 mostra o resultado obtido pelo DSC da resina epóxi AR300.

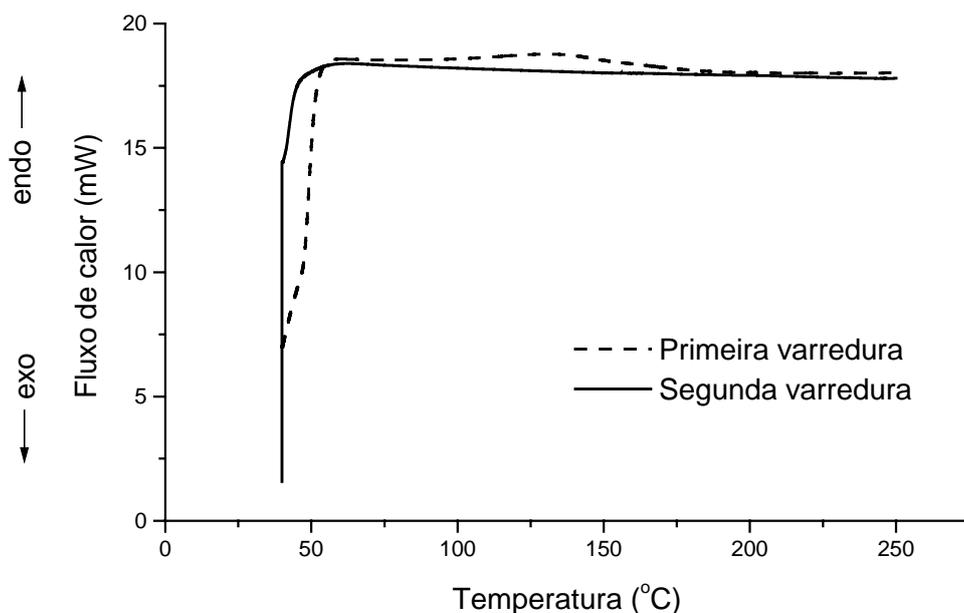


Figura 4.10 - Curva calorimétrica da resina epóxi AR-300.

Pode-se observar que não há diferença entre as curvas das duas varreduras realizadas que possa caracterizar uma pós-cura da resina. Com isso, pode-se concluir que, conforme informado pelo fabricante, a resina cura a temperatura ambiente.

4.5 Ensaios mecânicos

Foram preparados 10 corpos de prova para cada condição, sendo 5 para ensaio de tração e 5 para flexão. De cada corpo de prova foram efetuadas 10 medições da espessura. A média das 100 medições realizadas em cada placa estão apresentadas na Tabela 4.6. Também foi estimada a fração volumétrica de fibras de cada placa através da equação 3.1. Pode-se observar que a fração volumétrica de fibras aumenta com o acréscimo da densidade de costura na placa. Isso ocorre porque a costura contribui para a compactação da pré-forma.

Tabela 4.6 - Espessuras e frações volumétricas estimadas das placas submetidas aos ensaios mecânicos.

Placa	Nº de camadas	Pré-forma	Espessura (mm)	V _f estimada (%)
13	9	sem costura	7,33 ± 0,12	51,98
16	11	sem costura	9,46 ± 0,13	49,18
17	9	costurada com espaçamento de 40 mm	7,36 ± 0,35	51,72
20	11	costurada com espaçamento de 40 mm	8,88 ± 0,34	52,43
22	9	costurada com espaçamento de 10 mm	6,73 ± 0,18	56,54
23	11	costurada com espaçamento de 10 mm	8,16 ± 0,16	57,03

4.5.1 Ensaio de tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração estão apresentados na Tabela 4.7. A média foi calculada com 5 resultados em cada placa. A curva tensão *versus* deformação típica obtida nos ensaios de tração realizados está exemplificada na Figura 4.11.

Tabela 4.7 - Resultados dos ensaios de tração.

Placa	Nº de camadas	Pré-forma	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
13	9	sem costura	245,6 ± 4,1	17,5 ± 0,8
16	11	sem costura	190,8 ± 12,3	16,7 ± 0,9
17	9	costurada com espaçamento de 40 mm	245,3 ± 13,7	15,3 ± 0,4
20	11	costurada com espaçamento de 40 mm	250,6 ± 10,3	18,0 ± 2,0
22	9	costurada com espaçamento de 10 mm	239,1 ± 7,1	17,1 ± 2,1
23	11	costurada com espaçamento de 10 mm	226,8 ± 3,8	16,3 ± 1,8

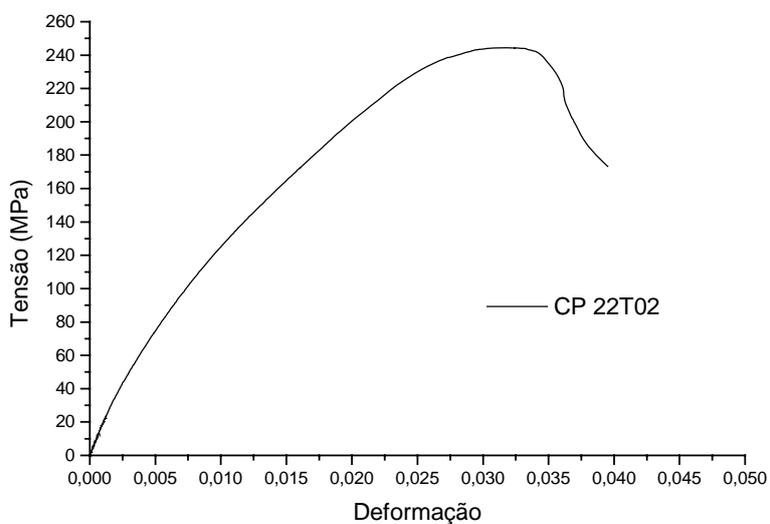


Figura 4.11 - Curva tensão *versus* deformação típica obtida nos ensaios de tração realizados.

Na tabela da análise de variância para a resistência à tração (Tabela 4.8) pode-se observar que o valor p para todas as fontes de variação é menor que o nível de significância adotado (0,05). Portanto, há evidências que todos os fatores influenciam a resistência. Esse comportamento também pode ser observado no gráfico das médias apresentado na Figura 4.12. A adequação ao modelo para análise de variância foi verificada pelos gráficos apresentados na Figura 4.13 e na Figura 4.14. Pode-se observar que os resultados para a placa com 11 camadas e sem costura são significativamente menores do que os das demais condições. Isso pode ter ocorrido devido a um maior espaçamento entre as camadas de tecido, ou seja, a uma menor fração volumétrica de fibras, conforme estimativa apresentada na Tabela 4.6 (Placa 16).

Tabela 4.8 - Análise de variância para resistência à tração.

Fonte de Variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
Nº de camadas	3182,63	1	3182,634	36,20691	0,000003
Pré-forma	4438,14	2	2219,069	25,24501	0,000001
Interação	4773,58	2	2386,789	27,15306	0,000001
Erro	2109,63	24	87,901		
Total	14503,98	29			

Na tabela da análise de variância para o módulo de elasticidade em tração (Tabela 4.9) pode-se observar que o valor p para interação dos fatores é menor que o nível de significância adotado (0,05). Portanto, há evidências que a interação influencia o módulo de elasticidade. Já para os dois fatores analisados, o valor p é maior que o nível de significância adotado (0,05), evidenciando que esses fatores não influenciam o módulo de elasticidade. Esse comportamento também pode ser observado no gráfico das médias apresentado na Figura 4.15. A adequação ao

modelo para análise de variância foi verificada pelos gráficos apresentados na Figura 4.16 e na Figura 4.17.

