

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO  
EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITO DE RESINA EPÓXI E FIBRAS CURTAS  
DE AÇO PARA FABRICAÇÃO RÁPIDA DE MOLDES PARA INJEÇÃO DE  
TERMOPLÁSTICOS**

**Tese submetida à**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA**

**para obtenção do grau de**

**DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**AURÉLIO DA COSTA SABINO NETTO**

**Florianópolis, outubro de 2008**



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO**  
**EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITO DE RESINA EPÓXI E FIBRAS CURTAS**  
**DE AÇO PARA FABRICAÇÃO RÁPIDA DE MOLDES PARA INJEÇÃO DE**  
**TERMOPLÁSTICOS**

**Esta tese foi julgada adequada para obtenção do título de**

**DOUTOR EM ENGENHARIA**

**ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA**

**sendo aprovada em sua forma final.**

---

*Gean Vitor Salmoria, Dr. Ing. (EMC-UFSC) - orientador*

---

*Antônio D. Sérgio Pouzada, PhD. (DEP-UMINHO) - orientador no exterior*

---

*Carlos Henrique Ahrens, Dr. Eng. (EMC-UFSC) - co-orientador*

---

*Eduardo Alberto Fancello, D.Sc. (EMC-UFSC) - coordenador do POSMEC*

**BANCA EXAMINADORA**

---

*Gean Vitor Salmoria, Dr. Ing. (EMC-UFSC) - presidente*

---

*José Alexandrino de Souza, Ph.D. (UFSCAR) - relator*

---

*Paulo Antônio Pereira Wendhausen, Dr. Ing. (EMC-UFSC)*

---

*Guilherme Mariz de Oliveira Barra, Dr. (EMC-UFSC)*

---

*Neri Volpato, Ph.D. (UTFPR)*



### ***Biografia do autor***

Aurélio da Costa Sabino Netto, 32, possui graduação em Engenharia de Produção Mecânica pela Universidade Federal de Santa Catarina (2000). Em 2003, apresentou sua dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica, na área de fabricação, pela mesma Universidade. Atualmente, é professor na área de Transformação de Termoplásticos do CEFET-RS, na Unidade de Sapucaia do Sul.



Dedico este trabalho ao meu pai, Maurélio  
(*in memorian*), meu grande mestre.

“Comecei por ti  
Para ficar ao teu lado  
Não queria te perder  
Mas a vida nos pregou esta peça  
Estavas certo  
Sinto agora saudades  
Lelo.”



## *Agradecimentos*

À toda minha família e especialmente à minha mãe, Zeliá, que nunca mediu esforços para a minha educação e com carinho e dedicação tornou tudo isto possível.

À minha namorada, Raquel, pelo carinho, amor e compreensão, compartilhando os momentos alegres e difíceis tanto no Brasil e como em Portugal.

Ao meu orientador em Portugal, Prof. António Pouzada, por ter me acolhido, orientado, apoiado e contribuído significativamente para que o trabalho se tornasse realmente uma tese de doutorado.

Ao meu orientador, prof. Gean Salmoria, pela orientação, incentivo e apoio para a realização deste trabalho.

Ao meu co-orientador, prof. Carlos Ahrens (Caíco), pelas preciosas sugestões e por ter contribuído para minha formação acadêmica desde a minha entrada no Cimject como bolsista.

Aos profs. da banca examinadora pela análise crítica da tese e pelas inúmeras e relevantes sugestões proferidas.

Aos profs. do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC e do Departamento de Engenharia de Polímeros da UM, pelo apoio e importantes contribuições ao trabalho.

Aos amigos, Felix e Marco, pelos irreverentes momentos juntos e pela grande ajuda dada na parte inicial deste trabalho.

À Paula Peixoto e aos técnicos da Universidade do Minho, Manoel, Maurício, Sampaio, Matheus e Vitor, que me auxiliaram na execução dos inúmeros experimentos realizados.

Ao grande amigo Peixoto por estar sempre pronto para ajudar, aconselhar e dividir frustrações, mas também por ter um ótimo senso de humor e aturar-me no dia-a-dia do Cimject e agora no CEFET-RS.

Ao Cristiano e turma do laboratório MAGMA que me ajudaram na parte “magnética” do trabalho.

Ao primo Marcelo (Malone) que muito me ajudou desde a graduação e ensinou o que eu precisei saber sobre estatística.

Aos cimjectianos, pós-graduandos e bolsistas, Aldren, Anderson, Andrei, Caio, Clauber, Cristiano, Diovani, Eduardo, Everson, Foggiatto, Fred, Guto Malandrão, Humberto, Janaína, João, Kurt, Lafratta, Mathias, Menezes, Michel, Paggi, Pedro, Pereira, Priscila, pelo companheirismo, dedicação e tornar trabalho em equipe uma atividade prazerosa.

Aos colegas pós-graduandos do DEP, Cibeli, Cristina, Lyudmil, Nuno Peixoto, Patrícia, Sílvia, e turma da biblioteca, Adriana, Carla, Célio, Cristina, Fátima, Jaime, Joel, Marta, Sônia, Zacarias, Zé, pelos ótimos momentos juntos e trocas de experiências.

Aos amigos brasileiros, Adílson, Alysson, Burak, Claudius, Filippe, Glauber, Guio, Igor, Vitor, e portugueses de Guimarães, Luís, Batista, Pedro, pelos momentos descontraídos e por me minimizar saudade que tinha da família e de casa.

Aos amigos e colegas do CEFET-SC que em diversas oportunidades me permitiram usar a estrutura do DAMM no meu trabalho.

Aos colegas do CEFET-RS, especialmente ao Durval que me ajudou na revisão documento final.

Ao CNPq e à Capes pelo suporte financeiro através da bolsa de doutorado e do estágio de doutorado na Universidade do Minho em Portugal.

A dona Georgina por ter me alugado, por um preço justo, a melhor cobertura de Guimarães.

Ao Snoopy (Buppy ou Negão), meu cachorro emprestado que sempre me recebe com um largo sorriso.

Finalmente, aos que contribuíram direta ou indiretamente com este trabalho e que, por um lapso de memória, foram esquecidos.

## ***Resumo***

Tem sido cada vez mais crescente a procura por ferramentas de projeto que possibilitem avaliar o desempenho de um produto em material termoplástico de forma confiável nas etapas iniciais do processo de desenvolvimento. No caso dos produtos em material termoplástico moldados por injeção, certas características somente podem ser avaliadas no material e no processo de fabricação definitivos. Os processos de fabricação rápida se tornaram uma importante ferramenta de projeto. Atualmente, existem processos específicos para cada uma das demandas de uma equipe de projeto. Quando séries pequenas ou peças-protótipo são necessárias, o processo de vazamento de resinas tem se difundido, sobretudo por ser um processo de baixo custo e ter um curto tempo para obtenção do molde. Entretanto, como normalmente os materiais empregados têm baixas resistência mecânica, estabilidade térmica e condutividade térmica, durante o processo de moldagem os moldes trabalham muito mais próximos do limite de resistência que os moldes de produção convencional. O objetivo deste trabalho foi desenvolver um compósito de resina epóxi e fibras curtas de aço (SSF) para a fabricação rápida de moldes de injeção por vazamento em vácuo. A pesquisa incluiu a caracterização dos materiais empregados no compósito. Os compósitos estudados tiveram as frações volumétricas de 10, 15 e 20% de SSF. Suas propriedades foram comparadas com os materiais comerciais RenCast 436 e Neukadur VG SP 5. Os compósitos desenvolvidos foram testados durante o processo de cura em ensaios de reometria. No processamento avaliou-se questões relacionadas à prevenção da sedimentação das SSF e melhoria no processo de mistura. Corpos de prova foram fabricados para investigar o desempenho dos compósitos. Foram realizados ensaios para determinar as propriedades à tração, a energia de impacto, as propriedades de flexão, o comportamento dinâmico-mecânico, a variação dimensional, o coeficiente de atrito estático e a condutividade térmica. O compósito com 15% SSF apresentou o melhor desempenho. Insertos foram fabricados com este compósito e com o Neukadur VG SP 5, e usados em um molde híbrido instrumentado para avaliar o desgaste na moldagem por injeção de uma blenda termoplástica de PC/ABS. Os resultados mostraram que o compósito com 15% SSF é viável e uma alternativa interessante para a fabricação de insertos para moldes de injeção usando o processo de vazamento de resinas.

Palavras-chave: fabricação rápida, compósitos, resina epóxi, fibras curtas de aço.



## ***Title & abstract***

### ***Development of an epoxy - short steel fibre composite for rapid manufacturing of injection moulds for thermoplastics***

It is a growing concern the search for design tools that make it possible to assess, in a reliable way, the performance of a thermoplastic part in the early stages of the development process. In the case of injection moulded thermoplastic products certain characteristics can only be evaluated in the final product and during the manufacturing process. Rapid tooling processes have been used as an important tool in plastics product development. At present, there are specific processes for each of the demands of a project design team. When small batches or prototype parts are required the resin casting route has been widespread, because it is an inexpensive process and the time to obtain the moulding tool is relatively short. As the materials used in this process have low mechanical resistance, thermal stability and thermal conductivity, during the moulding process the mould works closer to the material limits than in conventional tooling. The objective of this work was the development of a composite material based on an epoxy resin and short steel fibres (SSF) for the rapid manufacturing of injection moulding blocks or inserts by vacuum casting. The research included the characterization of the materials to be used in the composite. The composites being studied had SSF volume fractions of 10, 15 and 20%. Their properties were compared to the commercial composites RenCast 436 e Neukadur VG SP 5. The developed composites were tested during the curing process by rheometry. The processing addressed the issues of avoiding the SSF sedimentation and improving the mixing. Test specimens were prepared to investigate the performance of the composites. Tensile properties, impact energy, flexural properties, dynamic-mechanical behaviour, dimensional variation, static friction coefficient and thermal conductivity tests were carried out. The best performance was obtained with the composite with 15% SSF. Moulding inserts were manufactured with this composite and the Neukadur VG SP 5, and used in a research instrumented hybrid mould for assessing the wear when injection moulding a PC/ABS thermoplastic blend. The results showed that the epoxy-15% SSF is a viable and interesting alternative for the manufacturing moulding inserts for injection moulds using the resin casting process.

Key-words: rapid manufacturing, composites, epoxy resin, short steel fibres.



## *Lista de figuras*

Figura 1: Estrutura metodológica da tese. ....	40
Figura 2: Modelo de referência para o desenvolvimento integrado de componentes de plástico injetados, adap. [18]. ....	45
Figura 3: Alterações de projeto no desenvolvimento tradicional de produtos, adap. [20]. ....	45
Figura 4: Alterações de projeto com a integração dos projetos da peça e molde, adap. [20]. ...	47
Figura 5: Ciclo do processo de fabricação por adição de camadas, adap. [29]. ....	48
Figura 6: Molde híbrido, adap. [55]. ....	49
Figura 7: Molde fabricado por vazamento de resinas reforçadas. ....	52
Figura 8: Extração da peça moldada na cavidade bi-partida. ....	52
Figura 9: Processo de obtenção de moldes por vazamento de resina reforçada. ....	53
Figura 10: Defeitos decorrentes da falta de cuidado (a) na mistura e (b) no vazamento de resinas reforçadas [74]. ....	54
Figura 11: Classificação dos materiais compósitos, adap.[81]. ....	56
Figura 12: Influência da forma da partícula na densidade de empacotamento, adap. [87]. ....	57
Figura 13: Dispersão das medidas em peças conforme a contração linear do processo, adap. [96]. ....	59
Figura 14: Variação da tensão máxima em função da quantidade de carga, adap. [65]. ....	61
Figura 15: Propriedades conflitantes no desenvolvimento de compósitos para vazamento de moldes. ....	61
Figura 16: Influência da razão de aspecto na densidade de empacotamento, adap. [87]. ....	62
Figura 17: Comportamento de compósitos carregados com fibra: (a) com comprimento da fibra igual ao comprimento crítico, (b) acima do comprimento crítico e (c) abaixo do comprimento crítico, adap. [81]. ....	63
Figura 18: Representação esquemática de compósitos com fibras: (a) alinhadas e (b) com orientação aleatória, adap. [81]. ....	64
Figura 19: Curva de histerese e orientação dos momentos magnéticos elementares, adap. [110]. ....	65
Figura 20: Corte transversal esquemático na direção vertical de um compósito: (a) distribuição aleatória inicial das partículas e (b) após alinhamento e cura, adap. [109]. ....	66
Figura 21: Ilustração das estruturas dendríticas que se formam na superfície com campos magnéticos de alta intensidade. ....	67
Figura 22: Influência da cura em campo magnético na condutividade térmica de uma resina reforçada com partículas de ferro [114]. ....	68

Figura 23: Orientação das fibras de um compósito em campos magnético produzido por uma bobina.....	68
Figura 24: Diferentes formas de curva de histerese, adap. [110].....	70
Figura 25: Misturador mecânico externo para resinas com alta fração de carga.....	74
Figura 26: Equipamento anti-sedimentação.....	75
Figura 27: Moldes em rotação no equipamento anti-sedimentação.....	76
Figura 28: Cálculo de $B_0$ pela Lei de Ampère.....	76
Figura 29: Sistema gerador de campos magnéticos.....	78
Figura 30: Campo magnético ideal obtido no solenóide desenvolvido.....	78
Figura 31: Representação esquemática do equipamento para ensaio de atrito [121]. .....	80
Figura 32: Representação esquemática do funcionamento do equipamento para ensaio de atrito. ....	81
Figura 33: Desenho do porta-peças alternativo para equipamento para ensaio de atrito.....	82
Figura 34: Representação esquemática do aquecimento alternativo no equipamento para ensaio de atrito. ....	82
Figura 35: Equipamento para medição da condutividade térmica pelo método fluximétrico. 83	
Figura 36: Indicação da comunicação com a câmara de vácuo por válvula na máquina de vazamento MJI CV 96.....	85
Figura 37: Esquema do equipamento para o vazamento em vácuo.....	85
Figura 38: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova com cura estática.....	86
Figura 39: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova do tipo “barra”. .....	87
Figura 40: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova do tipo “placa”. .....	87
Figura 41: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova do tipo “peça”. .....	88
Figura 42: Esquema de reômetro com placas paralelas.....	92
Figura 43: Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto.....	95
Figura 44: Indicações do ponto de impacto no corpo de prova e da superfície fraturada e do entalhe na fractografia.....	96
Figura 45: Determinação da força de atrito na curva de ensaio de atrito.....	97
Figura 46: Curva de calibração com célula de carga.....	98
Figura 47: Valores de condutividade térmica obtidos nos equipamentos do LMPT e DEP..	100
Figura 48: Variação dimensionais na obtenção de uma peça por vazamento a partir de um modelo CAD. ....	101
Figura 49: Posição de medida de controle de dimensão no corpo de prova.....	101
Figura 50: Geometria utilizada na avaliação da contração.....	102
Figura 51: Arquivo de saída da MMC.....	103

Figura 52: Resultado do peneiramento: (a) fibras retidas na peneira de 106 $\mu\text{m}$ e (b) fibras que ultrapassaram a peneira de 106 $\mu\text{m}$ .	105
Figura 53: Histogramas com a distribuição do: (a) largura e (b) comprimento médios das fibras.	106
Figura 54: Aspecto da seção transversal das fibras.	106
Figura 55: Fibra característica utilizada nos estudos.	107
Figura 56: Comprimento crítico com a variação da largura da fibra e resistência na interface fibra-matriz.	111
Figura 57: Estimativa de resistência dos compósitos com a variação da fração volumétrica de SSF e da resistência à tração da resina.	111
Figura 58: Aspecto da superfície rugosa de uma fibra aço e indicando a presença de partículas aderentes à fibra.	112
Figura 59: Curva de histerese das fibras obtidas no VSM.	113
Figura 60: Variação da viscosidade da resina RenLam.	114
Figura 61: Termogravimetria da resina curada RenLam em atmosfera inerte.	114
Figura 62: Termogravimetria da resina curada RenLam em atmosfera oxidante.	115
Figura 63: Curvas de DSC de amostras sujeitas aos diferentes tratamentos de pós-cura na primeira varredura.	116
Figura 64: Curvas de DSC de amostras sujeitas aos diferentes tratamentos de pós-cura na segunda varredura.	117
Figura 65: Valores médios e desvios padrão da resistência à tração da resina RenLam para as condições de pós-cura.	118
Figura 66: Parâmetros de processo (fatores) vs. resistência máxima à tração.	118
Figura 67: Superfícies de resposta da resistência à tração para as taxas de aquecimento de (a) $10^{\circ}\text{C min}^{-1}$ e (b) $60^{\circ}\text{C min}^{-1}$ .	119
Figura 68: Valores médios e desvios padrão da variação dimensional para as condições de pós-cura.	119
Figura 69: Parâmetros de processo (fatores) vs. variação dimensional.	120
Figura 70: Superfícies de resposta da variação dimensional para as taxas de aquecimento de: (a) $10^{\circ}\text{C.min}^{-1}$ e (b) $60^{\circ}\text{C.min}^{-1}$ .	120
Figura 71: Resistência ao impacto Charpy conforme raio do entalhe para as condições de pós-cura LHL e LHH.	121
Figura 72: Superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto com raios de entalhe de 0,25 mm (a) LHL e (b) LHH.	122