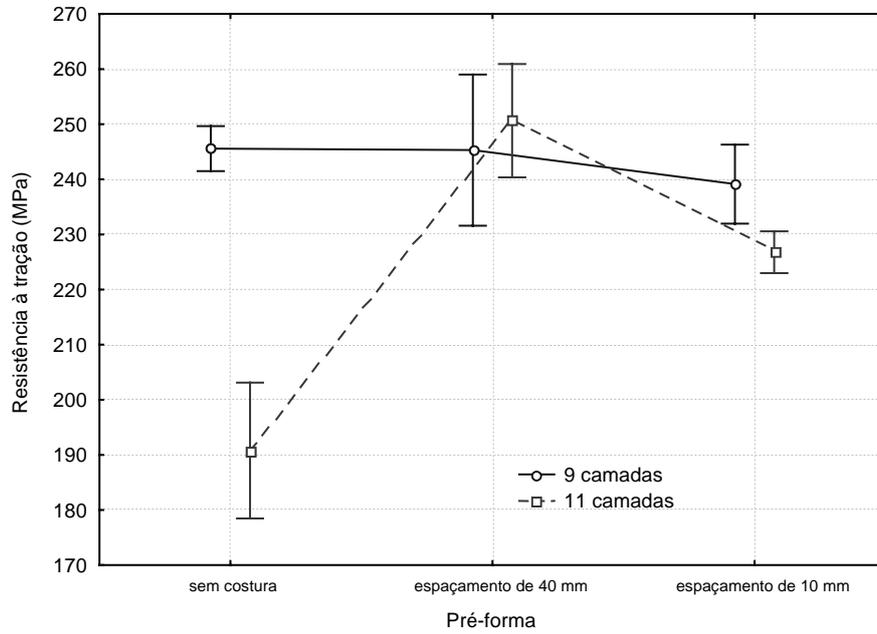


Figura 4.12 - Gráfico das médias para resistência à tração.

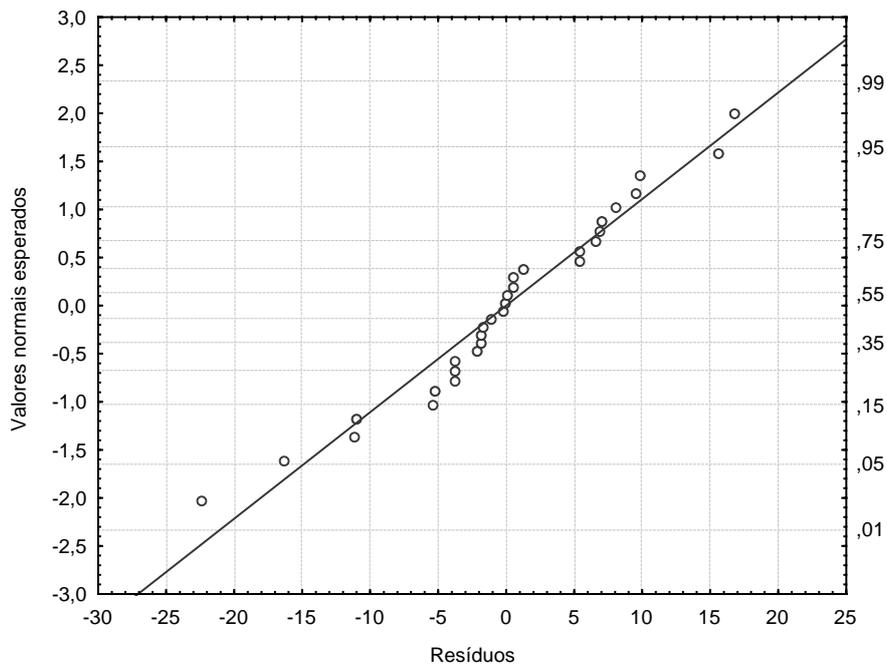


Figura 4.13 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para resistência à tração.

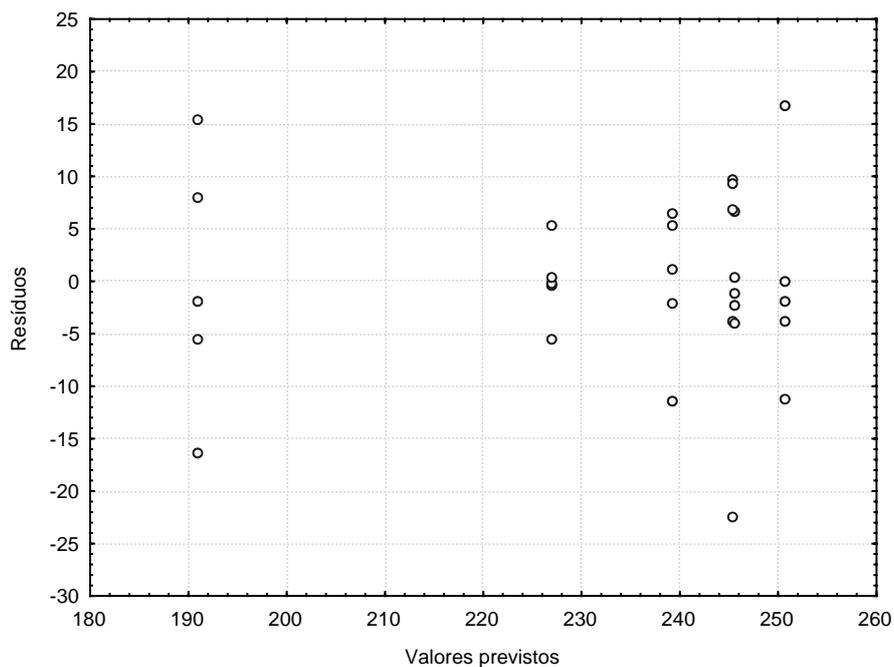


Figura 4.14 - Gráfico dos resíduos *versus* valores previstos para resistência à tração.

Tabela 4.9 - Análise de variância para módulo de elasticidade em tração.

Fonte de Variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
Nº de camadas	1,05197	1	1,05197	0,473533	0,497964
Pré-forma	0,97502	2	0,48751	0,219446	0,804557
Interação	21,53524	2	10,76762	4,846918	0,017058
Erro	53,31694	24	2,22154		
Total	76,87916	29			

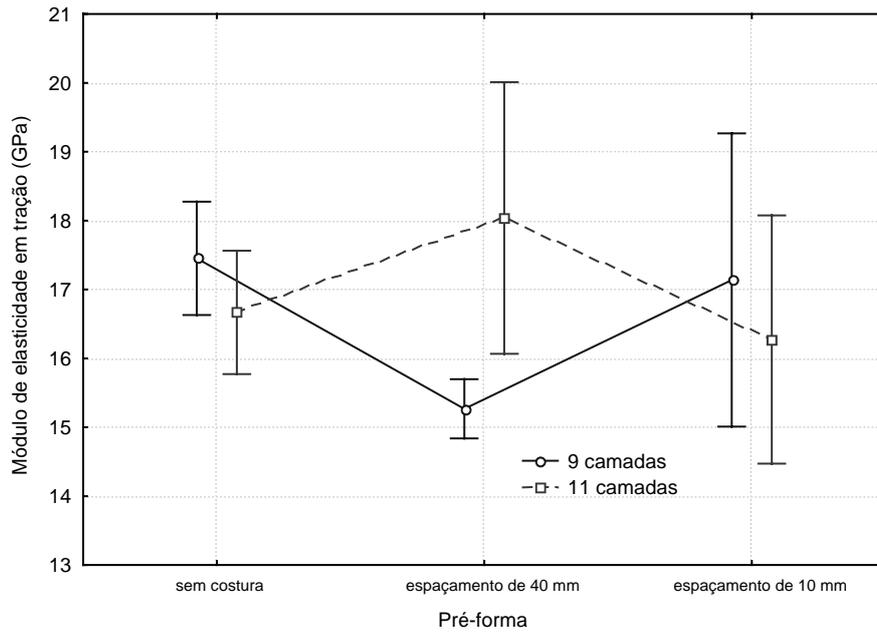


Figura 4.15 - Gráfico das médias para módulo de elasticidade em tração.

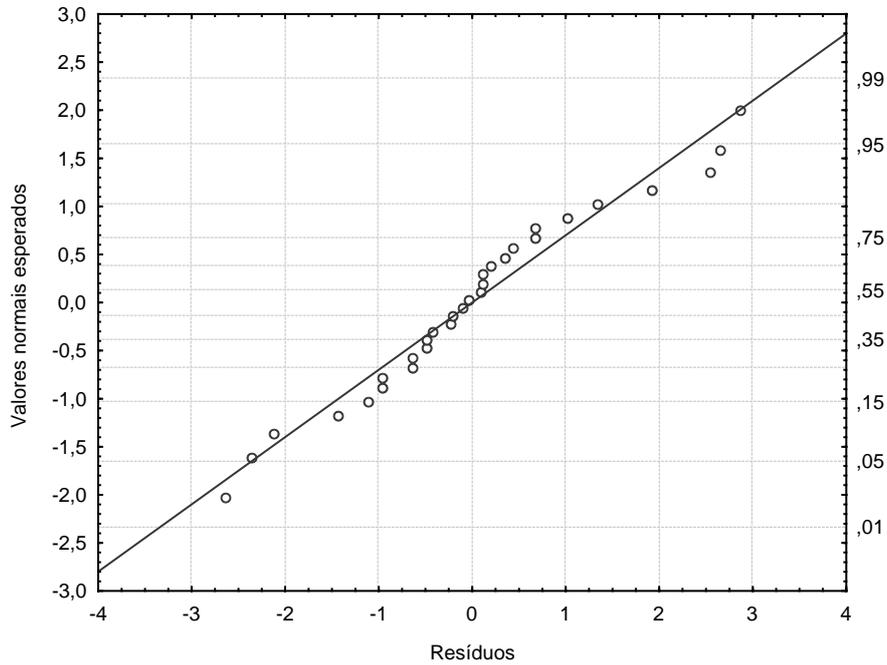


Figura 4.16 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para módulo de elasticidade em tração.

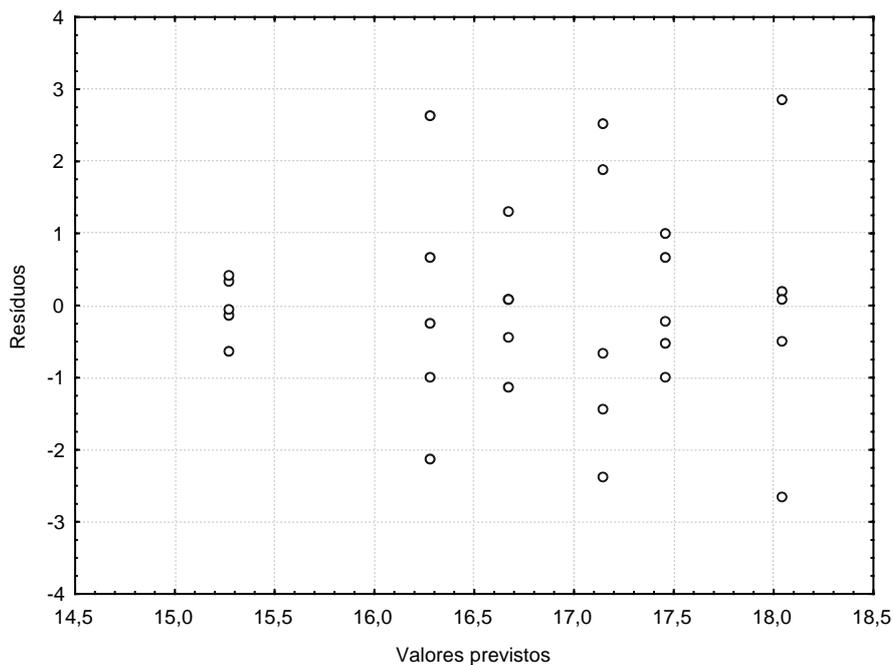


Figura 4.17 - Gráfico dos resíduos *versus* valores previstos para módulo de elasticidade em tração.

4.5.2 Ensaio de flexão

Os resultados obtidos nos ensaios de flexão estão apresentados na Tabela 4.10. A média foi calculada com 5 resultados em cada placa. A curva tensão *versus* deformação típica obtida nos ensaios de flexão realizados está exemplificada na Figura 4.18. Em todos os corpos de prova, o lado moldado pela placa de alumínio foi submetido à tração.

Na tabela da análise de variância para a resistência à flexão (Tabela 4.11) pode-se observar que o valor p para interação dos fatores é menor que o nível de significância adotado (0,05). Portanto, há evidências que a interação influencia a resistência. Já para os dois fatores analisados, o valor p é maior que o nível de significância adotado (0,05), evidenciando que esses fatores não influenciam a resistência. Esse comportamento também pode ser observado no gráfico das médias apresentado na Figura 4.19. A adequação ao modelo para análise de variância foi verificada pelos gráficos apresentados na Figura 4.20 e na Figura 4.21.

Tabela 4.10 - Resultados dos ensaios de flexão.

Placa	Nº de camadas	Pré-forma	Resistência à flexão (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
13	9	sem costura	176,1 ± 2,9	15,9 ± 0,8
16	11	sem costura	133,9 ± 9,7	14,5 ± 0,3
17	9	costurada com espaçamento de 40 mm	141,0 ± 3,4	14,6 ± 0,8
20	11	costurada com espaçamento de 40 mm	150,6 ± 15,7	14,8 ± 0,9
22	9	costurada com espaçamento de 10 mm	136,2 ± 6,3	15,1 ± 1,6
23	11	costurada com espaçamento de 10 mm	170,3 ± 13,3	14,2 ± 0,4

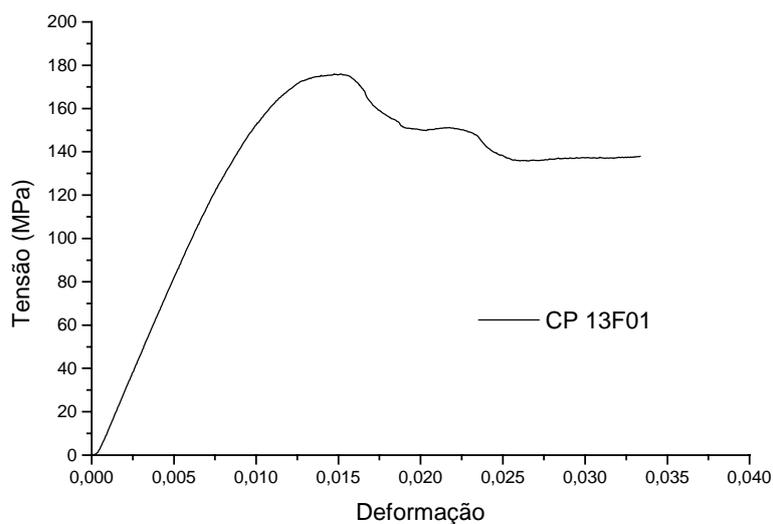


Figura 4.18 - Curva tensão *versus* deformação típica obtida nos ensaios de flexão realizados.

Pode-se observar que a resistência à flexão das placas com 11 camadas aumentou com a presença das costuras. Isso pode estar relacionado ao aumento da fração volumétrica de fibras, conforme estimativa apresentada na Tabela 4.6. Nas pré-formas costuradas o lado convexo foi moldado pela bolsa de vácuo. Portanto, no lado moldado pela placa de alumínio formaram-se regiões com excesso de resina.

Como esse lado foi o submetido à tração no ensaio de flexão, essas regiões provavelmente contribuíram para o decréscimo da resistência observado nas placas com 9 camadas costuradas. A placa com 11 camadas com espaçamento entre as costuras de 10 mm apresentou falha no preenchimento, conforme mostra a Figura 4.9v, assim não foi observado a região com excesso de resina, isso contribuiu para maior resistência comparada com a placa com 9 camadas com espaçamento entre as costuras de 10 mm.

Tabela 4.11 - Análise de variância para resistência à flexão.