Figura 73: Superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto com raios de entalhe de 1 mm (a) LHL e (b) LHH.....	122
Figura 74: Termogravimetria das resinas Neukadur e RenCast em atmosfera inerte.....	123
Figura 75: Espessura da camada sedimentada após a remoção da camada de resina nos corpos de prova em função da fração volumétrica de fibras. ....	124
Figura 76: Valores reais de frações de SSF nos compósitos obtidos com a cura estática vs. valor teórico.....	125
Figura 77: Variação da viscosidade dos compósitos com SSF.....	125
Figura 78: Esquema do efeito da sedimentação durante o ensaio de reometria (a) início e (b) término. ....	126
Figura 79: Variação da viscosidade das resinas RenCast e Neukadur.....	128
Figura 80: Vazamento com 15% em volume de fibras de aço.....	129
Figura 81: Seção transversal do corpo de prova de tração: (a) dispersão das fibras e (b) sedimentação das fibras.....	130
Figura 82: Seção transversal de corpos de prova de tração nos diferentes métodos de cura empregados nos compósitos com 15% SSF.....	130
Figura 83: Seção transversal de corpos de prova de tração nas diferentes intensidades de corrente nos compósitos com 15% SSF. ....	131
Figura 84: Orientação das fibras no corpo de prova com controle de campo.....	131
Figura 85: Orientação das fibras no canal de alimentação sob influência do campo magnético ( $B_0$ ). ....	132
Figura 86: Resistência à tração dos compósitos com SSF e cura estática. ....	133
Figura 87: Módulo de elasticidade dos compósitos com SSF e cura estática.....	133
Figura 88: Superfícies de fratura dos compósitos com SSF, indicando a relação entre a camada de resina e a parcela de compósito com fibras sedimentadas. ....	134
Figura 89: Resistência à tração dos compósitos com SSF e cura dinâmica.....	135
Figura 90: Módulo de elasticidade dos compósitos com SSF e cura dinâmica. ....	136
Figura 91: Resistência à tração dos compósitos com SSF e cura em campo magnético com intensidade de corrente na bobina de 0,6 A. ....	137
Figura 92: Módulo de elasticidade dos compósitos com SSF e cura em campo magnético com intensidade de corrente na bobina de 0,6 A. ....	138
Figura 93: Resistência à tração dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos com diversas intensidades de corrente na bobina.....	139
Figura 94: Resistência à tração dos compósitos com SSF e os métodos de cura investigados. ....	140

Figura 95: Resistência à tração dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com cura dinâmica.....	141
Figura 96: Módulo de elasticidade dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com cura dinâmica.....	142
Figura 97: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos com SSF com raio de entalhe de 0,25 mm.....	143
Figura 98: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos com SSF com raio de entalhe de 1 mm.....	143
Figura 99: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos com 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur com raio de entalhe de 0,25 mm.....	144
Figura 100: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos com 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur com raio de entalhe de 1 mm.....	145
Figura 101: Superfícies de fratura do corpo de prova em RenCast com entalhes de (a) 0,25 mm e (b) 1 mm.....	146
Figura 102: Ampliação da superfície de fratura do corpo de prova em RenCast.....	146
Figura 103: Superfícies de fratura do corpo de prova em Neukadur com entalhes de (a) 0,25 mm e (b) 1 mm.....	147
Figura 104: Ampliação da superfície de fratura do corpo de prova em Neukadur.....	147
Figura 105: Superfícies de fratura do corpo de prova em compósito com 15% SSF com entalhes de (a) 0,25 mm e (b) 1 mm.....	147
Figura 106: Ampliação da superfície de fratura do compósito com 15% SSF: (a) descolamento de fibra e (b) rompimento da fibra.....	148
Figura 107: Resistência à flexão dos compósitos com SSF.....	149
Figura 108: Módulo de elasticidade à flexão dos compósitos com SSF.....	149
Figura 109: Resistência à flexão dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.....	150
Figura 110: Módulo de elasticidade à flexão dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.....	151
Figura 111: Comportamento dinâmico-mecânico à flexão com variação da temperatura dos compósitos com SSF.....	152
Figura 112: Comportamento dinâmico-mecânico à flexão com variação da temperatura dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.....	153
Figura 113: Valores de condutividade térmica dos compósitos com SSF.....	154
Figura 114: Valores de condutividade térmica para os compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.....	155

Figura 115: Condutividade térmica dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos com diversas intensidades de corrente na bobina. ....	156
Figura 116: Variação dimensional nas cotas A e B dos compósitos SSF: (a) cura e (b) pós-cura. ....	157
Figura 117: Variação dimensional em função da distância nominal: (a) cura e (b) pós-cura. ....	157
Figura 118: Variação dimensional nas cotas A e B dos compósitos 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur: (a) cura e (b) pós-cura. ....	158
Figura 119: Rugosidade média dos compósitos com SSF com e sem acabamento. ....	159
Figura 120: Micrografias do compósito 15% SSF nos estados: (a) sem e (b) com acabamento. ....	160
Figura 121: Reconstrução da superfície do compósito 20% SSF após acabamento. ....	160
Figura 122: Rugosidade média dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com e sem acabamento. ....	161
Figura 123: Micrografias dos compósitos comerciais (a) RenCast e (b) Neukadur após acabamento. ....	162
Figura 124: Coeficiente de atrito estático para os compósitos com SSF nos estados: sem e com acabamento (pressão de 350 kPa). ....	162
Figura 125: Coeficiente de atrito estático dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur: sem e com acabamento (pressão de 350 kPa). ....	163
Figura 126: Coeficiente de atrito estático para os compósitos com SSF para as pressões de 350 e 550 kPa. ....	164
Figura 127: Coeficiente de atrito estático dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur para as pressões de 350 e 550 kPa. ....	164
Figura 128: Coeficiente de atrito estático nos compósitos com 15e 20% SSF para diferentes velocidades de deslocamento (pressão de 350 kPa). ....	165
Figura 129: Peça moldada e sistema de alimentação (canais de alimentação e pontos de injeção). ....	167
Figura 130: Conjuntos móvel e fixo do molde de injeção. ....	168
Figura 131: Identificação das zonas e localização das regiões onde foram realizadas a análises microscópicas (a) e a medição da rugosidade média (b). ....	169
Figura 132: Esquema de obtenção dos insertos em resina. ....	169
Figura 133: Insertos na resina Neukadur (a) e em compósito com 15% SSF (b) montados na injetora. ....	170
Figura 134: Posicionamento dos sensores: no macho (a) e na cavidade (b). ....	170

Figura 135: Modelagem completa da peça, dos canais de alimentação, dos pontos de injeção e canais de resfriamento no Moldflow. ....	172
Figura 136: Resultado do tempo de injeção no software Moldflow. ....	173
Figura 137: Variação da pressão na entrada do canal da bucha de injeção no ciclo de injeção. ....	173
Figura 138: Resultado do tempo para atingir a temperatura de <i>no-flow</i> no software Moldflow. ....	174
Figura 139: Resultado da temperatura na frente de fluxo no software Moldflow.....	174
Figura 140: Resultado da pressão no instante da comutação no software Moldflow. ....	175
Figura 141: Variação da temperatura no macho durante a moldagem das peças.....	176
Figura 142: Temperatura na cavidade durante a moldagem das peças. ....	177
Figura 143: Rugosidade média nas zonas de medição no material Neukadur. ....	177
Figura 144: Rugosidade média nas zonas de medição no compósito com 15% SSF.....	178
Figura 145: Rugosidade média das zonas para o compósito com 15% SSF e Neukadur. ....	179
Figura 146: Micrografias dos pontos de injeção no inserto em Neukadur em função do lote de injeção, evidenciando (setas) as rupturas/desgaste. ....	180
Figura 147: Micrografias dos pontos de injeção no inserto em compósito 15% SSF em função do lote de injeção, evidenciando (setas) as rupturas/desgaste. ....	181
Figura 148: Curva tensão-deformação típica obtidas nos ensaios de tração. ....	215
Figura 149: Espectros de EDX das fibras conforme fornecimento (esq.) e após o peneiramento (dir.). ....	217
Figura 150: Espectros de EDX do compósito RenCast sobre: uma partícula de alumínio (esq.) e partícula de carbonato de cálcio (dir.).....	217
Figura 151: Espectro de EDX do compósito Neukadur. ....	217
Figura 152: Variação dimensional na cura e pós-cura de para as diversas cotas analisadas..	219



## *Lista de tabelas*

Tabela 1: Eficiência do reforço conforme a orientação das fibras e a direção da aplicação da tensão [81].....	64
Tabela 2: Permeabilidade relativa de alguns materiais ferromagnéticos [92, 110].....	70
Tabela 3: Distribuição granulométrica média das fibras ML-90 [116].....	71
Tabela 4: Condições de moldagem e cura dos corpos de prova ou geometrias nos materiais investigados. ....	88
Tabela 5: Níveis das variáveis de controle do processo de pós-cura.....	89
Tabela 6: Condições experimentais para determinação do tratamento de pós-cura.....	90
Tabela 7: Condições de processamento dos contra-corpos. ....	90
Tabela 8: Temperaturas de pico exotérmico e energia liberada pelas amostras submetidas aos tratamentos de pós-cura. ....	116
Tabela 9: Temperaturas de transição vítrea obtida com os tratamentos de pós-cura. ....	117
Tabela 10: Valores de resistência à tração e contração para as diversas condições de tratamento de pós-cura.....	117
Tabela 11: Resultados das medidas de resistência ao impacto para as condições LHL e LHH. ....	121
Tabela 12: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com SSF e cura estática. ....	132
Tabela 13: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com SSF e cura dinâmica...	135
Tabela 14: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com SSF e cura em campo magnético com intensidade de corrente na bobina de 0,6 A. ....	137
Tabela 15: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos com diversas intensidades de corrente na bobina.....	138
Tabela 16: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com cura dinâmica. ....	141
Tabela 17: Resistência ao impacto dos compósitos SSF com diferentes raios de entalhe. ....	142
Tabela 18: Resistência ao impacto dos compósitos com 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur com diferentes raios de entalhe.....	144
Tabela 19: Resistência à flexão e módulo de elasticidade dos compósitos SSF com cura dinâmica.....	148
Tabela 20: Propriedades mecânicas sob flexão dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.....	150
Tabela 21: Valores da $T_g$ dos compósitos com SSF.....	152
Tabela 22: Valores da $T_g$ dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur. ....	153

Tabela 23: Valores de condutividade térmica dos compósitos com SSF. ....	153
Tabela 24: Valores de condutividade térmica para os compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur. ....	154
Tabela 25: Valores de condutividade térmica dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos (na direção de medição) com diversas intensidades de corrente na bobina. ....	155
Tabela 26: Valores de rugosidade média dos compósitos com SSF com e sem acabamento. ....	159
Tabela 27: Valores de rugosidade média dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com e sem acabamento. ....	161
Tabela 28: Parâmetros de solubilidade dos polímeros estudados [134, 135] ....	171
Tabela 29: Valores adotados nas simulações das condições de processamento. ....	172
Tabela 30: Ajustes na máquina para a injeção das diferentes configurações de insertos. ....	175

## *Lista de abreviaturas e siglas*

3D	Tridimensional
3DP	<i>Tridimensional Printing</i> (impressão tridimensional)
ABS	Acrilonitrila-butadieno-estireno
Adap.	Adaptado
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Testes e Materiais)
AWG	<i>American Wire Gauge</i> (norma americana para bitola de condutores)
CAD	<i>Computer Aided Design</i> (projeto auxiliado por computador)
Cps	Corpos de prova
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i> (Instituto Alemão para Normatização)
DMA	<i>Dynamic Mechanical Analysis</i> (análise dinâmico-mecânica)
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i> (calorimetria diferencial de varredura)
EUA	Estados Unidos da América
FDM	<i>Fused Deposition Modeling</i> (modelagem por fusão e deposição)
ISO	<i>International Standards Organization</i> (Organização Internacional para Padronização)
MMC	Máquina de Medição por Coordenadas
NBR	Norma Brasileira
PA	Poliamida
PC	Policarbonato
PP	Polipropileno
SL	<i>Stereolithography</i> (estereolitografia)
SLS	<i>Selective Laser Sintering</i> (sinterização seletiva à laser)
SSF	<i>Steel Short Fibres</i> (fibras curtas de aço)
STL	<i>Standard Tessellation Language</i> (linguagem padrão por triangularização)
TGA	<i>Thermogravimetric Analysis</i> (análise termogravimétrica)
VSM	<i>Vibrating Sample Magnetometer</i> (magnetômetro de amostra vibrante)



## *Lista de símbolos*

$\phi_{max}$	Fração máxima de carga
$\rho_a$	Densidade aparente
$\rho$	Densidade
$l_c$	Comprimento crítico da fibra
$l$	Comprimento da fibra
$d$	Diâmetro da fibra
$\sigma_f$	Resistência à tração da fibra
$\tau_r$	Resistência ao cisalhamento na interface matriz-fibra
$\sigma_r$	Resistência à tração da resina
$\phi_f$	Fração em volume de fibras
$B$	Campo magnético
$A$	Área
$E$	Campo elétrico
$s$	Superfície
$\Phi_B$	Fluxo magnético
$t$	Tempo
$\mu_0$	Constante de permeabilidade no vácuo
$i$	Corrente elétrica
$c$	Velocidade escalar da luz no vácuo
$H$	Intensidade de campo magnético
$M$	Magnetização do material
$\mu_{total}$	Densidade de momentos magnéticos elementares
$V$	Volume de material
$d_{ap}$	Densidade aparente
$\rho_f$	Massa específica da fibra
$I$	Corrente elétrica líquida
$B_0$	Campo magnético induzido
$h$	Comprimento arbitrário da curva amperiana retangular $\Gamma$
$i_s$	Corrente elétrica no solenóide
$N$	Número de espiras do solenóide
$l_s$	Comprimento do solenóide
$r_s$	Raio do solenóide

$B_M$	Campo magnético gerado pela magnetização do material
$\mu_s$	Coefficiente de atrito estático
$F_a$	Força de atrito
$F_n$	Força normal
$\eta^*$	Viscosidade complexa
$J$	Polarização da amostra
$J_d$	Polarização na direção difícil
$J_f$	Polarização na direção fácil
$jH_c$	Coercividade intrínseca
$BH_{max}$	Produto máximo da energia
$R_a$	Rugosidade média
$l_m$	Comprimento de amostragem
$y$	Desvio a partir do valor médio no comprimento de amostragem
$W_a$	Massa da amostra
$\rho_{fl}$	Massa específica do fluido
$G$	Massa da amostra submersa no fluido
$F_{m\acute{a}x}$	Força máxima registrada
$F_{m\acute{i}n}$	Força mínima registrada
$P_{ap}$	Pressão no atuador pneumático
$\lambda$	Condutividade térmica
$e$	Espessura da amostra
$R_t$	Resistência térmica
$\bar{T}$	Temperatura média
$\bar{\Phi}$	Fluxo de calor médio
$U$	Tensão lida pelo sensor
$S_s$	Sensibilidade do sensor
$S_v$	Contração volumétrica
$S_l$	Contração linear
$l_i$	Comprimento inicial
$l_f$	Comprimento final
$p_c$	Propriedade do compósito
$p_f$	Propriedade da fibra
$p_r$	Propriedade da resina
$a$	Semi-eixo maior da elipse

$b$	Semi-eixo menor da elipse
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima da fibra
$E_f$	Módulo de elasticidade
$\varepsilon_r$	Deformação da resina
$E_r$	Módulo de elasticidade
$\bar{\sigma}_f$	Tensão média da fibra
$w_f$	Largura da fibra
$T_g$	Temperatura de transição vítrea
$h_p$	Afastamento entre as placas
$\tau_b$	Tensão de cisalhamento na borda externa da placa
$r_p$	Raio da placa
$\Omega$	Velocidade de oscilação
$h$	Altura de queda
$d_{st}$	Diâmetro de Stokes
$g$	Constante de força gravitacional
$\rho_p$	Densidade da partícula
$A_T$	Área da seção resistente
$A_C$	Área do compósito
$E'$	Módulo de perda
$\tan \delta$	Tangente de perda
$V_c$	Volume do compósito
$V_r$	Volume de resina
$V_e$	Volume de agente de cura
$V_f$	Volume de fibras
$w_{t_e}$	Fração em massa de agente de cura em relação à massa de resina
$\rho_r$	Densidade da resina
$\rho_e$	Densidade do agente de cura
$\rho_f$	Densidade da carga
$m_r$	Massa de resina
$m_e$	Massa de agente de cura
$m_f$	Massa de carga
$\sigma$	Tensão
$\varepsilon$	Deformação



## *Sumário*

Capítulo 1 Introdução .....	37
1.1 Apresentação do problema.....	37
1.2 Justificativa e motivação do trabalho.....	38
1.3 Objetivos do trabalho.....	39
1.4 Metodologia.....	40
1.5 Organização da tese .....	41
Capítulo 2 Revisão bibliográfica .....	43
2.1 Desenvolvimento de produtos moldados por injeção.....	43
2.2 Processos de prototipagem e fabricação rápida.....	47
2.3 Moldes obtidos por vazamento de resinas com carga.....	51
2.4 Materiais para fabricação de moldes por vazamento.....	55
2.5 Resinas reforçadas com fibras .....	61
2.6 Uso de campos magnéticos em resinas com carga.....	65
Capítulo 3 Materiais e métodos.....	71
3.1 Materiais .....	71
3.1.1 Fibras usadas no desenvolvimento do compósito.....	71
3.1.2 Resina usada no desenvolvimento do compósito.....	71
3.1.3 Resinas reforçadas comerciais .....	72
3.1.4 Silicone para fabricação dos moldes.....	72
3.1.5 Polipropileno para moldagem por injeção dos contracorpos.....	73
3.2 Equipamentos desenvolvidos e adaptados para este trabalho.....	73
3.2.1 Equipamento para mistura em vácuo de resinas reforçadas.....	73
3.2.2 Equipamento para evitar a sedimentação das fibras .....	74
3.2.3 Gerador de campo magnético .....	76
3.2.4 Adaptação do equipamento para determinação do coeficiente de atrito estático... 79	
3.2.5 Equipamento para determinação condutividade térmica .....	83
3.3 Preparação dos corpos de prova e amostras.....	84
3.3.1 Mistura e vazamento dos materiais.....	84
3.3.2 Obtenção dos corpos de prova .....	86
3.3.3 Condições de moldagem e cura dos corpos de prova .....	88
3.3.4 Estudo do tratamento de pós-cura da resina RenLam.....	89
3.3.5 Moldagem dos contra-corpos para derminação do coeficiente de atrito estático ..90	
3.3.6 Preparação da amostra para medição de propriedades magnéticas.....	91