Fonte de Variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
Nº de camadas	2,09	1	2,095	0,02175	0,883992
Pré-forma	475,86	2	237,932	2,47035	0,105786
Interação	7603,78	2	3801,888	39,47335	< 0,000001
Erro	2311,57	24	96,315		
Total	10393,30	29			

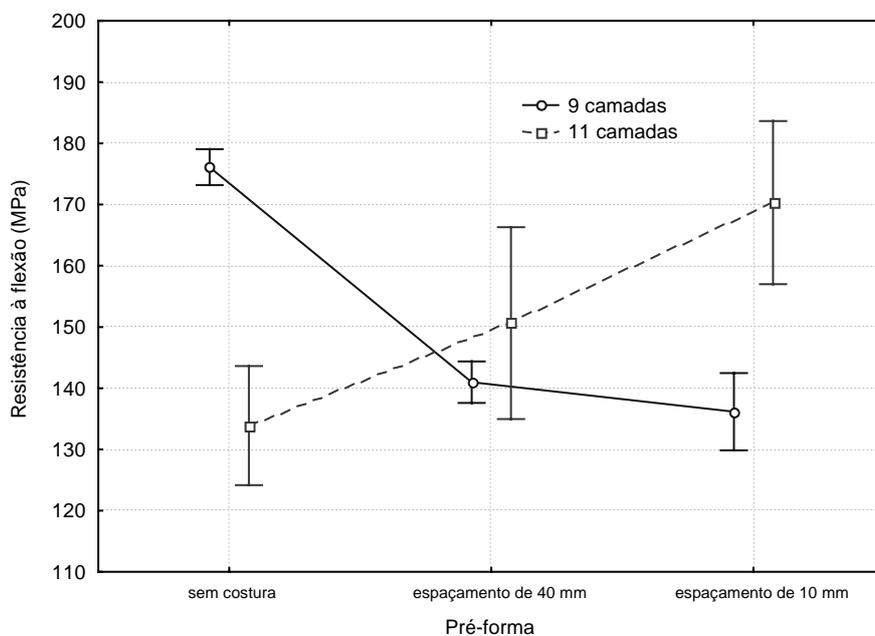


Figura 4.19 - Gráfico das médias para resistência à flexão.

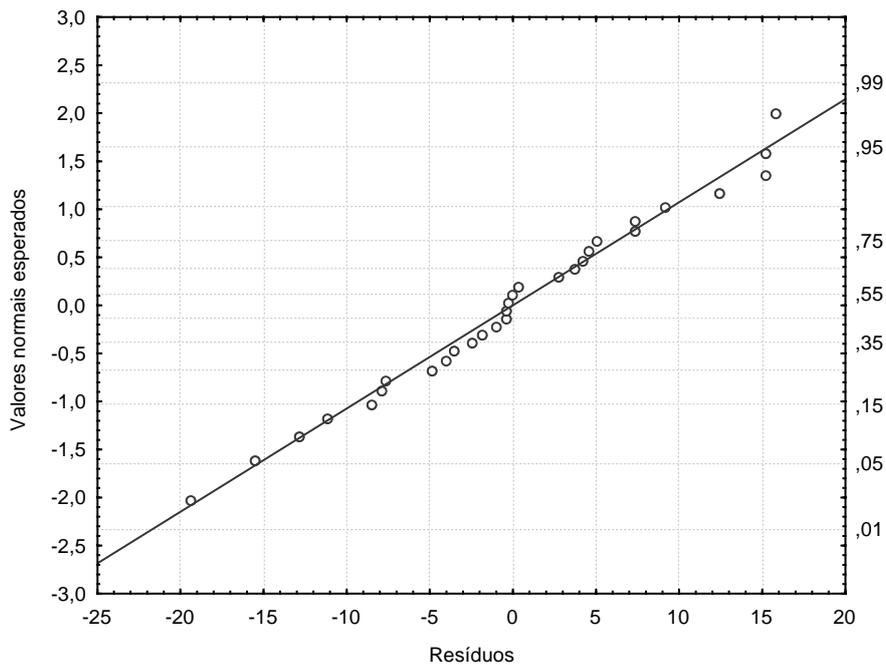


Figura 4.20 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para resistência à flexão.

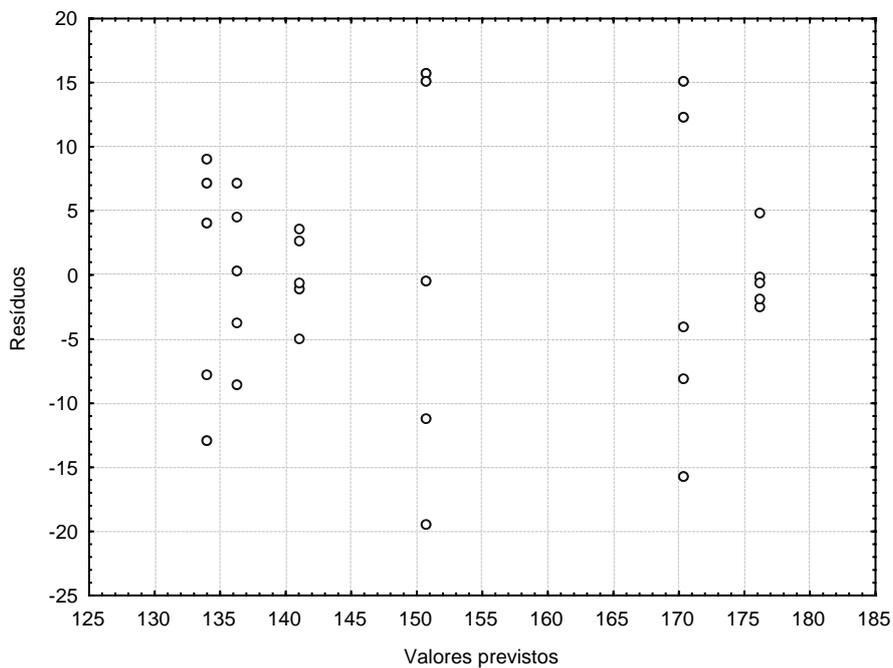


Figura 4.21 - Gráfico dos resíduos versus valores previstos para resistência à flexão.

Na tabela da análise de variância para o módulo de elasticidade em flexão (Tabela 4.12) pode-se observar que o valor p para o número de camadas é

aproximadamente igual ao nível de significância adotado (0,05). Portanto, há evidências que o número de camadas pode influenciar o módulo de elasticidade. Já para as demais fontes de variação, o valor p é maior que o nível de significância adotado (0,05), evidenciando que essas fontes de variação não influenciam o módulo de elasticidade. Esse comportamento também pode ser observado no gráfico das médias apresentado na Figura 4.22. A adequação ao modelo para análise de variância foi verificada pelos gráficos apresentados na Figura 4.23 e na Figura 4.24.

Tabela 4.12 - Análise de variância para módulo de elasticidade em flexão.

Fonte de Variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
Nº de camadas	3,54352	1	3,543521	4,470543	0,045062
Pré-forma	1,65590	2	0,827951	1,044551	0,367304
Interação	3,48586	2	1,742929	2,198897	0,132776
Erro	19,02331	24	0,792638		
Total	27,70859	29			

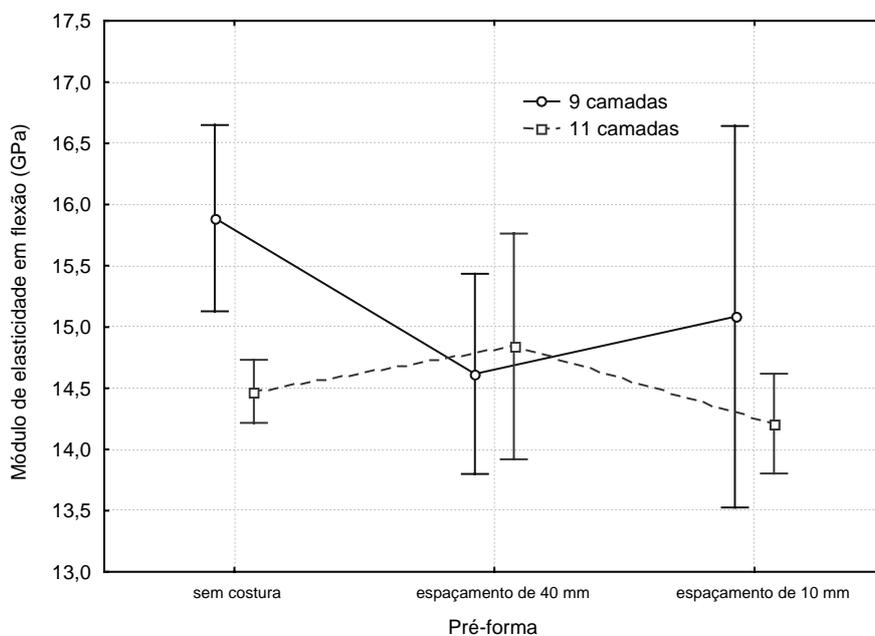


Figura 4.22 - Gráfico das médias para módulo de elasticidade em flexão.

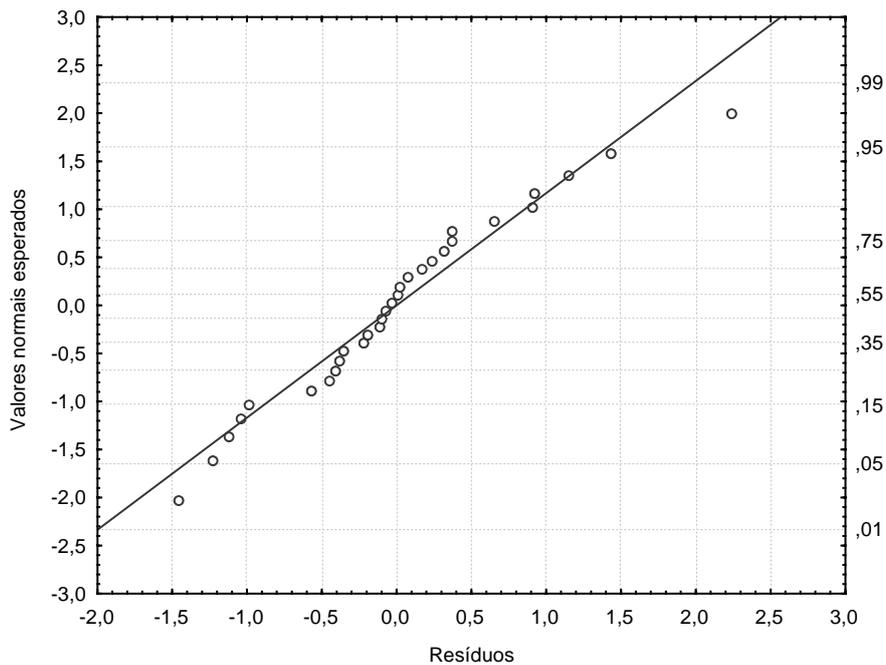


Figura 4.23 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos para módulo de elasticidade em flexão.

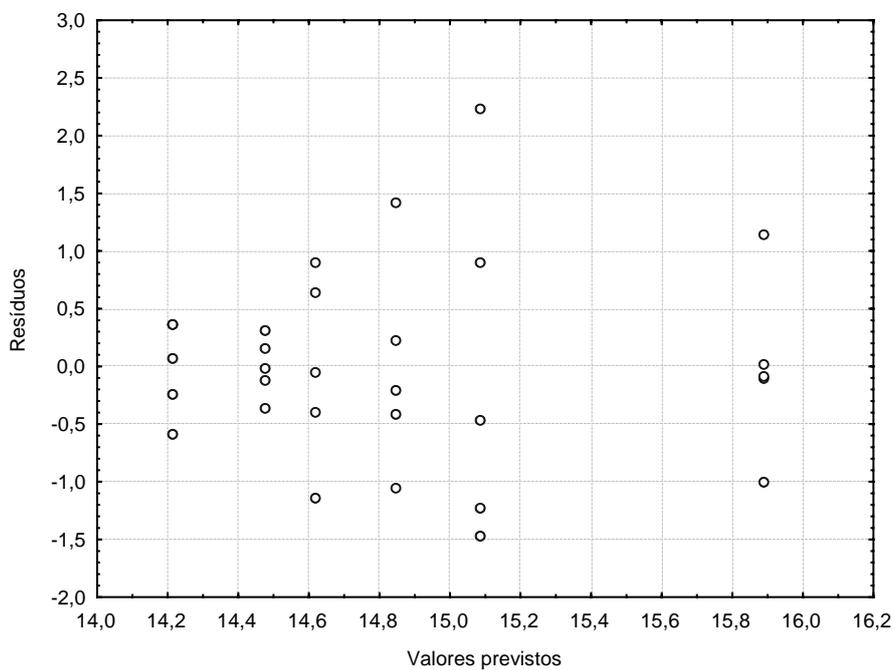


Figura 4.24 - Gráfico dos resíduos versus valores previstos para módulo de elasticidade em flexão.

4.6 Ensaio balístico

Os resultados obtidos no ensaio balístico realizado com munição 9 mm estão apresentados na Tabela 4.13, onde V_1 é a velocidade do projétil antes do impacto e V_2 é a velocidade após o impacto. A Figura 4.25 mostra a energia absorvida para as diferentes condições. Todas as placas foram impactadas no lado moldado pela bolsa de vácuo. Somente a placa 14 resistiu ao impacto.

Tabela 4.13 - Resultados do ensaio balístico.

Placa	Nº de camadas	Pré-forma	V_1 (m/s)	V_2 (m/s)	Energia absorvida (J)
14	11	sem costura	365,9	0,0	535,5
15	9	sem costura	368,7	217,6	354,3
18	9	costurada com espaçamento de 40 mm	371,5	252,4	297,2
19	11	costurada com espaçamento de 40 mm	370,4	166,4	438,1
21	9	costurada com espaçamento de 10 mm	371,4	240,9	319,7
24	11	costurada com espaçamento de 10 mm	395,8	110,0	578,2

Apesar da diferença entre as velocidades do projétil antes do impacto, pode-se observar que energia absorvida pelas placas aumenta com o acréscimo do número de camadas. Para as placas com 9 camadas, tem-se que as velocidades iniciais são próximas. Nesse caso, pode-se observar que a energia absorvida diminui com a presença da costura, sendo menor para placa costurada com espaçamento entre as costuras de 40 mm. A costura diminui a energia absorvida porque dificulta a propagação de danos e facilita a penetração do projétil. O aumento da energia absorvida com o aumento da densidade de costura pode ser explicado pelo aumento na fração volumétrica de fibras.

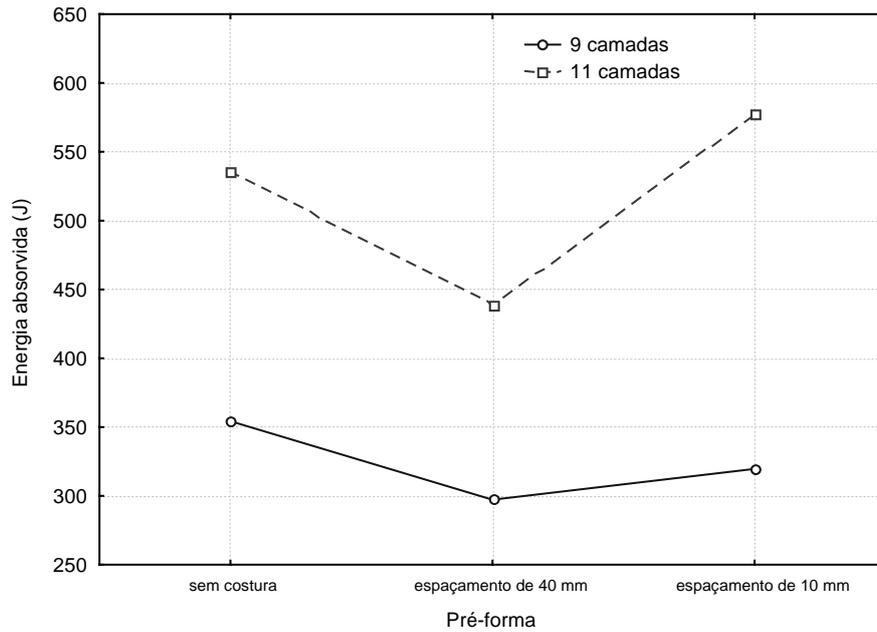


Figura 4.25 - Gráfico da energia absorvida no impacto.