3.4 Caracterização de amostras dos materiais .....	91
3.4.1 Seleção e caracterização dimensional das fibras .....	91
3.4.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectrometria por dispersão de energia de raios-X (EDX).....	91
3.4.3 Reometria de placas paralelas.....	92
3.4.4 Calorimetria diferencial de varredura (DSC) .....	93
3.4.5 Análise termogravimétrica (TGA).....	93
3.4.6 Caracterização de propriedades magnéticas .....	93
3.5 Ensaio para caracterização dos materiais reforçados.....	94
3.5.1 Ensaio de resistência à tração.....	94
3.5.2 Ensaio de resistência à flexão e propriedades dinâmico-mecânicas .....	94
3.5.3 Ensaio de resistência ao impacto .....	95
3.5.4 Rugosimetria.....	96
3.5.5 Determinação da densidade .....	96
3.5.6 Determinação do coeficiente de atrito estático.....	97
3.5.7 Determinação da condutividade térmica .....	99
3.5.8 Análise dimensional .....	100
Capítulo 4 Caracterização das SSF e da resina .....	105
4.1 Caracterização das SSF .....	105
4.1.1 Separação por agitação em peneiras.....	105
4.1.2 Determinação do diâmetro e comprimento médios.....	105
4.1.3 Particularização do modelo de Kelly-Tyson para fibras de seção elíptica.....	107
4.1.4 Verificação do comprimento crítico das fibras.....	110
4.1.5 Estimativa de resistência à tração do compósito com SSF.....	111
4.1.6 Avaliação do estado da superfície das fibras.....	112
4.1.7 Fração de empacotamento .....	113
4.1.8 Propriedades magnéticas .....	113
4.2 Caracterização da resina.....	114
4.2.1 Reometria da resina RenLam .....	114
4.2.2 Termogravimetria (TG) da resina RenLam .....	114
4.2.3 Calorimetria diferencial de varredura (DSC) .....	115
4.2.4 Tratamento de pós-cura .....	117
Capítulo 5 Desenvolvimento e avaliação dos compósitos reforçados com fibras .....	123
5.1 Caracterização de amostras dos compósitos .....	123

5.1.1	Determinação da fração em carga dos materiais comerciais por termogravimetria	123
5.1.2	Avaliação da fração de empacotamento das fibras com a resina RenLam	124
5.1.3	Reometria das resinas com fibras	125
5.1.4	Reometria dos materiais comerciais	128
5.1.5	Avaliação da mistura dos materiais e vazamento em moldes de silicone	128
5.1.6	Avaliação dos métodos de cura	130
5.2	Caracterização dos corpos de prova dos compósitos reforçados	132
5.2.1	Resistência à tração	132
5.2.1.1	Cura estática	132
5.2.1.2	Cura dinâmica	134
5.2.1.3	Cura em campo magnético	136
5.2.1.4	Comparação entre os métodos de controle de cura	139
5.2.1.5	Comparação com materiais comerciais	140
5.2.2	Resistência ao impacto	142
5.2.3	Avaliação da resistência e do comportamento dinâmico-mecânico sob flexão	148
5.2.4	Medidas de condutividade térmica	153
5.2.5	Avaliação da variação dimensional	156
5.2.6	Coefficiente de atrito	158
5.2.6.1	Efeito da rugosidade	162
5.2.6.2	Efeito da pressão de contato	163
5.2.6.3	Efeito da velocidade	164
Capítulo 6	Estudo de caso	167
6.1	Considerações iniciais	167
6.2	Procedimento experimental	167
6.2.1	Geometria da peça e molde de injeção	167
6.2.2	Método de avaliação do desempenho	168
6.2.3	Fabricação dos insertos em compósitos reforçados	169
6.2.4	Sensoriamento dos insertos	170
6.2.5	Termoplástico usado na moldagem	171
6.2.6	Definição das condições de processamento	171
6.3	Temperaturas dos insertos durante a moldagem das peças	176
6.4	Avaliação do desempenho (desgaste e durabilidade)	177
Capítulo 7	Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	183
7.1	Conclusões	183

7.2 Sugestões para trabalhos futuros .....	188
Referências.....	191
Anexos .....	201
Anexo 1    Ficha técnica da resina RenLam LY5210-HY5158 .....	203
Anexo 2    Ficha técnica da resina RenCast 436-Ren HY 150 .....	205
Anexo 3    Ficha técnica da resina Neukadur VG SP 5 .....	209
Anexo 4    Ficha técnica do PP Domolen 1100N.....	211
Anexo 5    Determinação das massas para preparação do compósito.....	213
Anexo 6    Determinação das propriedades mecânicas.....	215
Anexo 7    EDX.....	217
Anexo 8    Gráficos de variação dimensional .....	219
Anexo 9    Termopar utilizado na cavidade. ....	221
Anexo 10   Ficha técnica da blenda PC/ABS Cycoloy C2800. ....	223

### ***Publicações relacionadas a este trabalho***

- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. Desenvolvimento de equipamentos para preparação de compósitos na fabricação por vazamento em atividades de ensino e pesquisa, II Jornada da Produção Científica da Educação Profissional e Tecnológica da Região Sul, Pelotas (RS), 27-29 agosto, 2008.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. On the effect of the cure process on the mechanical properties of steel fibre reinforced epoxy composites. In: The Polymer Processing Society 24th Annual Meeting, 2008, Salerno (Itália). Proceedings of PPS-24, 2008. v. CD-ROM.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. Friction properties of steel fibre reinforced epoxy composites used in moulding blocks of hybrid moulds. Materials Science Forum, v. 587, p. 217-221, 2008.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. Mechanical properties of epoxy composites filled with short steel fibres for hybrid injection moulds. Materials Science Forum, v. 587, p. 222-226, 2008.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. Study of viscoelastic properties of epoxy composites filled with short steel fibres for hybrid injection moulds, 2nd French-Brazilian Meeting on Polymers, Florianópolis (SC), 20-25 abril, 2008.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. Influence of post-cure on the shrinkage and the mechanical properties of an epoxy resin, 2nd French-Brazilian Meeting on Polymers, Florianópolis (SC), 20-25 abril, 2008.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. Tribological properties of steel fibre reinforced epoxy composites used in moulding blocks of hybrid moulds. In: IV International Materials Symposium, 2007, Porto. Proceedings of Materiais 2007, 2007.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; POUZADA, A.S. Mechanical properties of epoxy composites filled with short steel fibres for hybrid injection moulds. In: IV International Materials Symposium, 2007, Porto. Proceedings of Materiais 2007, 2007.
- HILDEBRAND, C.C.P.; FASCIN, H.M.; SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H. Desenvolvimento de peças IMD usando moldes rápidos de

- epóxi-alumínio. In: XXI Congresso de Iniciação Científica e Tecnológica em Engenharia, 2006, Ijuí. Anais do Cricte 2006, 2006.
- SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; JESUS, M.S. Influence of filler content and magnetic field application on the thermal and mechanical performance of iron-epoxy composite for rapid tooling application. In: MACRO 2006 - WORLD POLYMER CONGRESS, 2006, Rio de Janeiro. MACRO 2006 - WORLD POLYMER CONGRESS, 2006.
  - SABINO NETTO, A.C.; JESUS, M.S.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H. Investigation of thermal and mechanical performance of an iron-epoxy composite for rapid tooling. In: Rapid Product Development, 2006, Marinha Grande. RDP2006-Building the Future by Innovation, 2006.
  - JESUS, M.S.; SABINO NETTO, A.C.; PIRES, A.T.N.; AHRENS, C.H.; SALMORIA, G.V. Desenvolvimento e caracterização mecânica de compósitos polímero-metal à base de resina epóxi para aplicações em moldes rápidos. In: 8º Congresso Brasileiro de Polímeros, 2005, Águas de Lindóia. Anais do 8º Congresso Brasileiro de Polímeros, 2005.
  - YAÑES, F.A.; SABINO NETTO, A.C.; BIAVA, M.M.; MARTIN, P.J.; AHRENS, C.H.; SALMORIA, G.V. Effect of post cure on dynamic mechanical thermal properties of aluminium filled epoxy resin for rapid tooling. In: 8º Congresso Brasileiro de Polímeros, 2005, Águas de Lindóia. Anais do 8º Congresso Brasileiro de Polímeros, 2005.
  - YAÑES, F.A.; SABINO NETTO, A.C.; SALMORIA, G.V.; AHRENS, C.H.; PIRES, A.T.N.; BIAVA, M.M. Investigation of the thermal behavior of rapid tools of epoxy-aluminium resin during the injection molding of PP and PET. In: PPS-2004 Americas Regional Meeting Symposia, 2004, Florianópolis. PPS-2004 Americas Regional Meeting Symposia, 2004.
  - SABINO NETTO, A. C.; SALMORIA, G. V.; AHRENS, C. H.; YAÑES, F. A. Effects of mixture parameters on quality of composite epoxy-aluminum tools. In: PPS-2004 Americas Regional Meeting Symposia, 2004, Florianópolis. PPS-2004 Americas Regional Meeting Symposia, 2004.

## ***Capítulo 1 Introdução***

### ***1.1 Apresentação do problema***

A necessidade de se tornar competitivo tem sido fundamental em praticamente todos os setores industriais. No caso das empresas do setor dos plásticos, as pressões têm sido significativas no que se refere à reduzir conjuntamente o tempo de desenvolvimento e o custo dos produtos, tendo em vista as boas práticas da qualidade. Desta maneira, vêm se tornando cada vez mais importante a incorporação de novas tecnologias que auxiliem o processo de desenvolvimento de produtos. Neste sentido, se enquadram os processos de fabricação rápida que atualmente se tornaram mais acessíveis, mais confiáveis e com melhor desempenho em relação aos primeiros processos que surgiram.

A fabricação rápida de moldes surgiu como uma alternativa para o processo de desenvolvimento integrado de produtos em termoplásticos, tanto na avaliação do produto injetado, como na validação do molde. Neste nicho de mercado estão inseridos os moldes obtidos por meio do vazamento de resinas com cargas. Este processo tem uma boa aceitação em razão de ser uma solução de baixo custo para produção de pequenos lotes de peças-protótipo através da moldagem por injeção.

As resinas com carga, utilizadas na fabricação de moldes por vazamento, têm valores baixos de resistência mecânica, de estabilidade térmica e de condutividade térmica comparados aos valores dos materiais convencionalmente utilizados em isertos para moldes de injeção, como o aço ferramenta P20. Durante o ciclo de injeção os moldes em resina com carga são submetidos aos mesmos esforços de natureza estática e dinâmica de um molde convencional. Em razão disto, os limites de resistência dos moldes obtidos pelo vazamento de resinas com cargas, quando em serviço, ficam muito próximos dos seus limites admissíveis de resistência. Desta maneira, o conhecimento requerido por parte do projetista acerca das propriedades do material, do projeto do molde e do processamento é fundamental para produzir peças injetadas na qualidade e quantidade desejadas.

No Brasil, ao contrário do que acontece na América do Norte e Europa, existem poucas opções de materiais destinados a fabricação de moldes por vazamento para moldagem por injeção. Os poucos materiais comerciais existentes são normalmente adequados à moldagem de materiais com temperatura baixa de processamento, como por exemplo, as poliolefinas. Na moldagem de materiais com temperaturas de processamento mais altas, a temperatura de trabalho se aproxima da temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) do material do molde, levando a uma diminuição da resistência mecânica e, como consequência,

ocasionando a falha do molde. Isto delimita o processo a uma gama restrita de termoplásticos que poderiam ser moldados, excluindo, de certa forma, a possibilidade de uso dos termoplásticos de engenharia.

### **1.2 Justificativa e motivação do trabalho**

A massificação dos processos de prototipagem rápida no Brasil e a conseqüente redução nos custos dos protótipos rápidos, possivelmente, proporcionarão uma redução nos custos de obtenção dos moldes por vazamento e uma maior utilização deste processo no futuro próximo. Isto converge para uma tendência da sociedade moderna de desenvolver produtos voltados para pequenos grupos de consumidores, contrapondo a idéia de produção em massa.

Os termoplásticos de engenharia são utilizados em aplicações de alto rigor técnico nas mais variadas indústrias do setor produtivo, com destaque para a automobilística e a aeroespacial. Normalmente, os produtos que devem ser moldados com termoplásticos de engenharia apresentam alto valor agregado e alto custo de desenvolvimento, em razão do tipo de aplicação. Durante o desenvolvimento, estes produtos são submetidos a simulações computacionais para avaliar o seu desempenho. Neste sentido, os moldes por vazamento podem contribuir para o desenvolvimento destes produtos à medida que protótipos físicos no material e no processo de fabricação definitivos complementam as simulações computacionais.

O laboratório Cimject desde 2003 fomenta uma linha de pesquisa no desenvolvimento de materiais para a fabricação de moldes por vazamento. Esta linha surgiu em razão da necessidade de ampliar os conhecimentos neste processo que têm uma grande potencialidade de utilização no mercado brasileiro, uma vez que os investimentos em pesquisa e desenvolvimento de produtos no país têm sido crescentes. Estudos anteriores, no laboratório, sobre a preparação de compósito com partículas metálicas, mostraram resultados interessantes sobre a melhoria de propriedades térmicas e do módulo de elasticidade destes materiais. Entretanto, no desenvolvimento daquele compósito houve dificuldades relacionadas à sedimentação da carga e queda na resistência à tração. Em tese, o uso de fibras curtas metálicas como carga pode contribuir para a melhoria do desempenho mecânico dos moldes. A utilização de fibras também pode favorecer a melhoria da condutividade térmica do material, uma vez que pode aumentar a interconectividade no interior do compósito. O uso de fibras curtas metálicas como reforço em compósitos destinados ao vazamento de moldes não foi investigado, sendo que os poucos trabalhos existentes abordaram a utilização de fibras de

---

carbono e de vidro. Estas oportunidades, associadas às potencialidades deste processo de fabricação rápida de moldes, motivaram a realização deste trabalho.

### **1.3 Objetivos do trabalho**

O trabalho apresentado nesta tese teve como objetivo geral desenvolver um material compósito destinado à fabricação de moldes por vazamento, para moldagem por injeção de termoplásticos, baseado na mistura de resina epóxi com fibras curtas de aço (SSF).

Como objetivos específicos do trabalho, propôs-se:

- Identificar as propriedades mais importantes de um compósito polímero-metal para aplicação como molde de injeção, de forma a auxiliar o seu desenvolvimento;
- Compreender a influência da etapa de pós-cura da resina epóxi nas propriedades mecânicas e na variação dimensional do material após esta etapa do processo;
- Estudar o processo de mistura e vazamento de resinas com SSF para propor alternativas tecnológicas que conduzam a produção de compósitos adequados;
- Investigar o comportamento do compósito com SSF através de ensaios de reometria para propor alternativas tecnológicas que evitem a sedimentação da carga durante a etapa de cura;
- Avaliar o uso de compósitos com SSF destinados à fabricação de moldes com base nas propriedades mecânicas, dinâmico-mecânicas e da condutividade térmica, comparando-os com materiais comerciais;
- Investigar o uso de campos magnéticos durante a cura da resina epóxi visando o alinhamento das SSF no compósito;
- Estudar o processo de cura e de pós-cura dos compósitos com SSF e compará-los com materiais comerciais;
- Determinar o coeficiente de atrito estático para os compósitos com SSF e comparar com materiais comerciais;
- Realizar um estudo de caso para avaliar o comportamento de um molde fabricado em compósito com SSF, na moldagem por injeção de um termoplástico de engenharia.

### 1.4 Metodologia

Visando alcançar os objetivos propostos nesta tese utilizou-se a estrutura metodológica apresentada na figura 1.



Figura 1: Estrutura metodológica da tese.

Os estudos foram iniciados a partir da seleção e caracterização dos materiais que constituem o compósito. Com base em aspectos teóricos da revisão bibliográfica, as SSF foram previamente classificadas para se obter a distribuição granulométrica com comprimento médio adequado. Por outro lado foram realizados estudos de caracterização da resina epóxi selecionada através de reometria, DSC e TGA. Além disto, o comportamento mecânico sob tração e a variação dimensional da resina epóxi foram determinados com diferentes tratamentos de pós-cura.

O desenvolvimento dos compósitos com SSF foi dividido em: caracterização das amostras de misturas de resina e fibras; e avaliação dos corpos de prova dos compósitos. Inicialmente, foram realizados ensaios de reometria das amostras que permitiram avaliar o processo de mistura e vazamento dos compósitos em função da incorporação de SSF. Em seguida, foram fabricados corpos de prova em compósitos com diferentes frações de SSF e o desempenho obtido foi comparado com as resinas comerciais RenCast e Neukadur.

Ao final do desenvolvimento do compósito foi selecionada a composição considerada mais adequada para a utilização em moldes e realizou-se um estudo de caso no qual este compósito com SSF foi avaliado em comparação com um material comercial na moldagem de um termoplástico de engenharia.

---

### ***1.5 Organização da tese***

No Capítulo 2 realiza-se uma revisão bibliográfica acerca dos assuntos abordados na tese que se fazem necessários para a compreensão deste trabalho.

No Capítulo 3 apresenta-se os materiais utilizados, o desenvolvimento dos equipamentos adotados no trabalho, a preparação das amostras e dos corpos de prova, os procedimentos de caracterização das amostras e os ensaios para caracterização dos corpos de prova nos compósitos estudados.

No Capítulo 4 discute-se os resultados da caracterização isolada das SSF e da resina epóxi, empregados no trabalho no desenvolvimento do compósito com SSF.

No Capítulo 5 discute-se o desenvolvimento e avaliação dos compósitos com SSF e aborda-se, ainda, a comparação, em diversos ensaios, com dois materiais comerciais utilizados na fabricação de moldes para injeção.

No Capítulo 6, apresenta-se um estudo de caso procurando avaliar comparativamente o compósito desenvolvido com SSF com o material comercial Neukadur na moldagem por injeção de termoplástico de engenharia.

Finalmente, no Capítulo 7 sumariza-se a discussão, apresentando as conclusões do trabalho e sugerindo temas para a continuidade da linha de pesquisa.



## ***Capítulo 2 Revisão bibliográfica***

### ***2.1 Desenvolvimento de produtos moldados por injeção***

No início no século XX, os produtos só entravam em obsolescência muitos anos depois do seu lançamento no mercado e eram fabricados em larga escala, sem muitas variações no conceito. Em razão disso, o desenvolvimento podia ser um processo lento, baseado na tentativa e erro. A partir da segunda metade do mesmo século, a demanda por bens industrializados aumentou e a racionalização da produção impulsionou o desenvolvimento dos produtos fabricados em materiais poliméricos [1]. De acordo com Avery [2] uma das razões para o crescimento na utilização destes materiais em mercados tradicionalmente servidos por outros grupos (como, por exemplo, o dos metais) foi motivada pelo seu bom desempenho frente às mudanças ocorridas nas necessidades dos consumidores, pelo encurtamento do ciclo de desenvolvimento de produtos, pela busca contínua em reduzir os custos dos produtos e pela globalização dos mercados.