Como o material é transparente, é possível mapear e medir a área de danos, pois essa região apresenta menor transparência. Esse método não é capaz de diferenciar os principais modos de falhas encontrados em materiais compósitos, ou seja, fratura da fibra, fratura da matriz, separação fibra-matriz e delaminação. Contudo, o tamanho e a geometria dessa área podem oferecer informações importantes sobre o comportamento balístico desses materiais [61].

Foi realizada a análise de imagem da frente (lado impactado) e do verso das placas após o impacto, utilizando-se o software Image-Pro Plus. Foram determinadas as áreas de danos (A_D), os diâmetros de Feret (distância entre duas tangentes paralelas que tocam lados opostos de um objeto) máximo (F_{max}) e mínimo (F_{min}), a circularidade (C) e os ângulos entre o diâmetro máximo e a vertical (urdume). Todas as medidas foram feitas na frente e no verso das placas, e foram calculadas as razões entre as áreas de danos do verso e da frente das placas (A_{DV}/A_{DF}), a Tabela 4.14 apresenta os resultados. A Figura 4.26, a Figura 4.27 e a Figura 4.28 mostram os

gráficos das áreas de danos da frente e do verso das placas e a razão entre essas duas áreas.

Tabela 4.14 - Resultados da análise de imagem.

Placa	Posição	A_D (mm ²)	A_{DV}/A_{DF}	F_{max} (mm)	F_{min} (mm)	C	Ângulo
14	frente	77,6	3,1	11,9	8,4	0,7	172
	verso	241,2		18,6	16,6	0,9	18
15	frente	44,1	3,5	7,9	7,1	0,9	174
	verso	156,0		15,8	13,1	0,8	166
18	frente	8,4	6,4	3,4	3,1	0,9	104
	verso	53,9		8,8	7,7	0,9	94
19	frente	12,4	7,3	4,1	3,8	0,9	175
	verso	90,5		11,8	9,4	0,8	7
21	frente	3,4	8,5	2,3	2,0	0,8	36
	verso	29,4		7,0	5,5	0,8	27
24	frente	5,0	14,4	2,7	2,4	0,9	167
	verso	72,1		10,4	8,7	0,8	6

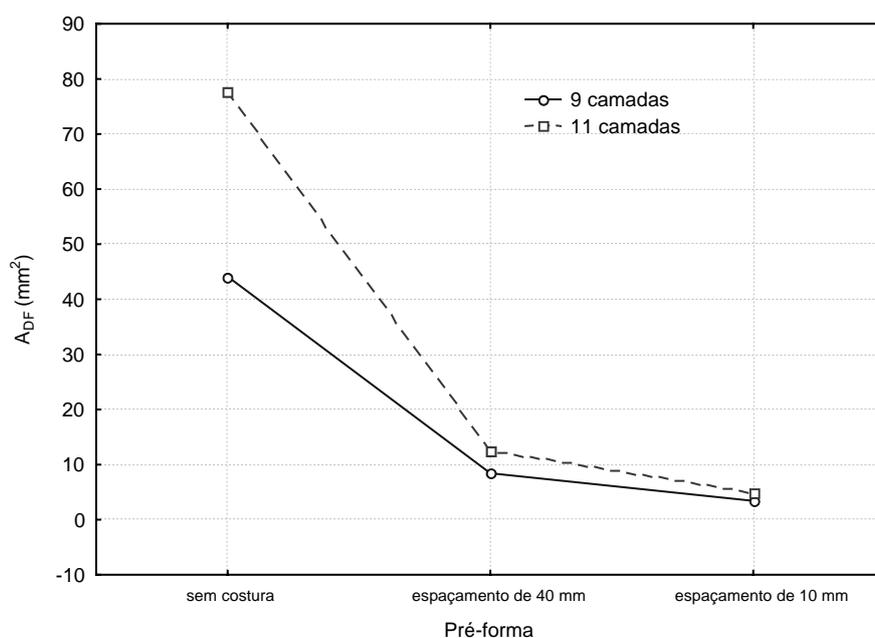


Figura 4.26 - Gráfico da área de danos da frente da placa para diferentes condições.

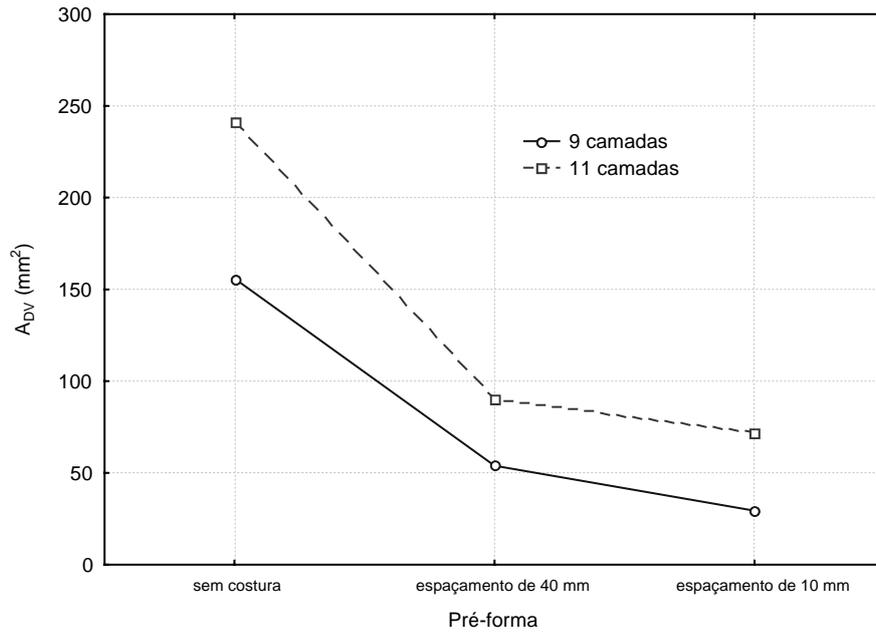


Figura 4.27 - Gráfico da área de danos do verso da placa para diferentes condições.

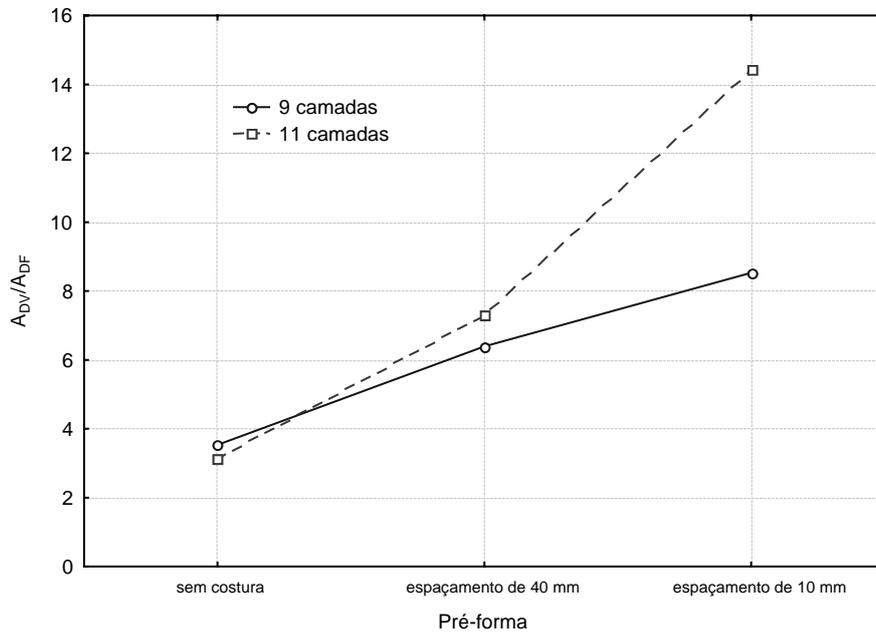


Figura 4.28 - Gráfico da razão entre as áreas de danos do verso e da frente das placa para diferentes condições.