O desenvolvimento de produtos tem se tornado mais complexo, uma vez que os consumidores apresentam necessidades crescentes, sejam em volume ou variedade, e são cada vez mais seletos e exigentes [3]. Apesar de boa parte das necessidades serem as mesmas no plano mundial, os mercados são locais e apresentam características sociais, culturais e ambientais próprias que precisam ser compreendidas e consideradas na elaboração de um produto. Karapatis *et al.* [4] corroboram com esta opinião, visto que identificaram ser crescente a tendência ao desenvolvimento de produtos voltados para pequenos grupos de consumidores.

Segundo Bernsen [5], no processo atual de desenvolvimento, uma equipe de projeto necessita desenvolver um produto muito mais elaborado, dentro de um espaço de tempo cada vez mais reduzido, e isto, num ambiente em que os objetivos e os meios estão expostos a mudanças rápidas e contínuas. Frente à esta situação, Smith e Reinertsen [6] observaram que a empresa que introduz primeiro um produto novo no mercado, vivencia uma situação de exclusividade e tende a manter uma posição de liderança mesmo após a introdução de produtos similares por seus concorrentes. Logo, o caráter inovativo de seus produtos e a agilidade com que a empresa responde às ameaças ou às oportunidades é um fator de grande importância para se tornar competitiva.

Dentre os diversos processos de transformação de polímeros, a moldagem por injeção é considerada por Osswald *et al.* [7] como de maior importância, uma vez que é responsável pelo consumo de mais de um terço de todos os termoplásticos e utiliza mais da metade do

maquinário do setor. Como vantagens deste processo pode-se destacar a alta produtividade, o baixo custo por peça, pouca necessidade de operações de acabamento, as boas precisão e estabilidade dimensional, a possibilidade de produção de peças de grandes e pequenas dimensões e o bom acabamento superficial [8]. Além disso, pode ser destacada a grande liberdade de forma do produto admitida por este processo, que viabiliza a concepção de peças com características multifuncionais, ou seja, agregando várias funções de um sistema físico em uma única peça. Os aspectos restritivos do processo ficam por conta da sua aplicação a grandes volumes de produção, decorrentes dos custos elevados das instalações, do molde e da máquina injetora, bem como, dos demais equipamentos acessórios.

Os moldes para injeção são normalmente fabricados em ligas de aço por processos convencionais de usinagem [9, 10]. Além do já mencionado alto custo, o tempo requerido para a fabricação é bastante longo, sobretudo, daqueles produtos que apresentam alta complexidade geométrica. O tempo para a fabricação depende de diversos fatores, dentre os quais incluem-se: o *know-how* e a organização da equipe de projeto, a complexidade do molde, as especificações do projeto e as tecnologias empregadas na fabricação. Consoante a estes fatores, em condições normais, Hilton e Jacobs [11] admitiam que o tempo médio para a fabricação de um molde de produção, capaz de injetar entre mil e um milhão de peças, seria de 3 a 6 meses.

Diversos autores propuseram metodologias para o desenvolvimento de produtos de maneira geral e em plástico [12-17]. Com base no modelo de referência para o desenvolvimento integrado de componentes de plástico injetados proposto por Daré [18], após a definição da solução conceitual, inicia-se o Projeto Preliminar da Peça (figura 2). De acordo com o autor, nesta etapa já é possível iniciar conjuntamente o Projeto de Leiante do Molde. Para conseguir reduzir o tempo de desenvolvimento, deve existir um ambiente integrado entre as equipes responsáveis pelo projeto da peça e do molde [19]. Desta maneira, as informações devem ser trocadas entre as equipes visando o desenvolvimento das atividades em paralelo, respeitando um conjunto de informações mínimas de entrada e saída para cada uma das atividades. As decisões tomadas entre as equipes devem considerar os aspectos relacionados com os requisitos de projeto e com o processo de moldagem, visando a minimização dos ciclos de reprojeção.

Folkestad e Johnson [20] ilustram a questão dos ciclos de reprojeção na figura 3. Os autores consideram a existência de dois marcos principais no desenvolvimento de produtos injetados: a autorização para fabricação do molde e o lançamento do produto. Imediatamente antes destes marcos é comum a realização de várias alterações de projeto (ciclos de reprojeção).

No momento da fabricação do molde, elas ocorrem de forma a garantir o desempenho necessário da peça e do molde. Entretanto, o curto espaço de tempo disponível para o desenvolvimento pode levar a equipe de projeto a tomar decisões sem levar em consideração aspectos relevantes do produto. Assim, após a fabricação do molde, e antes do lançamento do produto, não é incomum a realização de alterações para corrigir o molde devido às falhas no projeto.

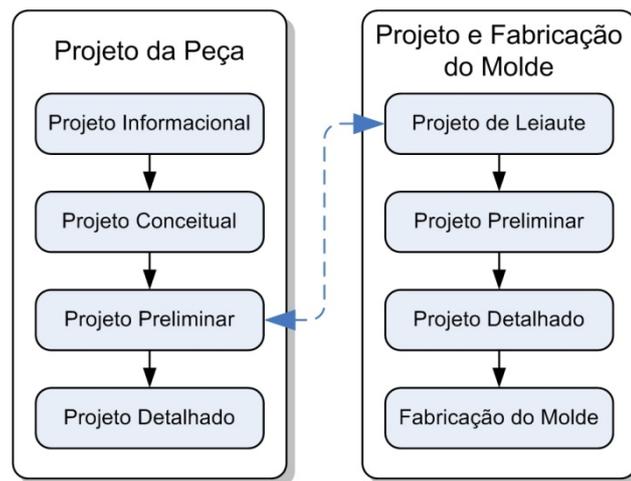


Figura 2: Modelo de referência para o desenvolvimento integrado de componentes de plástico injetados, adap. [18].

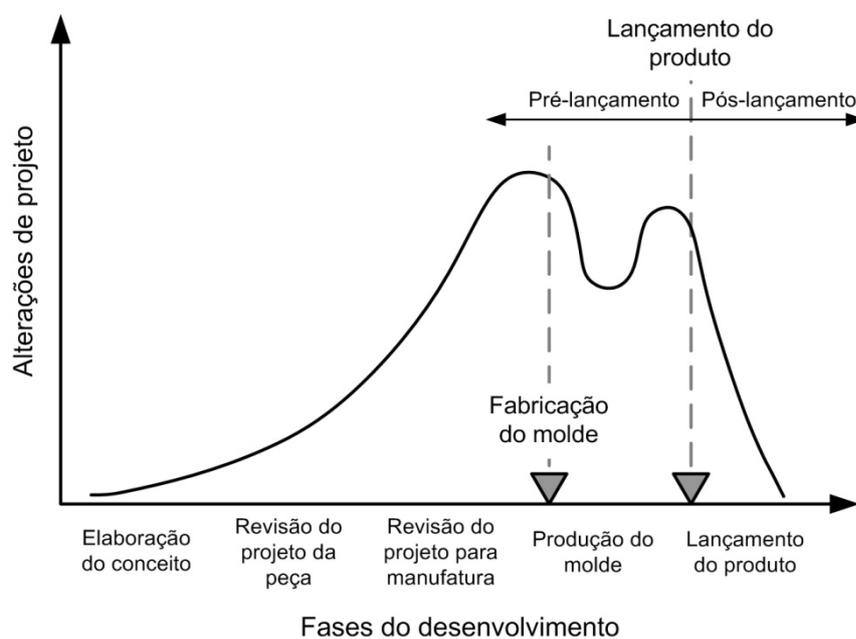


Figura 3: Alterações de projeto no desenvolvimento tradicional de produtos, adap. [20].

Vários autores reportaram a relação dos custos de alteração e a fase no desenvolvimento em que são realizadas estas alterações. É consenso que os custos de alteração aumentam de forma exponencial conforme se avança no desenvolvimento, ou seja, quanto mais tarde é feita uma alteração no projeto, mais custosa ela se torna [6, 21, 22]. Em razão disto, cada vez mais se busca a incorporação de métodos e ferramentas de projeto que apoiem a tomada de decisões e que reduzam o tempo de desenvolvimento. Isto faz com que grande parte das alterações de projeto seja deslocada para fases anteriores do desenvolvimento nas quais o custo de alteração é relativamente menor. Neste sentido, é incontestável a utilização de ferramentas computacionais no *design*, projeto, simulação e análise de peças moldadas por injeção [19].

Por outro lado, os protótipos obtidos através da prototipagem rápida (*rapid prototyping*) também se incluem como importantes ferramentas de projeto. Não apenas pelo reduzido tempo de obtenção do objeto com características físicas, mas pela capacidade que têm como meio de comunicação, identificação de requisitos de projetos, estudos de montagem, ergonomia e usabilidade. Porém, os processos de prototipagem rápida, assim como os processos tradicionais de obtenção de protótipos, não produzem peças com características idênticas à peça moldada por injeção.

Segundo Malloy [16], as características químicas, mecânicas, elétricas, térmicas e dimensionais só poderão ser avaliadas na totalidade com o próprio componente moldado no material que será utilizado na produção final. Os protótipos obtidos por prototipagem rápida apoiam o projeto do produto e do molde, mas têm um impacto mínimo para avaliar as questões decorrentes do processo de moldagem por injeção. A fabricação rápida de um molde de baixo custo para a obtenção de protótipos moldados nos materiais finais é uma alternativa disponível para que a equipe de projeto possa identificar possíveis problemas e reduzir os riscos dos ciclos de reprojeto em moldes definitivos, pois permite avaliar antecipadamente a peça tanto no material, como no processo de fabricação definitivos [23, 24].

Segundo Folkestad e Johnson [20], o ganho com a combinação destas duas ferramentas de projeto (prototipagem rápida e fabricação rápida de moldes de baixo custo) é maior que o ganho individual de cada uma delas, uma vez que os conflitos entre projeto e manufatura diminuem a medida em que a integração destas áreas aumenta e é iniciada mais cedo no desenvolvimento do produto, conforme identificou Daré [18]. A integração das equipes resulta na minimização das alterações de projeto após a fabricação do molde definitivo, ilustrada na figura 4.

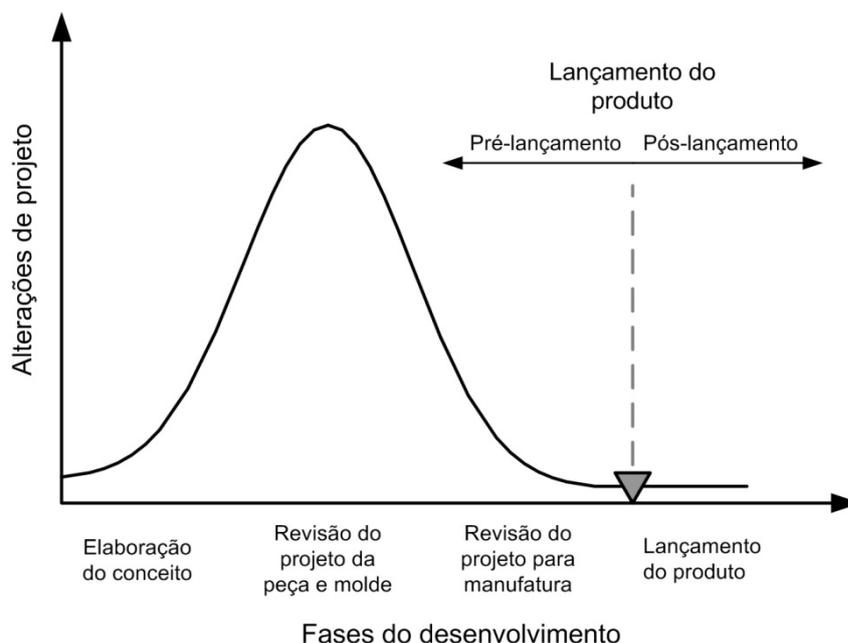


Figura 4: Alterações de projeto com a integração dos projetos da peça e molde, adap. [20].

## 2.2 Processos de prototipagem e fabricação rápida

Os processos de prototipagem rápida surgiram em meados da década de 80, com o lançamento do processo de estereolitografia (SL), pela empresa 3D Systems (EUA) [25]. Os processos são baseados na construção por adição de camadas que permite a obtenção de peças numa fração do tempo requerido pelos métodos convencionais de fabricação de protótipos, especialmente para aquelas com geometrias complexas [26]. Posteriormente à SL, surgiram outros processos que, de forma análoga, adotam o mesmo princípio de construção, embora, variem na tecnologia de construção adotada e nos materiais empregados [27]. Com quase duas décadas do seu surgimento, os processos que se estabeleceram e apresentam maior destaque, além da SL, são baseados nas tecnologias sinterização seletiva à laser (SLS), modelagem por fusão e deposição (FDM) e impressão tridimensional (3DP), sendo que as duas últimas representaram mais de três quartos das vendas mundiais no ano de 2006 [28].

De acordo com Cooper [29], a construção por adição de camadas percorre uma seqüência composta de 6 etapas, ilustradas na figura 5. O processo inicia com a modelagem da geometria pretendida num sistema de CAD 3D. A geometria então é convertida para um formato de leitura que, na maioria das vezes, é o STL<sup>1</sup>. Na etapa seguinte, é realizado o pré-

<sup>1</sup> STL (*Standard Tessellation Language*) é formato de arquivo no qual uma geometria 3D é representada por uma malha de elementos triangulares.

processamento no qual o modelo STL é verificado, corrigido (se for o caso), posicionado, orientado e, em alguns processos, como SL e FDM, são adicionadas estruturas de suporte. Ainda no pré-processamento, o modelo STL é fatiado para a geração das camadas a serem fabricadas. Posteriormente, as informações geradas neste processo são transferidas para a máquina onde é iniciada a etapa de fabricação propriamente dita. As camadas são reproduzidas, uma a uma, até a geometria ser completamente construída. Terminada a fabricação, muitos processos requerem ainda uma etapa suplementar de pós-processamento, seja para a limpeza, remoção de suportes ou para o acabamento superficial. Se na análise do protótipo acabado ficar entendido que o mesmo atende às necessidades do projeto, dá-se o ciclo por terminado. Caso contrário, inicia-se um novo ciclo a partir da remodelagem em CAD 3D.

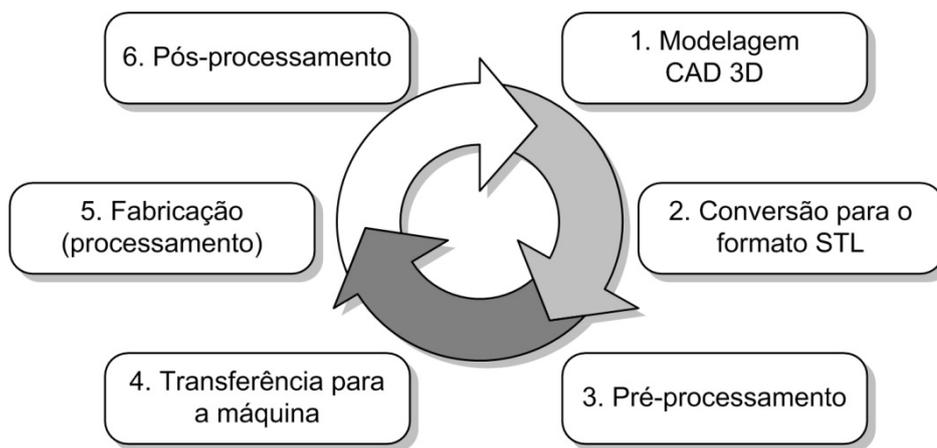


Figura 5: Ciclo do processo de fabricação por adição de camadas, adap. [29].

A fabricação rápida de moldes (*rapid tooling*) surgiu a partir da ampliação do rol de potencialidades dos processos de prototipagem rápida estabelecendo uma solução alternativa à fabricação de moldes por processos convencionais [11, 25, 29]. O objetivo destes métodos é disponibilizar, de maneira relativamente rápida, um molde capaz de produzir uma série de peças funcionais, ou seja, produzidas nos processos e materiais similares aos utilizados na produção final.

Assim como no caso da prototipagem rápida, as primeiras pesquisas na fabricação rápida de moldes também iniciaram a partir do processo de SL que era o processo mais difundido na época, através dos trabalhos realizados pelo Instituto Tecnológico Dinamarquês e pela empresa fornecedora de resinas de SL Ciba-Geigy (Suíça) em 1994 [25]. Posteriormente, a empresa 3D Systems (EUA), fornecedora de máquinas e resinas de SL,

apresentou seu próprio processo de obtenção de moldes para fabricação de pequenos lotes, chamado de Direct AIM [30]. Em paralelo, também foram realizadas diversas pesquisas no uso de moldes SL e também por outras tecnologias em diversos centros de pesquisa e universidades, com destaque ao Grupo de Pesquisa em Manufatura Rápida da Universidade de Loughborough (Reino Unido) [31-34] e ao Centro de Pesquisa em Manufatura do Instituto Tecnológico da Geórgia (USA) [35-38] que ampliaram os conhecimentos nesta área. No Brasil, as pesquisas em fabricação rápida de moldes iniciaram em 1998 no Laboratório Cimject da Universidade Federal de Santa Catarina [39] que concentrou-se na avaliação de moldes não-metálicos a partir de insertos de SL, SLS, FDM e do vazamento de resinas com carga [40-51]. Em Portugal, se destacam os trabalhos realizados pelo Departamento de Engenharia de Polímeros da Universidade do Minho que desde 2001, a partir de parcerias em Portugal, na Comunidade Européia e com o Brasil, tem contribuído com pesquisas também nesta área [52-55].

Especificamente no caso da moldagem por injeção, os processos de fabricação rápida obviamente não são utilizados na fabricação completa do molde de injeção. Os processos são utilizados apenas para a fabricação de insertos ou posições do conjunto macho e cavidade, ou seja, das partes do molde que juntas são responsáveis em dar a forma final ao moldado (peça injetada). Desta maneira, a utilização conjunta, aproveitando as potencialidades dos processos rápidos e convencionais, em Portugal, deu origem ao termo proposto por Pouzada *et al.* de molde híbrido [52-54]. Conforme é ilustrado na figura 6, um molde híbrido resulta da criação de um molde de injeção, combinando processos de fabricação rápida e processos convencionais [55].

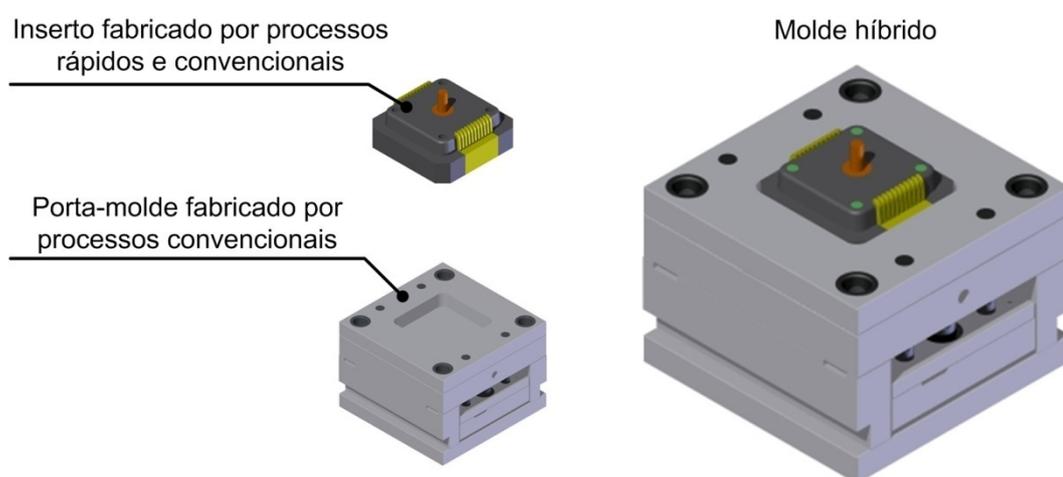


Figura 6: Molde híbrido, adap. [55].

Com relação ao método de obtenção dos moldes, os processos de fabricação rápida podem ser classificados como indiretos e diretos [29]. Nos processos indiretos, os moldes são produzidos a partir de modelos, normalmente fabricados por prototipagem rápida. Os resultados obtidos com os processos indiretos são influenciados, em grande parte, pelo modelo empregado, principalmente, em relação à sua precisão dimensional e ao seu acabamento superficial [56]. Conseqüentemente, a escolha adequada do processo de fabricação do modelo será um dos fatores de sucesso. Os processos diretos não requerem a construção de um modelo. Os moldes são imediatamente produzidos no equipamento de prototipagem rápida. Potencialmente, os processos diretos apresentam maior precisão dimensional e rapidez em comparação aos processos indiretos, já que requerem menor número de etapas para fabricação, mas, apresentam um custo de obtenção, normalmente, mais alto.

Outra forma de classificação dos processos leva em conta a capacidade de produção dos moldes, ou seja, a quantidade de peças obtidas. Hilton e Jacobs [11] propuseram a divisão dos processos em três níveis de produção: baixa, intermédia e alta. Esta classificação serve somente para estabelecer qualitativamente a faixa de aplicação para cada processo, uma vez que os limites não são bem definidos e quantidades maiores ou menores podem ser obtidas em virtude de fatores diversos, tais como: a geometria da peça, o material injetado, as condições de processamento e os critérios de avaliação das peças obtidas.

De acordo com Hilton e Jacobs [11], a fabricação rápida apresenta duas frentes de estudo: diminuição do tempo de fabricação de moldes e a fabricação de moldes que possibilitem um ciclo de produção mais rápido, como, por exemplo, o tempo de ciclo de injeção. Os desenvolvimentos obtidos nos últimos anos projetam uma utilização significativa destes processos no futuro, uma vez que são numerosos os casos nos quais a aplicação destas tecnologias tem conferido resultados bastantes satisfatórios [57-61]. Segundo Ahrens *et al.* [62], a fabricação rápida se encontra em franco desenvolvimento e busca competir com os processos convencionais no futuro, na medida em que melhora a precisão e diminui o tempo de fabricação dos moldes.

No caso dos moldes fabricados por diferentes processos e materiais, o entendimento acerca das questões relativas ao projeto mecânico e às condições de processamento por injeção devem ser cuidadosamente consideradas, sendo cada vez mais importante o uso de ferramentas computacionais [44, 51].

### **2.3 Moldes obtidos por vazamento de resinas com carga**

O vazamento de resinas reforçadas é considerado por Hiton e Jacobs [11] o processo mais utilizado para fabricação rápida de moldes destinados a produção de uma série intermédia de peças. Como se trata de um processo indireto, a fabricação do molde necessita de um modelo que pode ser produzido por diferentes maneiras. Dentre os processos existentes, deve-se dar preferência ao que disponibilize o modelo com maior precisão, maior estabilidade dimensional e permita o acabamento superficial com maior facilidade [56]. Segundo Lafratta [42], com o surgimento e a difusão dos processos de prototipagem rápida, o interesse por este processo se intensificou, pois tornaram possível a rápida produção de modelos complexos com melhor qualidade.

Os moldes produzidos desta maneira são capazes de fabricar em série protótipos nos materiais finais de produção [11, 63, 64]. Embora, as condições de processamento sejam relativamente diferentes, as propriedades mecânicas das peças se aproximam daquelas obtidas em moldes convencionais [49, 50, 65], apresentando bons resultados na moldagem de peças de baixa a média complexidade geométrica [66]. A principal vantagem do processo está na boa relação custo/benefício quando se necessita de uma geometria tridimensional complexa, como por exemplo a carcaça de um eletrodoméstico, destinada a produção de uma série de peças-protótipo. Em linhas gerais, o custo de produção de um molde por vazamento é 40% menor que o custo correspondente aos processos convencionais [55, 67]. O processo também pode ser utilizado para a produção de peças que requeiram o uso de gavetas<sup>2</sup> na sua extração. Neste caso, os moldes podem ser projetados em várias partes sendo encaixadas no porta-moldes. Após a moldagem da peça, as partes que moldam as saídas negativas são removidas juntamente com a peça. Posteriormente, a remoção da peça ocorre de forma manual. Esta solução dispensa o uso de mecanismos automáticos de extração, permitindo a obtenção de peças complexas com um baixo custo de fabricação do molde [70]. A título de exemplo, a figura 7 mostra um molde fabricado por vazamento para uma geometria de peça que requer movimentos laterais na sua extração [71]. Apesar de serem necessárias quatro etapas de vazamento (para cada uma das partes), um lote de 50 peças foi injetado neste molde num prazo de uma semana.

---

<sup>2</sup> Gavetas ou movimentos laterais são partes móveis de um molde que se deslocam numa direção diferente daquela da abertura do molde para permitir a extração de peças com saídas negativas [68, 69].

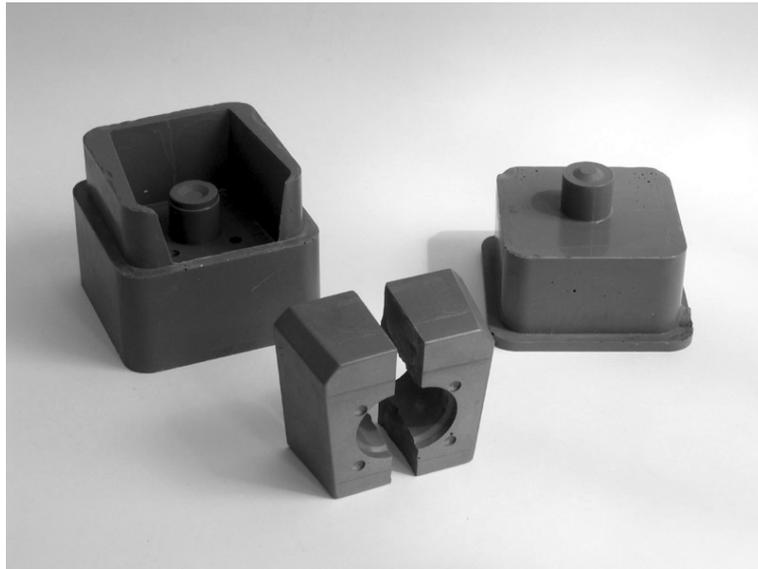


Figura 7: Molde fabricado por vazamento de resinas reforçadas.

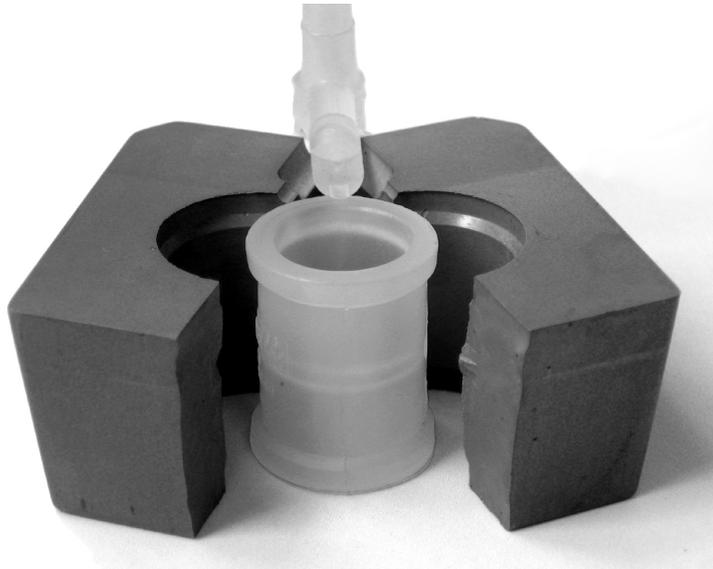


Figura 8: Extração da peça moldada na cavidade bi-partida.

Conforme ilustrado na figura 9, o processo de obtenção do molde consiste em posicionar o modelo sobre uma base cuja forma corresponderá a superfície de fechamento. Em seguida, sobre a mesma base, deve ser fixada uma moldura que corresponderá ao tamanho disponível do porta-moldes. É prática comum deixar uma distância ligeiramente maior para possível ajuste, evitando que o molde seja instalado com folgas no porta-moldes. Para permitir a separação das partes, deve-se, *a priori*, recobrir com agente desmoldante todas as superfícies do modelo, da base e da moldura que entrarão em contato com a resina. Em seguida, é vazada sobre o modelo a resina, previamente misturada em proporção estequiométrica com o agente de cura apropriado. Aguardado o tempo necessário para a cura da resina, normalmente em torno de 24 horas, o conjunto deve ser invertido e a base

removida. Então, instala-se a moldura correspondente ao lado oposto e despeja-se a resina sobre a parte faltante. Terminado o processo de cura do segundo lado, o conjunto é aberto e o modelo é retirado do seu interior. Normalmente, realiza-se uma etapa de pós-cura térmica para completar a cura da resina e, desta maneira, aumentar a resistência mecânica do molde [72, 73]. O caso apresentado ilustra a fabricação de moldes com características macho-fêmea. Não estão representados na figura, mas, é importante a instalação de dispositivos para garantir o posicionamento e alinhamento destas partes. Ao término da pós-cura, o molde ainda deve ser usinado para permitir o ajuste e a fixação no porta-moldes.

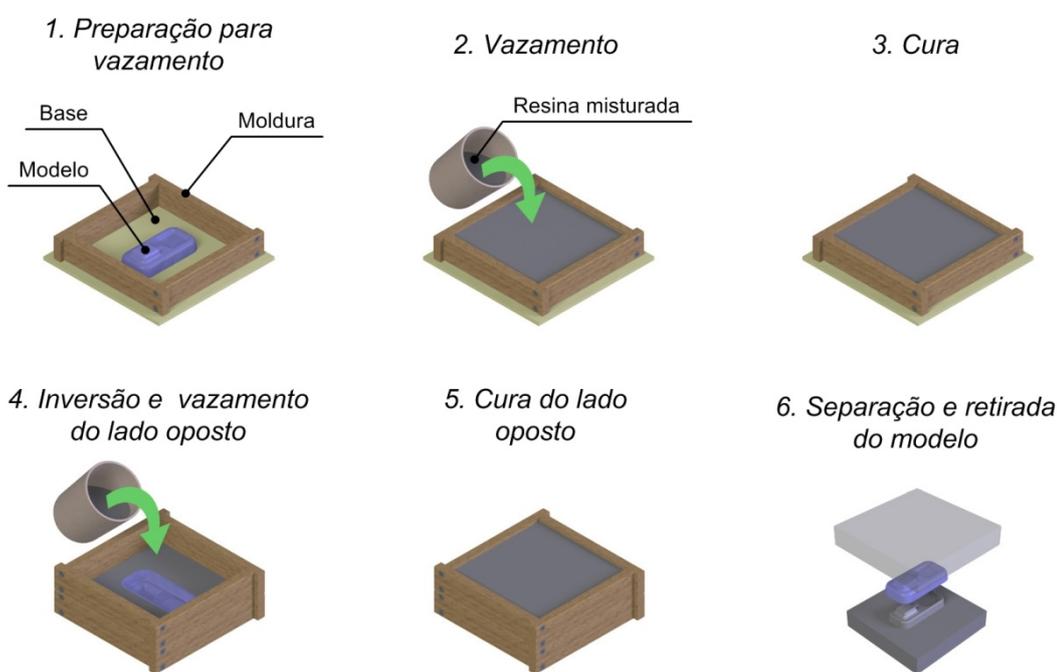


Figura 9: Processo de obtenção de moldes por vazamento de resina reforçada.

Todos os sistemas que compõem um molde de injeção também estão presentes nos moldes fabricados por vazamento. Os sistemas de arrefecimento (resfriamento), extração, alimentação e ventagem podem ser incorporados juntamente ao modelo, para serem produzidos diretamente no molde por vazamento. Por outro lado, nada impede que os mesmos sejam posteriormente produzidos por usinagem. Sem dúvida, a incorporação destes sistemas junto ao modelo minimiza o tempo necessário com a usinagem, porém, requer a elaboração de um modelo específico para esta finalidade.

Um dos principais problemas encontrados nos moldes obtidos por vazamento surge na etapa de vazamento da resina. A falta de cuidados na mistura da resina com o agente de cura

e/ou vazamento sobre o modelo pode fazer com que o ar fique aprisionado no interior do material ou na superfície do modelo, principalmente nos cantos e reentrâncias. Caso não seja removido, o ar permanecerá no molde depois de curado. Na figura 10 é apresentado um caso verificado em trabalhos preliminares desta pesquisa que ilustra a presença destes defeitos [74]. Os defeitos decorrentes do processo de mistura (a) são menores quando comparados aos decorrentes do vazamento (b).

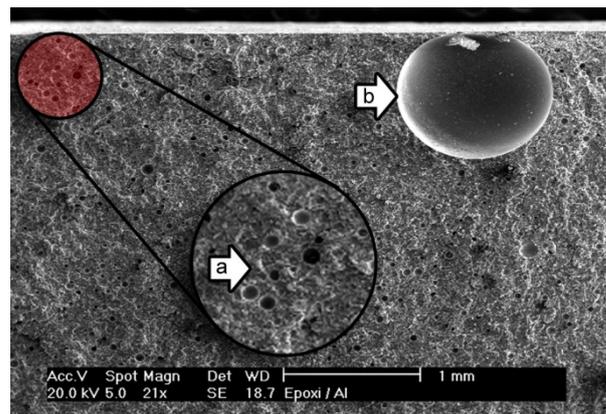


Figura 10: Defeitos decorrentes da falta de cuidado (a) na mistura e (b) no vazamento de resinas reforçadas [74].

A presença destes defeitos é um dos fatores que podem levar os moldes à falha. Quando localizados na superfície moldante, tendem a dificultar a extração da peça podendo levar ao desgaste prematuro do molde. No interior do material, atuam como concentradores de tensão o que pode levar a ruptura de *features*<sup>3</sup>. De acordo com as recomendações da Crosslinktech [76], existem diversas formas para reduzir vazios na fabricação de moldes por vazamento, tais como:

- Aplicação de uma fina camada de resina sobre a superfície do molde, diminuindo o ar aprisionado nos cantos e facilitando a migração do ar aprisionado até a superfície;
- Pressurização na faixa 550 a 700 Pa (5,5 a 7 mbar) para diminuir o volume do ar aprisionado durante a cura;
- Utilização de dispositivo vibratório para facilitar o desprendimento do ar aprisionado nos cantos e no interior do material até a superfície.

---

<sup>3</sup> Características geométricas construtivas na parte do molde que dão forma a protuberâncias, rebaixos, ressaltos, nervuras, torres, furos cegos, furos passantes, elementos de encaixe elástico, etc. na peça injetada [75].

---

A prática que fornece melhores resultados envolve a utilização de equipamentos de mistura e vazamento em vácuo. Estes equipamentos normalmente possibilitam obter pressões absolutas de trabalho inferiores a 100 Pa (1 mbar). No entanto, uma pressão absoluta de 300 Pa (30 mbar) por um período de 5 a 10 min é suficiente para a maioria das aplicações. O alto vácuo deve ser evitado, uma vez que pode contribuir para a formação de vazios a partir do desprendimento de componentes voláteis presentes na própria resina [76].

Cavalheiro [50] identificou que a maioria dos trabalhos publicados examina apenas os moldes fabricados por SL. Apesar de se tratar de materiais diferentes, vários aspectos dos moldes em resina de SL podem ser estendidos para o caso dos fabricados em resinas com carga. Neste sentido as pesquisas conduzidas podem ser agrupadas sob quatro enfoques principais:

1. Tipos e causas de falhas dos moldes, abordando aspectos de projeto, fabricação e moldagem na avaliação do número de peças produzidas;
2. Eficiência térmica, buscando diminuir o ciclo de moldagem;
3. Influência das características dos moldes nas propriedades das peças, visando comparar com peças obtidas em processos convencionais;
4. Aplicação do processo em casos industriais.

Um enfoque não mencionado por Cavalheiro [50] é o desenvolvimento de materiais para a fabricação de moldes. Sobre este assunto são encontradas poucas referências. Citando o exemplo das resinas de SL, a introdução de materiais com melhores propriedades mecânicas e temperaturas de transição vítrea ( $T_g$ ) superiores possibilitou um melhor desempenho na moldagem de termoplásticos [77]. Recentemente, o desenvolvimento de materiais compósitos, como é o caso do NanoForm fornecido pela DSM, abriu novas possibilidades para o uso de moldes fabricados por SL [78]. Desta maneira, o melhoramento do processo de vazamento de resinas com carga pode ser um importante campo de pesquisas mediante a possibilidade de desenvolvimento de novos materiais para vazamento.

#### ***2.4 Materiais para fabricação de moldes por vazamento***

Os materiais empregados na fabricação de moldes por vazamento fazem parte do grupo dos compósitos ou materiais compostos que são definidos como a combinação de dois ou mais materiais diferentes que juntos obtêm um conjunto de propriedades que isoladamente

nenhum dos componentes oferece [79, 80]. Os materiais compósitos podem ser classificados de acordo com tipo de reforço, conforme o diagrama da figura 11 [81]. Na fabricação de moldes por vazamento normalmente são utilizados compósitos reforçados com partículas (por dispersão).