Pode-se observar que a área de danos diminuiu com a redução no número de camadas e com a mudança da pré-forma de sem para com costuras, sendo menor no caso da pré-forma com espaçamento entre as costuras de 10 mm, ou seja, com maior densidade de costura. Como as placas são do mesmo tamanho, as mais espessas, ou seja, as com 11 camadas, apresentam maior rigidez e por isso, apresentam maiores áreas de danos [54]. A presença da costura dificulta a propagação da delaminação, ou seja, aumenta a tenacidade à fratura interlaminar, por isso quanto maior a densidade de costura, menor a área de danos.

A forma cônica da área de danos pode ser avaliada pela razão entre as áreas de danos, quanto menor for a razão entre as áreas de danos do verso e da frente das placas o perfil da região de danos estará mais próximo a uma forma cilíndrica. Pode-se observar que a razão entre as áreas de danos aumenta com a presença da costura. O acréscimo do número de camadas aumentou a razão entre as áreas de danos para as placas costuradas, porém para as placas sem costura a razão diminuiu.

A circularidade é determinada pela seguinte equação:

$$C = \frac{4A}{\pi F_{\max}^2} \quad (4.1)$$

e varia de 1 para o caso do círculo perfeito a zero para formas alongadas [61].

Áreas de danos alongadas indicam uma direção preferencial de deformação. Essa direção pode ser determinada pelo ângulo entre o diâmetro máximo e a vertical (urdume). Quanto maior for a circularidade, o ângulo pode assumir valores não representativos. Com exceção da placa 21, a direção preferencial de deformação foi a direção das fibras, sendo para placa 18 a direção da trama e para as demais a direção do urdume.

Nos resultados obtidos observa-se que as placas com costura são mais adequadas para aplicações balísticas submetidas a múltiplos impactos, devido à menor área de danos gerada por cada impacto. Enquanto as placas sem costura são

mais adequadas para aplicações balísticas submetidas a um único impacto, devido a maior energia absorvida, ou seja, maior resistência balística.

5 Conclusões

Este trabalho estabeleceu uma metodologia para fabricação de placas compósitas pela técnica de moldagem de compósito por infusão de resina de Seemann (SCRIMP).

Com a análise das frações volumétricas em diversas posições de uma placa, foi verificado que fibras, resina e vazios estão distribuídos uniformemente no plano da placa. Também foi observado que a fração volumétrica de fibras aumenta com a densidade de costura. Isso ocorre porque a costura contribui para a compactação da pré-forma.

Nos ensaios mecânicos observou-se que a placa com 11 camadas e sem costura apresentou as menores resistências à tração e à flexão, provavelmente devido a sua menor fração volumétrica de fibras, ou seja, maior espaçamento entre as camadas de tecido. No ensaio de flexão, a resistência das placas com 11 camadas aumentou com a presença das costuras. Isso pode estar relacionado ao aumento da fração volumétrica de fibras. Já para as placas com 9 camadas a resistência diminuiu com a presença das costuras. Isso pode ser explicado pela presença de regiões com excesso de resina geradas pela forma convexa das pré-formas costuradas.

Os ensaios balísticos realizados evidenciaram que a presença da costura e a redução no número de camadas reduzem a área de danos gerada pelo impacto com munição 9 mm. Já a energia absorvida no impacto aumenta com o acréscimo no número de camadas e diminui com a presença da costura. Também foi observado que a direção preferencial de deformação é a direção das fibras.

6 Referências bibliográficas

- [1] GILLIO, E. F., *Co-Injection Resin Transfer Molding of Hybrid Composites*. CCM Report 97-23, Center Composite Materials, University of Delaware, Newark, Delaware, USA, 1997.
- [2] BEARDMORE, P. "Manufacturing processes: consumer products". In: *Engineered Materials Handbook*, Reinhart, T. J. ed., v.1, ASM International, 1987.
- [3] MONIB, A. M., *Damage tolerance of thick-section composites subjected to ballistic impact*. Master Thesis, CCM Report 99-08, Center Composite Materials, University of Delaware, Newark, Delaware, USA, 1999.
- [4] BOURBAN, P.E., BERNET, N., ZANETTO, J. E., *et al.* "Material phenomena controlling rapid processing of thermoplastic composites", *Composites: Part A*, v. 32, pp. 1045-1057, 2001.
- [5] "Scrimp offers a cleaner alternative", *Reinforced Plastics* v. 46, pp. 26-29, 2002.
- [6] BECKWITH, S. W., HYLAND, C. R. "Resin transfer molding: a decade of technology advances". In: *Resin Transfer Molding*, SAMPE Monograph n. 3, 1999.
- [7] STEENKAMER, D. A., *The influence of preform design and manufacturing issues on the processing and performance of resin transfer molded composites*. Dissertation, CCM Report 94-09, Center Composite Materials, University of Delaware, Newark, Delaware, USA, 1994.
- [8] HSIAO, K. T., *Simulation-based liquid injection control (SLIC): Methodology and applications in RTM and VARTM*. University of Delaware, Center for Composite Materials, 2003.
- [9] STARK, E. B., BREITIGAM, W. V. "Resin Transfer Molding Material". In: *Engineered Materials Handbook*, Reinhart, T. J. ed., v.1, ASM International, 1987.

- [10] SEEMANN III, W. H. *Plastic Transfer Molding Techniques for the Production of Fiber Reinforced Plastic Structures*, U. S. Patent # 4,902,215, Feb 20, 1990.
- [11] WILLIAMS, C., SUMMERSCALES, J., GROVE, S. "Resin infusion under flexible tooling (RIFT): a review", *Composites: Part A* v. 27, pp. 517-524, 1996.
- [12] SHIH, C. H., LIU, Q. L., LEE, L.J. "Tackified SCRIMP for aerospace applications". In: *Proceedings of the 45th International SAMPE Symposium and Exhibition - Science of Advanced Materials and Process Engineering Series* v. 45, pp. 776-787, Long Beach, CA, May 21-25, 2000.
- [13] HEIDER, D., LI, W., ENGEL, K., GILLESPIE, J. W. "Improvement of surface quality during VARTM processing". In: *SAMPE 2003 Technical Conference Proceedings - Applications, Emerging Markets and Evolving Technologies*, pp. 282-289, Long Beach, CA, May 11-15, 2003.
- [14] AMOUROUX, S. C. "On the role of membrane to improve quality of VARTM processed composites", *SAMPE Journal* v. 42, n. 1, pp. 31-40, 2006.
- [15] HOES, K., DINESCU, D., SOL, H., *et al.* "New set-up for measurement of permeability properties of fibrous reinforcements for RTM", *Composites: Part A* v. 33, pp. 959-969, 2002.
- [16] CALADO, V., ADVANI, S. G. "Effective average permeability of multi-layer preforms in resin transfer molding", *Composites Science and Technology* v. 56, pp. 519-531, 1996.
- [17] DANIEL, I. M., UM, M. K., CHILDS, B. W., *et al.* "Permeability and resin flow measurements and simulations in composite preforms". In: *Proceedings of the 45th International SAMPE Symposium and Exhibition - Science of Advanced Materials and Process Engineering Series* v. 45, pp. 761-775, Long Beach, CA, May 21-25, 2000.