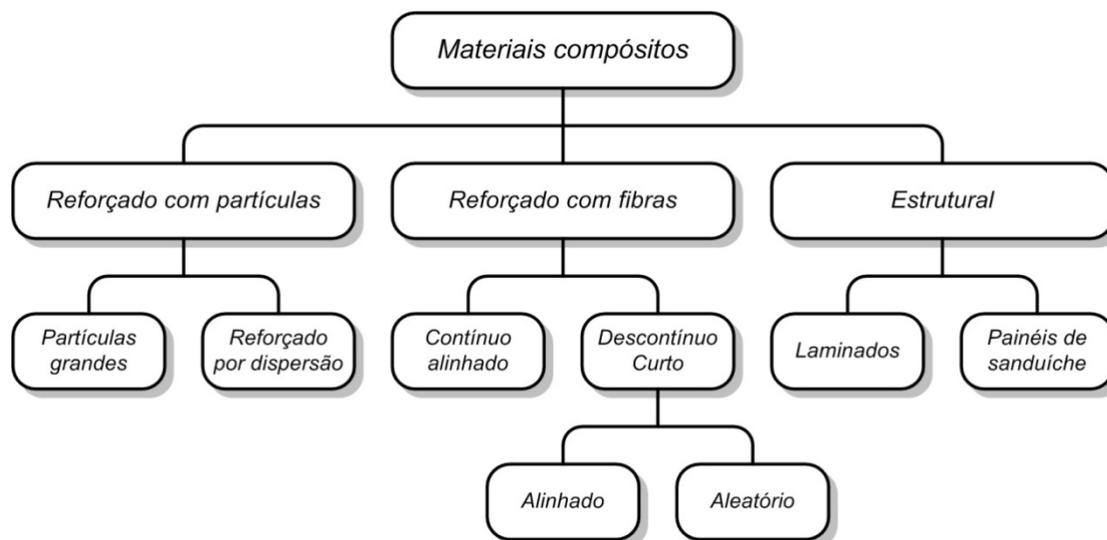


Figura 11: Classificação dos materiais compósitos, adap.[81].

A matriz do compósito, geralmente, é um polímero termofixo, ou seja, material que obtém e mantém permanentemente a forma final através de um processo de cura. A mistura da resina com o respectivo agente de cura desencadeia uma reação química irreversível que é responsável pelo surgimento de uma estrutura reticulada no material [82]. Para a fabricação de moldes por vazamento, normalmente, são empregadas resinas do grupo epóxi, que apresentam resistência às altas temperaturas, baixa viscosidade, reduzida contração e alta capacidade de adesão [83].

As cargas são aditivos sólidos que são incorporados à matriz para modificar as suas propriedades [84]. De acordo com Varga *et al.* [85], as cargas desempenham diferentes funções no compósito e podem ser divididas em três categorias: aquelas que reforçam o polímero e melhoram seu comportamento mecânico; aquelas de enchimento que são utilizadas para ocupar o espaço e, desta forma, reduzir os custos do material; e a terceira categoria, menos comum, é aquela em que são incorporadas no material para melhorar as propriedades de resposta como, por exemplo, a condutividade elétrica. Apesar da finalidade principal da incorporação de carga em um molde ser a de reforço, todas as três funções são necessárias de

forma que a maioria dos fabricantes emprega diferentes tipos de cargas, metálicas e/ou cerâmicas, em seus materiais comerciais.

A densidade de empacotamento dá um indicativo da fração máxima de carga admissível no compósito ( $\phi_{max}$ ) e está diretamente relacionada com a forma, tamanho, distribuição e orientação das cargas no compósito. O valor da densidade de empacotamento pode ser calculado através da razão entre a densidade aparente ( $\rho_a$ ) e a densidade ( $\rho$ ) conforme apresentado na equação (1).

$$\phi_{max} = \frac{\rho_a}{\rho} \quad (1)$$

Em uma distribuição monodispersa<sup>4</sup>, partículas perfeitamente esféricas podem alcançar uma densidade de empacotamento teórica que varia de 74 % para um arranjo hexagonal e 52 % para o cúbico [86]. Para ilustrar como a forma da carga influencia a densidade de empacotamento, German [87] apresenta um gráfico que mostra a diminuição deste parâmetro na medida em que a partícula se torna mais irregular (figura 12). O uso de partículas de vários tamanhos, com distribuição polidispersa, permite o aumento na densidade de empacotamento uma vez que os espaços existentes entre as partículas maiores podem ser preenchidos pelas menores. Porém, deve-se ter cuidado com a possibilidade de estratificação das cargas, ou seja, sobreposição de camadas com diferentes tamanhos de carga.

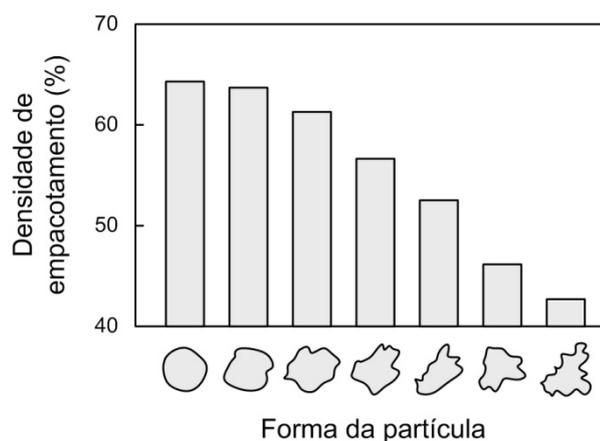


Figura 12: Influência da forma da partícula na densidade de empacotamento, adap. [87].

<sup>4</sup> Distribuição com partículas que apresentam o mesmo tamanho médio.

A quantidade de carga num compósito para o vazamento de moldes é menor do que a sua densidade de empacotamento permite. Isto se deve ao aumento de viscosidade à medida em que se adiciona carga à resina. Desta maneira, a viscosidade atua como um limitante, já que a partir de um certo ponto o material perde sua capacidade de ser processado por vazamento. Nos materiais comerciais a viscosidade varia de 10 a 30 Pa.s conforme a quantidade e a forma da carga [72, 73].

As cargas também são incorporadas com intuito de minimizar algumas deficiências, principalmente a baixa condutividade térmica e a alta contração. Entretanto, a medida que algumas das propriedades são melhoradas outras podem ser comprometidas. Desta forma, algumas pesquisas têm sido desenvolvidas com o objetivo de compreender como diferentes tipos de carga, em diferentes quantidades, contribuem para o desempenho geral do compósito [65, 88-90].

A condutividade térmica do molde é uma propriedade fundamental no processo de moldagem por injeção, sobretudo naqueles fabricados por vazamento de resinas com carga [54, 91]. O tempo do ciclo e as propriedades das peças injetadas são afetados por esta propriedade, uma vez que seu valor para as resinas epóxi está compreendido entre 0,15 e 0,20 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup> [92]. Este valor é bastante inferior ao do aço P20, padrão na fabricação de insertos em moldes de injeção convencionais, que encontra-se entre 29 e 34 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup> [92]. A condutividade térmica de um compósito depende das frações e das condutividades térmicas da matriz e da carga. Além disto, a forma e a distribuição da carga na matriz desempenham um importante papel em polímeros com cargas metálicas [93]. De acordo com Weidenfeller *et al.* [94], a condutividade térmica de compósitos de matriz polimérica está fortemente relacionada com a interconectividade das partículas de carga. Chung *et al.* [95] investigaram a influência do tamanho das partículas na condutividade, tendo observado que partículas maiores foram mais eficazes na melhoria desta propriedade do compósito.

A contração é um efeito do processo de cura que deve ser controlado para obter moldes com dimensões dentro da faixa de tolerância especificada no projeto. Jacobs [96] desenvolveu um estudo experimental que avaliou como as variações dimensionais são afetadas pela contração do material. No estudo foi constatado que quanto maior a dispersão das medidas do molde, maior o valor médio da contração (figura 13). Este resultado mostra que a compensação da contração, ou seja, a aplicação de um coeficiente de correção, a partir de um valor médio da contração, não é suficiente quando é preciso fabricar um molde (ou peça) com estreita faixa de tolerância em um material que apresenta uma alta contração. A diminuição da contração, à medida que se aumenta a fração em carga presente no compósito,

foi observada em vários trabalhos [86, 88, 89]. Chung *et al.* [95] observaram que a contração é tanto menor quanto menor for o tamanho das partículas incorporadas.

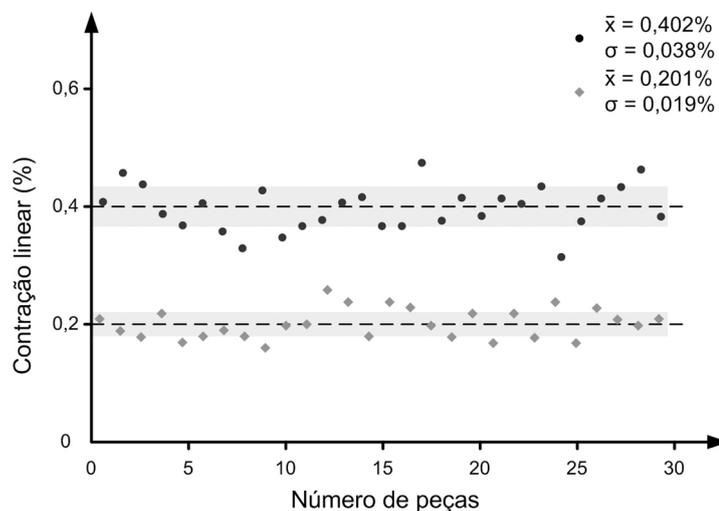


Figura 13: Dispersão das medidas em peças conforme a contração linear do processo, adap. [96].

A resistência ao desgaste é um dos fatores muitas vezes negligenciado no processo de injeção em moldes híbridos. As questões relacionadas ao desgaste tornam-se ainda mais evidentes, principalmente naqueles moldes que apresentam movimentos laterais durante a extração. Recentemente foi apresentado por Martinho *et al.* [97] um sistema protótipo que visa estudar o desgaste em moldes híbridos com esta característica. Ribeiro Jr. [44], que centrou os seus estudos em moldes obtidos por estereolitografia, identificou que a maioria dos trabalhos publicados se concentraram em relacionar falhas à quebra ou à ruptura de partes ou dos moldes como um todo. O desgaste, descrito pelo autor como ruptura localizada da camada superficial, não é considerado por ele como uma falha catastrófica, apesar de, na maioria das vezes inviabilizar a obtenção de peças com o acabamento superficial desejado.

Para suplantarmos os problemas de desgaste por abrasão de uma resina epóxi, identificaram-se na literatura duas estratégias possíveis com a incorporação de cargas. A primeira ocorre pelo aumento da resistência mecânica da superfície com a adição de partículas metálicas. Neste sentido, enquadram-se os trabalhos que avaliaram a perda de massa em compósitos com carga [88, 98]. Outra possibilidade é a incorporação de lubrificantes sólidos que diminuem o coeficiente de atrito e, assim, diminuem o desgaste a partir da redução da força de atrito durante a extração. Os lubrificantes sólidos mais empregados com este intuito são a grafite e o dissulfeto de molibdênio [99-101].

O desgaste também pode ocorrer por adesão, através da combinação entre resina termofixa do molde e termoplástico injetado que apresentem afinidade química [102]. A afinidade química foi referida nos trabalhos de Busato [46] e Gonçalves [77] na moldagem de PA 6,6 em moldes fabricados por SL em resina epóxi-acrilato. Neste sentido, Gonçalves *et al.* [103] sugerem que evite os termoplásticos que apresentam o parâmetro de solubilidade de Hildebrand próximos do material empregado no molde. Estas dificuldades motivaram o trabalho de Lencina [43] que avaliou o uso do recobrimento de NiP na superfície moldante. O recobrimento atuou como uma barreira à adesão por afinidade química e viabilizou a moldagem de termoplásticos que tinham o parâmetro de solubilidade similar ao da resina do molde. Jesus [65] também observou a aderência na moldagem de PA 6,6 em molde de resina bisfenol-A fabricados por vazamento. O autor no entanto verificou que a adesão diminuía a medida em que se adicionava carga metálica à resina epóxi.

Os materiais utilizados para fabricação de moldes por vazamento apresentam resistência mecânica bastante inferior, independentemente do tipo de solicitação, quando comparados aos aços para moldes. No caso de moldes fabricados em resinas de SL, Salmoria *et al.* [104] verificaram ser possível apenas a moldagem de termoplásticos com resistência à tração e módulo de elasticidade inferiores aos da resina. Caso contrário, ocorre a falha generalizada do molde durante a extração da peça.

As resinas epóxi empregadas no vazamento apresentam propriedades mecânicas e transições térmicas superiores frente das resinas de SL e, por isso, permitem obter um melhor desempenho na moldagem por injeção. Além disso, há uma melhora da resistência mecânica com a introdução de cargas. No caso do módulo elástico, a melhoria ocorre conforme aumenta-se a fração de cargas. No caso específico da resistência à tração, existe um limite de concentração no qual a carga aumenta a resistência. Este limite depende da forma da carga e quando é ultrapassado, o aumento da fração de carga, leva a diminuição da resistência a tração. De acordo com Wypych [86], a resistência mecânica de um compósito diminui drasticamente à medida que a quantidade de carga se aproxima do valor limite.

Chung *et al.* [88] observaram pouca variação na resistência à tração de um compósito constituído com 40% em volume de partículas de alumínio em relação à resina sem reforço. Já no trabalho de Jesus [65], com a mesma fração volumétrica, porém, utilizando partículas de ferro, a resistência à tração caiu praticamente pela metade (figura 14). O mau desempenho observado no compósito reforçado com partículas de ferro foi atribuído, pelo autor, à falta de agente acoplante (compatibilizante). Entretanto, as fractografias dos corpos de prova mostraram que a carga sedimentou durante a cura, produzindo uma estrutura estratificada que,

neste caso, pode ser um dos fatores responsáveis pela queda de desempenho à medida que a fração volumétrica de carga é aumentada.

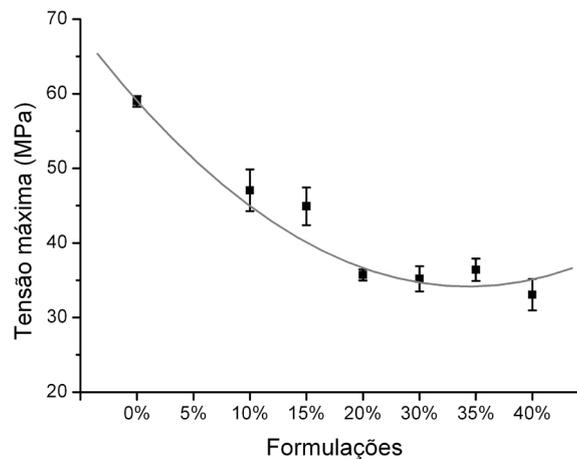


Figura 14: Variação da tensão máxima em função da quantidade de carga, adap. [65].

No desenvolvimento de um compósito para a fabricação de moldes para injeção é importante encontrar a quantidade adequada de carga que permita o equilíbrio entre as propriedades “conflitantes” do compósito. Se por um lado a condutividade térmica, a resistência ao desgaste, a variação dimensional e o módulo elástico melhoram proporcionalmente com a adição de carga, por outro, observa-se o contrário para a resistência à tração e a processabilidade do compósito (figura 15).

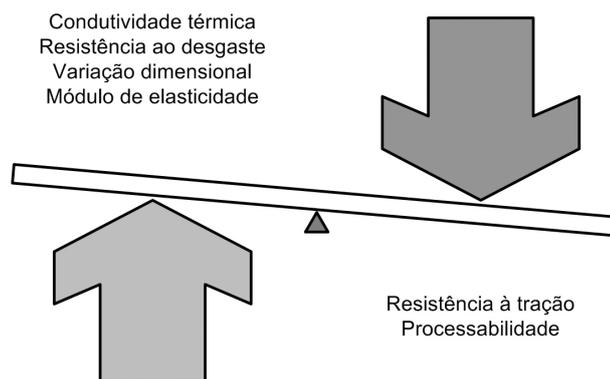


Figura 15: Propriedades conflitantes no desenvolvimento de compósitos para vazamento de moldes.

### 2.5 Resinas reforçadas com fibras

O uso de resinas epóxi reforçadas com fibras tem sido pouco explorado para a fabricação de moldes por vazamento. Um dos poucos trabalhos existentes é o de Vasconcelos [89]. O autor investigou a adição de fibras de vidro e de carbono no desenvolvimento de

compósitos híbridos, constituídos de fibras e partículas. Com quantidades em torno de 4% em volume, foi observada uma melhoria substancial na resistência aos desgastes erosivo e abrasivo do compósito. Chung *et al.* [88] investigaram os efeitos da adição de fibras curtas de alumínio. Os autores avaliaram um compósito com 40% em volume de fibra, porém não obtiveram resultados satisfatórios em termos de resistência e pouco discutiram as razões que levaram a estes resultados.

Em razão de sua morfologia alongada, a densidade de empacotamento das fibras é bastante pequena, quando comparada às cargas particuladas com menor razão de aspecto. O decréscimo é proporcional ao aumento da razão de aspecto, quociente entre comprimento ( $l$ ) e diâmetro da fibra ( $d$ ), conforme pode ser estimado na figura 16 [87].

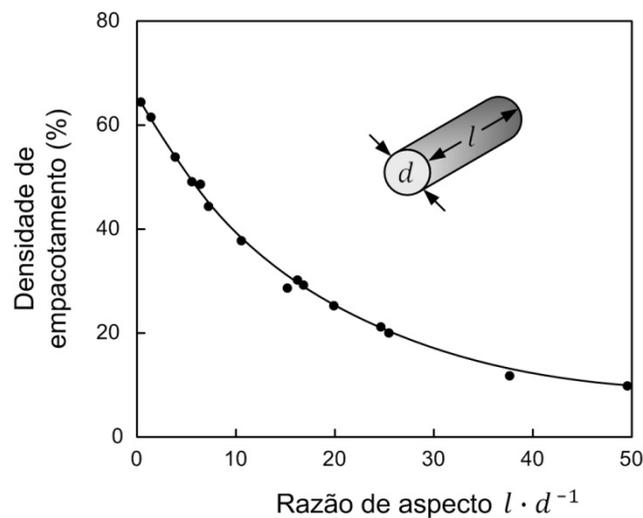


Figura 16: Influência da razão de aspecto na densidade de empacotamento, adap. [87].