- [18] PARNAS, R. S., SALEM, A. J., SADIQ, T. A. K., *et al.* "The interaction between micro- and macro-scope flow in RTM preforms", *Composite Structures* v. 27, pp. 93-107, 1994.
- [19] PILLAI, K. M. "Governing equations for unsaturated flow through woven fiber mats. Part 1. Isothermal flows", *Composite: Part A* v. 33, pp. 1007-1019, 2002.
- [20] HAN, K. K., LEE, C. W., RICE, B. P. "Measurements of permeability of fiber preforms and applications", *Composites Science and Technologies* v. 60, pp. 2435-2441, 2000.
- [21] KOKX, V. S., BICKERTON, S. "Modeling liquid composite molding processes involving dynamic cavity thickness changes". In: *SAMPE 2003 Technical Conference Proceedings - Applications, Emerging Markets and Evolving Technologies*, pp. 1690-1701, Long Beach, CA, May 11-15, 2003.
- [22] WEITZENBÖCK, J. R., SHENOI, R. A., WILSON, P. A. "Measurement of three-dimensional permeability", *Composites: Part A* v. 29, pp. 159-169, 1998.
- [23] ACHESON, J. A., SIMACEK, P., ADVANI, S. G. "The implications of fiber compaction and saturation on fully coupled VARTM simulation", *Composites: Part A* v. 35, pp. 159-169, 2004.
- [24] KANG, M. K., LEE, W. I., HAHN, H. T. "Analysis of vacuum bag resin transfer molding process", *Composites: Part A* v. 32, pp. 1553-1560, 2001.
- [25] HAN, N. L., SUH, S. S., YANG, J. M., *et al.* "Resin film infusion of stitched stiffened composite panels", *Composites: Part A*, v. 34, pp. 227-236, 2003.
- [26] HAN, K., JIANG, S., ZHANG, C., *et al.* "Flow modeling and simulation of SCRIMP for composites manufacturing", *Composites: Part A* v. 31, pp. 79-86, 2000.
- [27] BUNTAIN, M. J., BICKERTON, S. "Compression flow permeability measurement: a continuous technique", *Composites: Part A* v. 34, pp. 445-457, 2003.

- [28] LIANG, Z., ZHANG, C., WANG, B., *et al.* "In-situ measurement and monitoring of fiber preform permeability for liquid composite molding". In: *Proceedings of the 45th International SAMPE Symposium and Exhibition - Science of Advanced Materials and Process Engineering Series* v. 45, pp. 2053-2062, Long Beach, CA, May 21-25, 2000.
- [29] FERLAND, P., GUITTARD, D., TROCHU, F. "Concurrent methods for permeability measurement in resin transfer molding", *Polymer Composites* v. 17, n. 1, pp. 149-158, 1996.
- [30] KISSINGER, C., MITSCHANG, P., NEITZEL, *et al.* "Continuous on-line permeability measurement of textile structures". In: *Proceedings of the 45th International SAMPE Symposium and Exhibition - Science of Advanced Materials and Process Engineering Series*, v. 45, pp. 2089-2096, Long Beach, CA, May 21-25, 2000.
- [31] GAUVIN, R., TROCHU, F., LEMENN, Y., *et al.* "Permeability measurement and flow simulation through fiber reinforcement", *Polymer Composites* v. 17, n. 1, pp. 34-42, 1996.
- [32] WETZENBÖCK, J. R., SHENOI, R. A., WILSON, P.A. "Radial flow permeability measurement. Part B: application", *Composites: Part A* v. 30, pp. 797-813, 1999.
- [33] LUO, Y., VERPOEST, I., HOES, K., *et al.* "Permeability measurement of textile reinforcements with several test fluids", *Composites: Part A* v. 32, pp. 1497-1504, 2001.
- [34] ENDRUWEIT, A., ERMANNI, P. "The in-plane permeability of sheared textiles. Experimental observations and a predictive conversion model", *Composites: Part A*, v. 35, pp. 439-451, 2004.

- [35] KIM, S. K., DANIEL, I. M. "Determination of three-dimensional permeability of fiber preforms by the inverse parameter estimation technique", *Composites: Part A* v. 34, pp. 421-429, 2003.
- [36] NEDANOV, P. B., ADVANI, S. G. "A method to determine 3D permeability of fibrous reinforcements", *Journal of Composite Materials* v. 36, n. 2, pp. 241-254, 2002.
- [37] CHEN, B., CHOU, T. W. "Compaction of woven-fabric preforms in liquid composite molding processes: single-layer deformation", *Composites Science and Technology* v. 59, pp. 1519-1526, 1999.
- [38] PINHEIRO, M. A. S. "Compósitos reforçados por tecidos", *Revista Militar de Ciência e Tecnologia* v. XVII, n. 1, pp. 9-18, 2000.
- [39] CHAWLA, K. K., *Composite Materials: Science and Engineering*. 1 ed. New York, Springer-Verlag, 1987.
- [40] MARSHALL, A. C., *Composite Basics*. 5 ed. California, Marshall Consulting, 1998.
- [41] PIGLIACAMPI, J. J. "Organic fibers". In: *Engineered Materials Handbook*, Reinhart, T. J. ed., v.1, ASM International, 1987.
- [42] MOURITZ, A. P., LEONG, K. H., HERSZBERG, I. "A review of the effect of stitching on the in-plane mechanical properties of fiber-reinforced polymer composites", *Composites: Part A* v. 28, pp. 979-991, 1997.
- [43] AYMERICH, F. "Effect of stitching on the static and fatigue performance of co-cured composite single-lap joints", *Journal of Composite Materials* v. 38, pp. 243-257, 2004.

- [44] DRAPIER, S., PAGOT, A., VAUTRIN, A., *et al.* "Influence of the stitching density on the transverse permeability of non-crimped new concept (NC2) multiaxial reinforcements: measurements and predictions", *Composites Science and Technology* v. 62, pp. 1979-1991, 2002.
- [45] <http://www.silaex.com.br>. Acesso em: 25 fev. 2005.
- [46] DUDGEON, C. D. "Polyester resins". In: *Engineered Materials Handbook*, Reinhart, T. J. ed., v.1, ASM International, 1987.
- [47] MEYERS, M. A., *Dynamic Behavior of Materials*. 1 ed. New York, John Wiley & Sons, 1994.
- [48] SILVA JR, J. E. L., PACIORNIK, S., D'ALMEIDA, J. R. M. "Determination of the post-ballistic impact mechanical behavior of a $\pm 45^\circ$ glass-fabric composite", *Polymer Testing* v. 23, pp. 599-604, 2004.
- [49] KARBHARI, V. M. "Impact characterization of RTM composites. Part I Metrics", *Journal of Materials Science* v. 32, pp. 4159-4166, 1997.
- [50] RYDIN, R. W., KARBHARI, V. M. "Partitioning energy during low-velocity impact of RTM fiber-reinforced composites", *International Journal of Impact Engineering* v. 21, pp. 773-789, 1998.
- [51] GELLERT, E. P., CIMPOERU, S. J., WOODWARD, R. L. "A study of the effect of target thickness on the ballistic perforation of glass-fibre-reinforced plastic composites", *International Journal of Impact Engineering* v. 24, pp. 445-456, 2000.
- [52] MOURITZ, A. P. "Ballistic impact and explosive blast resistance of stitched composites", *Composites: Part B* v. 32, pp. 431-439, 2001.

- [53] GILLESPIE, J. W., MONIB, A. M. "Damage tolerance of thick-section S-2 glass fabric composites subjected to ballistic impact loading", *Journal of Composite Materials* v. 37, pp. 2131-2147, 2003.
- [54] HOSUR, M. V., VAIDYA, U. K., ULVEN C., *et al.* "Performance of stitched/unstitched woven carbon/epoxy composites under high velocity impact loading", *Composites Structures* v. 64, pp. 455-466, 2004.
- [55] HOSUR, M. V., KARIM, M. R., JEELANI, S. "Experimental investigations on the response of stitched/unstitched woven S2-glass/SC15 epoxy composites under single and repeated low velocity impact loading", *Composite Structures* v. 61, pp. 89-102, 2003.
- [56] CALADO, V., MONTGOMERY, D., *Planejamento de Experimentos usando o Statistica*. Rio de Janeiro, e-papers, 2003.
- [57] MONIB, A. M., *Assessment of the effectiveness of resin infusion repair techniques on thick section composites*. Thesis, CCM Report 96-27, Center Composite Materials, University of Delaware, Newark, Delaware, USA, 1996.
- [58] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM D 3039 Standard*. "Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials". Philadelphia: 2000.
- [59] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM D 790 Standard*. "Standard test method for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials". Philadelphia, 2003.
- [60] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM D 3171 Standard*. "Standard test method for constituent content of composite materials". Philadelphia, 1999 (Reapproved 2004).

[61] NUNES, L. M., PACIORNIK, S., D`ALMEIDA, J. R. M. "Evaluation of the damaged area of glass-fiber-reinforced epoxy-matrix composite materials submitted to ballistic impacts", *Composites Science and Technology* v. 64, pp. 945-954, 2004.