Quando comparadas às cargas particuladas, as fibras apresentam uma maior capacidade de transferência de tensões da matriz, sendo esta característica muito importante quando o material sofre esforços de tração. Existe uma condição a partir da qual as fibras reforçam o material com potencial máximo. Tal condição é obtida quando as fibras apresentam comprimento superior ao denominado comprimento crítico ( $l_c$ ), calculado através da equação (2) [105]:

$$l_c = \frac{\sigma_f \cdot d}{2 \cdot \tau_r} \text{ [mm]} \quad (2)$$

sendo:

$\sigma_f$  = resistência à tração da fibra [MPa]

$d$  = diâmetro da fibra [mm]

$\tau_r$  = resistência ao cisalhamento da interface matriz-fibra [MPa]

Quando uma tensão, igual ao limite de resistência a tração da fibra, é aplicada a uma fibra que possui exatamente o comprimento crítico, a carga máxima é atingida na zona média da fibra, como representado na figura 17 (a). Quando o comprimento da fibra se situa acima do comprimento crítico, o caráter de reforço se torna mais efetivo (b). Por outro lado, se o comprimento for muito menor não existe transferência de tensão e, desta forma, o reforço pelas fibras não é significativo (c).

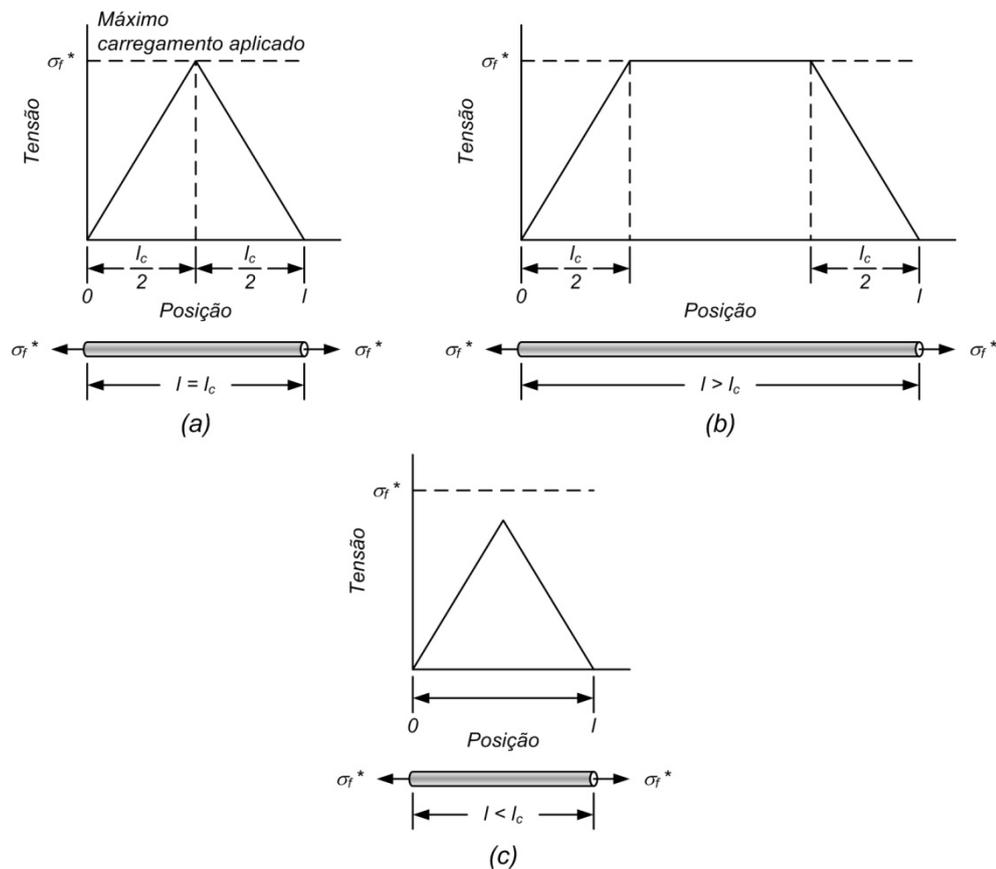


Figura 17: Comportamento de compósitos carregados com fibra: (a) com comprimento da fibra igual ao comprimento crítico, (b) acima do comprimento crítico e (c) abaixo do comprimento crítico, adap. [81].

De acordo com Callister [81], os compósitos de fibra curta podem ser produzidos tendo o módulo de elasticidade e a resistência à tração que alcançam, respectivamente, 90 e 50% do correspondente em fibra contínua. As equações (3) e (4) expressam a resistência à

tração de um material compósito descontínuo com fibras com comprimento abaixo e acima do crítico, respectivamente:

$$\sigma_c = \left( \frac{l \cdot \tau_r}{d} \right) \cdot \phi_f + \sigma_r \cdot (1 - \phi_f) \text{ [MPa]} \quad (3)$$

$$\sigma_c = \left( 1 - \frac{l_c}{2 \cdot l} \right) \cdot \sigma_f \cdot \phi_f + \sigma_r \cdot (1 - \phi_f) \text{ [MPa]} \quad (4)$$

onde:

$\sigma_r$  = resistência à tração da resina [MPa]

$\phi_f$  = fração volumétrica de fibras

A forma como as fibras estão dispersas na resina é fundamental para a determinação da resistência mecânica e das demais propriedades do compósito. Os dois limites possíveis são representados na figura 18, onde as fibras podem se encontrar (a) alinhadas ou (b) orientadas aleatoriamente. Nestas situações, a eficiência do reforço varia bastante conforme o grau de orientação das fibras e a direção da aplicação da tensão de tração (tabela 1).

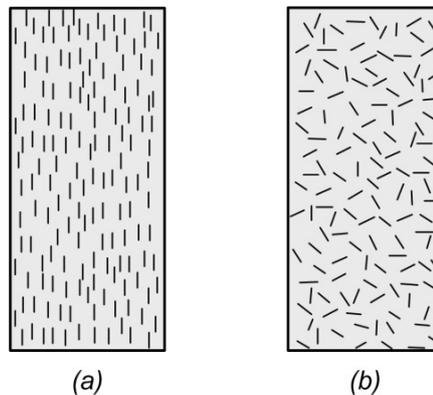


Figura 18: Representação esquemática de compósitos com fibras: (a) alinhadas e (b) com orientação aleatória, adap. [81].

Tabela 1: Eficiência do reforço conforme a orientação das fibras e a direção da aplicação da tensão [81].

Orientação da fibra	Direção da tensão	Eficiência do reforço
Fibras paralelas no espaço	Paralela às fibras	1
	Perpendicular às fibras	0
Fibras aleatórias no plano	Qualquer direção no plano	0,375
Fibras aleatórias no espaço	Qualquer direção	0,2

No processo de vazamento, normalmente, as fibras se encontram dispersas de forma aleatória no espaço, de forma que as mesmas reforçam o compósito com apenas 20% do potencial máximo.

## 2.6 Uso de campos magnéticos em resinas com carga

Uma das formas possíveis de obter a orientação da carga dispersa na resina é através da aplicação de campos magnéticos. Estudos acerca do controle de propriedades com campos magnéticos datam do fim da década de 60 [106-108]. Entretanto, de acordo com Jin *et al.* [109], os trabalhos iniciais não foram claramente demonstrados, e o tipo de processamento e a necessidade de utilização de um campo magnético de alta intensidade limitou a utilização prática.

Sabe-se que por meio de um campo magnético é possível orientar os momentos magnéticos elementares de um material. O fenômeno da magnetização em um material ferromagnético pode ser representado através de uma curva de histerese (figura 19).

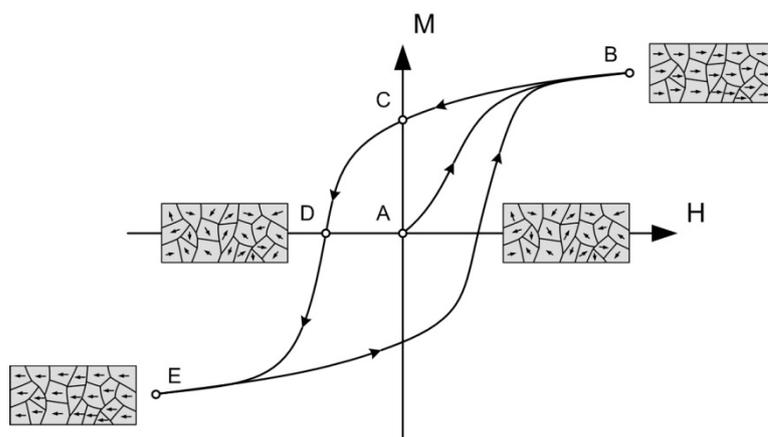


Figura 19: Curva de histerese e orientação dos momentos magnéticos elementares, adap. [110].

O material, no seu estado desmagnetizado, não apresenta orientação dos momentos magnéticos elementares, o que é representado pelo ponto A. A medida que o material é submetido a um campo magnético crescente, ele responde com uma curva não-linear de magnetização. A variação do campo promove a magnetização até ao ponto limite (B), que é conhecido como a saturação magnética do material. Neste ponto, os momentos magnéticos elementares do material se encontram quase completamente orientados. A partir deste ponto, o aumento da intensidade de campo magnético não é acompanhado pelo aumento da magnetização. Quando se cessa a aplicação do campo magnético, o material perde parte de

sua magnetização. A parcela restante é conhecida como memória magnética ou remanescência, que, no gráfico, é representada pelo ponto C. Para desmagnetizar o material é necessário submetê-lo a um campo no sentido contrário. A medida do campo necessário para anular a magnetização é conhecida como coercividade, indicada no gráfico pelo ponto D. Neste ponto, os momentos magnéticos elementares retornam ao estado não-orientado. Se o campo magnético for aumentado a partir deste ponto, reinicia-se a magnetização da mesma forma descrita anteriormente, mas, a orientação dos momentos magnéticos elementares será no sentido oposto até que se atinja novamente a saturação no ponto E.

Quando as partículas magnéticas em um meio viscoso são sujeitas a um campo magnético unidirecional estas movem-se e alinham-se para formar uma configuração que minimize a energia magnetoestática e a energia livre total do sistema [109]. A movimentação das partículas magnéticas e a mudança da organização no meio viscoso, sob um campo magnético aplicado, são controladas pela combinação de várias forças, tais como, magnética, gravitacional, tensão superficial, arraste viscoso, e outras como eletrostática e atrito, bem como, pela natureza das partículas magnéticas e do meio viscoso.

Jin *et al.* [109, 111] desenvolveram alguns estudos que objetivaram principalmente a melhoria das propriedades elétricas do material sob compressão, mantendo certo nível de transparência. Desta forma, uma baixa fração em volume de partículas de níquel, foram adicionadas a um elastômero transparente. Quando a força magnética foi suficientemente grande, eles observaram que as partículas que inicialmente se encontravam dispersas no meio viscoso, se organizam formando colunas (figura 20). Esta configuração conferiu ao material compósito um caráter anisotrópico, e as colunas serviram como um meio condutor na direção do campo magnético.

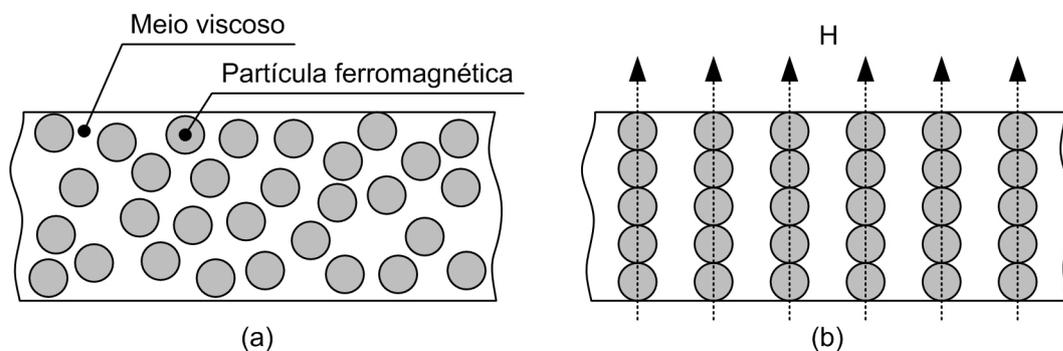


Figura 20: Corte transversal esquemático na direção vertical de um compósito: (a) distribuição aleatória inicial das partículas e (b) após alinhamento e cura, adap. [109].

As amostras revelaram, através de cortes transversais, que as colunas se estendem por toda superfície e que, a partir do topo, as colunas se apresentam razoavelmente bem separadas e espaçadas entre si. Porém, quando o campo tem intensidade fraca, muitas colunas falham em alcançar a superfície superior do material. Por outro lado, quando a intensidade é muito forte, as colunas emergem da superfície sobrepondo a tensão superficial, diminuindo a densidade de colunas e formando uma estrutura dendrítica na superfície (figura 21). Quando a concentração da carga no compósito é aumentada, as colunas tendem a interconectarem-se ao longo da espessura, formando uma estrutura tridimensional [112].

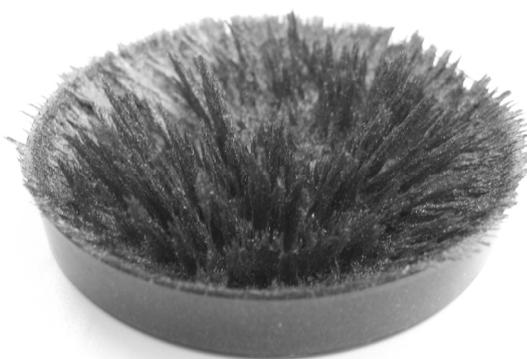


Figura 21: Ilustração das estruturas dendríticas que se formam na superfície com campos magnéticos de alta intensidade.

Com relação à influência da orientação por campos magnéticos nas propriedades mecânicas, Boczkowaska e Awietjan [113] investigaram o comportamento sob compressão de elastômeros uretânicos com adição de partículas de ferro. Nos ensaios realizados, os corpos de prova, que foram fabricados sob ação de um campo magnético unidirecional, obtiveram um desempenho melhor quando comparados com corpos de prova sem orientação. Os resultados sugerem que a quantidade e o arranjo das partículas de ferro têm influência significativa no desempenho mecânico dos compósitos.

Com relação à condutividade térmica, os resultados já publicados desta pesquisa mostraram que o uso de campo magnético, durante a cura de um compósito reforçado com partículas de ferro, proporcionou um aumento significativo da condutividade térmica do material [114]. Além disto, como pode ser observado na figura 22, os compósitos obtidos em campo magnético apresentam uma tendência de aumento da condutividade diferenciada com o aumento da fração volumétrica. Sem o uso do campo magnético, o aumento da condutividade tende a estabilizar com 40% de carga. Já os produzidos em campo magnético, o

aumento ocorre de forma praticamente linear. A melhoria na condutividade se deve a maior interconectividade das partículas e à formação de colunas que facilitam a condução do calor através do material.

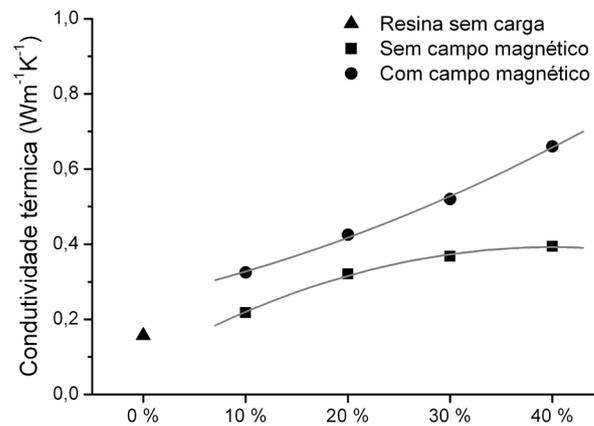


Figura 22: Influência da cura em campo magnético na condutividade térmica de uma resina reforçada com partículas de ferro [114].

O uso de compósitos reforçados com fibras e uma posterior orientação por campos magnéticos foi pesquisado apenas por Martin *et al.* [112]. Os autores avaliaram o efeito nas propriedades magnéticas do compósito e mencionaram que o comportamento das amostras com fibras precisaria de uma maior investigação. A utilização de campos magnéticos na orientação de fibras com objetivo de melhoria nas propriedades mecânicas e condutividade térmica não foi explorado. O uso de compósitos reforçados com fibras, orientadas em campos magnéticos, como ilustra a figura 23, pode ser útil em casos nos quais se deseje uma resistência à tração e uma condutividade térmica maiores numa dada direção.

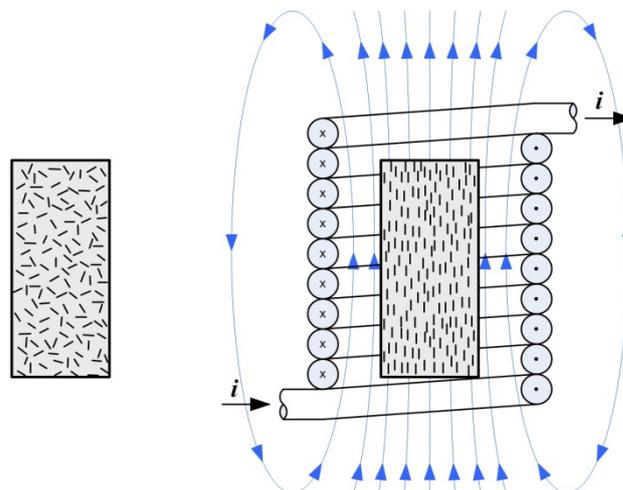


Figura 23: Orientação das fibras de um compósito em campos magnético produzido por uma bobina.

De acordo com Halliday, Resnick e Walker [115] o campo magnético  $B$ , em meios materiais, é descrito por Maxwell através das equações (5), (6) e (7):

$$\oint \vec{B} \cdot d\vec{A} = 0 \quad (5)$$

$$\oint \vec{E} \cdot d\vec{s} = -\frac{d\Phi_B}{dt} \quad (6)$$

$$\oint \vec{B} \cdot d\vec{s} = \mu_0 \cdot i + \frac{1}{c^2} \cdot \frac{\partial}{\partial t} \int \vec{E} \cdot d\vec{A} \quad (7)$$

A partir da resolução e rearranjo destas equações pode-se chegar ao caso geral dado pela equação (8) [115]:

$$B = \mu_0 \cdot (H + M) \text{ [T]} \quad (8)$$

onde:

$\mu_0$  = constante de permeabilidade no vácuo [ $4\pi \times 10^{-7}$  H.m<sup>-1</sup>]

$H$  = intensidade de campo magnético [A.m<sup>-1</sup>]

$M$  = magnetização do material [A.m<sup>-1</sup>]

A magnetização nos materiais cresce com o aumento da intensidade do campo magnético de acordo com a expressão (9) [115]:

$$M = \frac{\mu_{total}}{V} \text{ [A.m}^{-1}\text{]} \quad (9)$$

onde:

$\mu_{total}$  = densidade de momentos magnéticos elementares [A.m<sup>2</sup>]

$V$  = volume de material [m<sup>3</sup>]

Para aproveitar de forma melhor a possibilidade de orientação, as fibras mais indicadas devem ser de natureza ferromagnética ou ferrimagnética. Isto porque estes materiais apresentam um valor de permeabilidade relativa muito mais alto que os demais materiais, ou seja, para um dado campo magnético estes materiais terão uma magnetização proporcional à sua permeabilidade relativa. Dentre os materiais relacionados, o ferro e suas

ligas apresentam uma grande vantagem sobre o cobalto e níquel em razão da alta permeabilidade relativa máxima e boa condutividade térmica (tabela 2). Outra vantagem bastante importante está no baixo custo de aquisição do ferro e suas ligas.

Tabela 2: Permeabilidade relativa de alguns materiais ferromagnéticos [92, 110].

Material	Permeabilidade relativa máxima <sup>5</sup>	Condutividade térmica <sup>6</sup> [W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]
Fe	5000	76,2
Co	250	69,2
Ni	600	60,7

Dependendo do material a ser magnetizado, as curvas de histerese mudam. A figura 24 mostra que para um mesmo patamar de saturação magnética as curvas de histerese se apresentam diferentes para materiais distintos. As áreas no interior das curvas representam a quantidade de energia necessária para a inversão da magnetização. Materiais com áreas de histerese maiores (a) são adequados a ímãs permanentes e dispositivos de gravação e armazenamento magnéticos, uma vez que apresentam grandes valores para remanescência e coercividade. Os materiais com área de histerese menor (b) são utilizados em núcleos de transformadores e motores elétricos, pois, apresentam baixos valores para remanescência e coercividade. No caso específico deste trabalho, os materiais mais adequados seriam aqueles com valores de remanescência baixos para minimizar qualquer tipo de magnetização que dificulte posteriormente o processamento. Neste sentido, se enquadram as ligas de ferro com baixo teor de carbono.

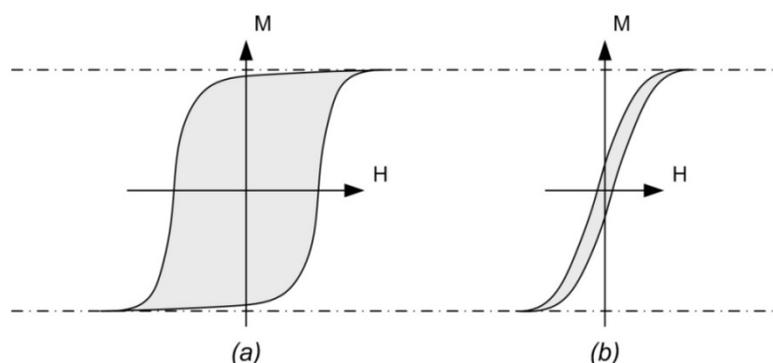


Figura 24: Diferentes formas de curva de histerese, adap. [110].

<sup>5</sup> com 99% de pureza [110].

<sup>6</sup> em estado considerado puro [92].

## **Capítulo 3 Materiais e métodos**

### **3.1 Materiais**

#### **3.1.1 Fibras usadas no desenvolvimento do compósito**

As fibras do código ML-90 que foram utilizadas no desenvolvimento do compósito são fornecidas pela Divisão de Aplicações Industriais da empresa Bombril S.A. (Brasil). Trata-se de fibras curtas de aço de baixo teor de carbono (DIN 1010/1020) que são descartadas do processo de fabricação de lã de aço. Apesar de serem fibras, uma quantidade significativa apresenta reduzida razão de aspecto ( $l \cdot d^{-1}$ ), daí o uso do termo “pó de aço” pelo fabricante. De acordo com o fornecedor, a distribuição granulométrica média do ML-90 utilizado é a apresentada na tabela 3.

Tabela 3: Distribuição granulométrica média das fibras ML-90 [116].

Abertura da malha ( $\mu\text{m}$ )	425	250	180	106	Fundo
Quantidade em peso (%)	0,00	0,10	0,30	5,59	94,26

Com esta distribuição granulométrica, o material apresenta uma densidade aparente de  $1590 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ . Através da equação (1) e considerando que o valor da densidade do aço de baixo carbono é de  $7870 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ , esta distribuição granulométrica propicia uma fração máxima de fibras de 20,2%. Para proporcionar uma fração de empacotamento maior de fibras, a partir do material fornecido, realizou-se um peneiramento para fracionar o material, separando as fibras irregulares, sendo este procedimento descrito mais adiante.

#### **3.1.2 Resina usada no desenvolvimento do compósito**

Nos estudos empregou-se o sistema epóxi bi-componente, constituído pela resina RenLam LY 5210 e o agente de cura Ren HY 5158, que, a partir de agora, será referido apenas como RenLam. O sistema que é fornecido pela Huntsman (Bélgica), é baseado na mistura de resinas aromáticas glicidil-amina com agente de cura composto de poliaminas alifáticas e cicloalifáticas. A razão de mistura indicada pelo fornecedor é de 100 partes em peso de resina para cada 25 partes de agente de cura. A composição com estas substâncias confere ao produto final uma elevada temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ). Por se tratar de um sistema normalmente destinado a fabricação de compósitos laminados, apresenta uma viscosidade em torno de  $3 \text{ Pa}\cdot\text{s}$  (a  $25^\circ\text{C}$ ), que confere um bom recobrimento sobre mantas e tecidos de fibras. O tempo de uso é de 150 min e a partir deste ponto a cura se dá em 14 h na

temperatura de 40°C. A resistência mecânica máxima do material é alcançada após tratamento de pós-cura em estufa.

O fabricante apresenta, em linhas gerais, na ficha técnica, que deve-se realizar um aquecimento gradual até 160°C [117]. Em outro documento [118] é apresentada uma recomendação de aquecimento em patamares de 20°C até 200°C. As principais características do material, obtidas após o tratamento de pós-cura, estão apresentadas no Anexo 1.

### **3.1.3 Resinas reforçadas comerciais**

Para poder avaliar o desempenho de materiais produzidos em resina epóxi reforçada com fibras de aço foram fabricados, também, corpos de prova e insertos em resinas comerciais reforçadas. Os materiais escolhidos para a comparação foram o RenCast 436/Ren HY 150 e o Neukadur VG SP 5/ Hardener SP 6, fornecidos respectivamente pela Huntsman (Brasil) e Altropol (Alemanha). Como se trata de materiais comerciais, por questões de sigilo, as fichas técnicas não mencionam as características da matriz, tampouco, a constituição, a geometria e as frações em peso das cargas.

O material fornecido pela Huntsman, referido a partir de agora apenas por RenCast, é descrito como uma resina reforçada com alumínio. A razão de mistura é de 100 partes em peso de resina para 6 de agente de cura. Apresenta um tempo de gel de 60 min e uma viscosidade de 11 Pa.s (a 25°C). Após endurecer, em temperatura ambiente por 24 h, o material deve ser submetido a um ciclo de pós-cura em estufa de 2 h a 70°C, 2 h a 90°C, 2 h a 120°C e 8-16 h a 150°C. As suas principais características podem ser verificadas no Anexo 2.

O material fornecido pela Altropol, designado daqui em diante como Neukadur, é um composto de resina reforçada com cargas cerâmicas e metálicas. A razão de mistura é de 100 partes em peso de resina para 7 de agente de cura. Apresenta o mesmo tempo de gel de 60 min, porém, a viscosidade é um pouco superior, com o valor na faixa de 30 Pa.s (a 20°C). Após endurecer, em temperatura ambiente por 24 h, o material deve ser submetido a um ciclo de pós-cura em estufa de 4 h a 40°C, 2 h a 60°C, 2 h a 80°C, 2 h a 120°C e 2 h a 150°C. As principais características podem ser verificadas no Anexo 3.

### **3.1.4 Silicone para fabricação dos moldes**

Na fabricação dos moldes para obtenção dos corpos de prova, empregou-se o silicone HB FLEX T4 e o agente de cura HB FLEX T4-0. O material é fornecido pela HBQuímica

---

(Portugal) com razão de mistura indicada de 100 partes em peso de silicone para 10 partes de agente de cura.

### ***3.1.5 Polipropileno para moldagem por injeção dos contracorpos***

Na determinação do coeficiente de atrito estático dos materiais reforçados, utilizou-se o polipropileno Domolen 1100N fornecido pela Domo Polymers (Bélgica). Trata-se de um homopolímero com índice de fluidez de  $12 \text{ g.10min}^{-1}$ , sendo normalmente empregado na produção de peças sem requisitos especiais de desempenho, de fácil moldagem e de baixo custo. A razão pela qual o polipropileno foi escolhido nos ensaios de atrito se deve ao fato de não apresentar adesão com resinas epóxi e de ser um material geralmente utilizado em produtos moldados. Os demais dados técnicos do material são apresentados no Anexo 4.

## ***3.2 Equipamentos desenvolvidos e adaptados para este trabalho***

### ***3.2.1 Equipamento para mistura em vácuo de resinas reforçadas***

A mistura de resinas reforçadas, quando realizada à pressão ambiente, tem como consequência a incorporação de ar e a formação de vazios, como já foi referido na seção 2.3. Uma vez presentes no material, a remoção dos vazios é bastante difícil, conforme observado em experimentos preliminares deste trabalho [74]. Por outro lado, a adição de cargas em resinas aumenta consideravelmente a viscosidade e, conseqüentemente, a potência de acionamento do misturador. Os equipamentos de vazamento apresentam a possibilidade de mistura em vácuo de resinas com respectivo agente de cura. No entanto, como normalmente são destinados ao vazamento de resinas de baixa viscosidade (inferior a  $1 \text{ Pa.s}$ ), não dispõem de potência suficiente para a mistura de resinas com alta fração de carga. Para suplantar estas dificuldades foi desenvolvido um equipamento para mistura em vácuo de materiais de alta viscosidade.

O equipamento apresentado na figura 25 foi concebido para ser conectado junto a um equipamento de vazamento ou bomba de vácuo independente. Para promover a mistura é empregado um agitador mecânico de alto torque (torque útil de  $1 \text{ N.m}$  a  $85 \text{ rpm}$ ) para mistura de materiais de viscosidade média ( $1$  a  $100 \text{ Pa.s}$ ). A hélice selecionada foi do tipo âncora, com folga de  $1 \text{ mm}$  junto ao fundo e laterais do copo do misturador. A pequena folga se faz necessária para promover uma mistura homogênea de todo conteúdo evitando heterogeneidades junto às paredes. O copo do misturador é desmontável e intercambiável, facilitando o processo de limpeza e a mistura de diferentes quantidades de resina. Mediante a

montagem do copo com tubos com comprimentos de 120 e 180 mm, é possível realizar a misturas de 300 e 600 cm<sup>3</sup>, destinados ao vazamento de corpos de prova e moldes, respectivamente. Para manter a pressão interna durante a mistura empregou-se uma gaxeta de vedação dinâmica para minimizar a entrada de ar pela haste. Para garantir que a pressão interna esteja dentro da faixa adequada para mistura, foi instalado um vacuômetro na tampa do misturador.

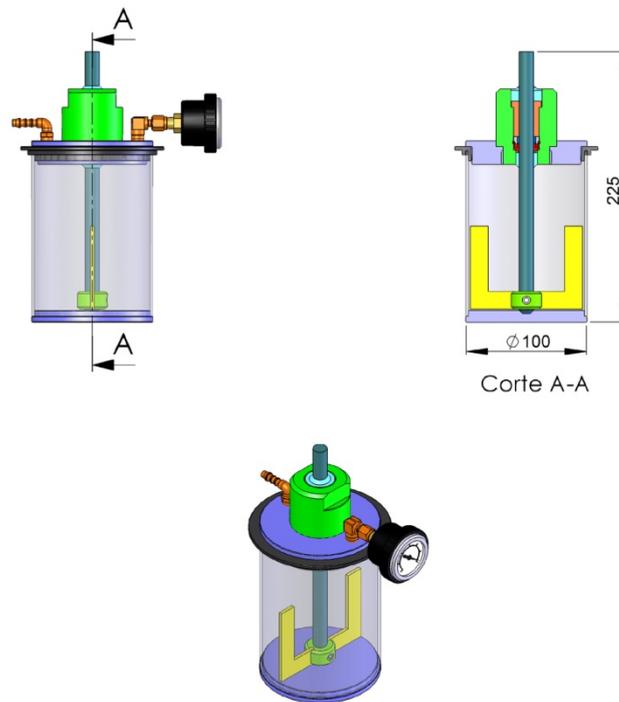


Figura 25: Misturador mecânico externo para resinas com alta fração de carga.

### **3.2.2 Equipamento para evitar a sedimentação das fibras**

Um dos problemas decorrentes da mistura das cargas com densidade muito superior à da resina, como o aço, em resinas epóxi, é a sua sedimentação no compósito [65]. Este efeito é potencializado quando:

- A relação da densidade da carga em relação à da resina é alta;
- A viscosidade da resina é baixa;
- O tempo de gel da resina é alto.

Como neste trabalho estas três causas se fizeram presentes, foi desenvolvido um equipamento para evitar a sedimentação das cargas conforme esquematizado na figura 26. A solução conceitual escolhida para solucionar este problema foi promover a rotação do molde,

durante um certo período de tempo, até a resina aumentar a viscosidade (por meio da formação de ligações cruzadas) e desta maneira limitar o deslocamento da carga por ação da gravidade.

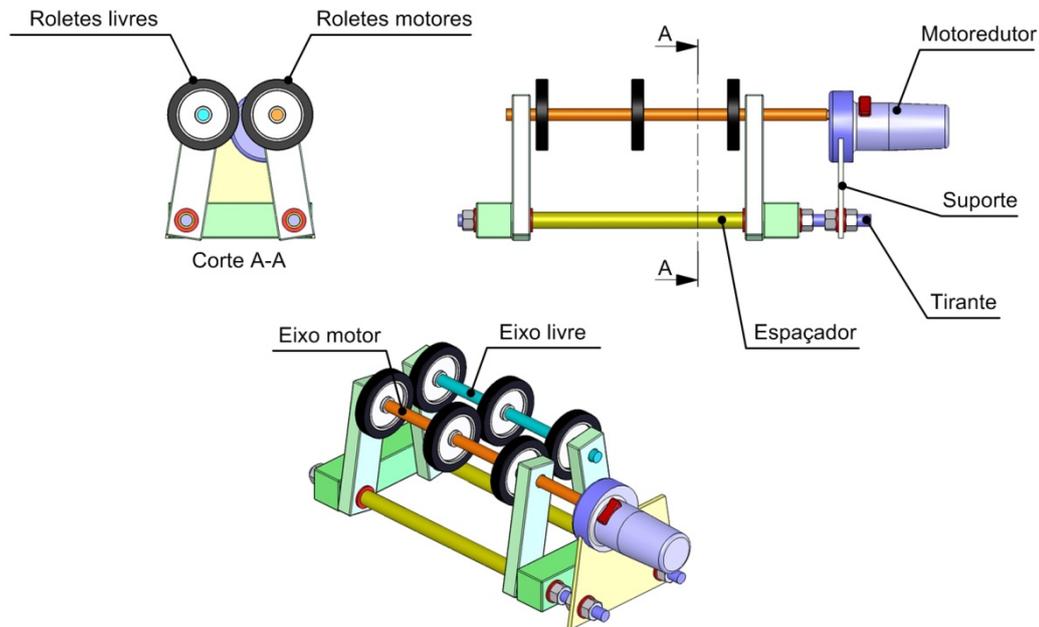


Figura 26: Equipamento anti-sedimentação.

O equipamento foi montado a partir de um motorreductor portátil que aciona um eixo motor no qual estão dispostos 3 roletes com superfície emborrachada. Paralelo ao eixo motor, encontra-se um eixo livre de características similares. O molde que deve ter forma externa cilíndrica, é posicionado sobre os roletes dos dois eixos. A rotação do molde se dá pela transmissão da rotação angular do eixo motor, através do atrito entre os roletes e o próprio molde de silicone. Neste caso, o eixo livre apenas sustenta o molde e garante o contato entre o mesmo e o eixo motor. Ambos os eixos são apoiados em mancais de deslizamento. Os apoios, nos quais os elementos do sistema estão montados, fazem parte de uma estrutura “flexível” por tirantes. A flexibilidade da estrutura é necessária para compensar o eventual deslocamento axial do molde durante a rotação. A velocidade angular é dependente da relação entre os diâmetros do rolete e do molde (figura 27). Para a configuração utilizada no trabalho, a rotação do porta-moldes foi de 5 rpm.

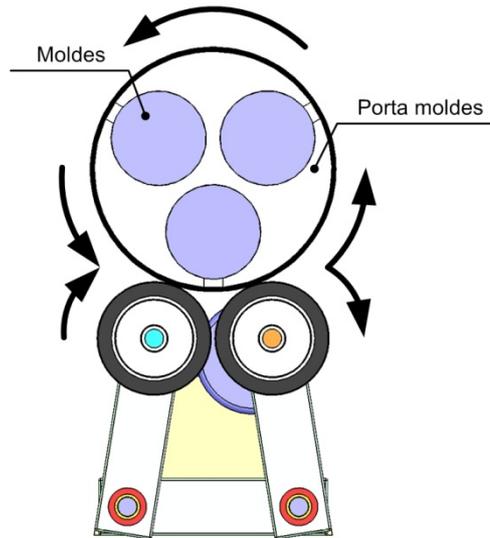


Figura 27: Moldes em rotação no equipamento anti-sedimentação.

### 3.2.3 Gerador de campo magnético

A forma utilizada para gerar o campo magnético foi por meio de um solenóide que, com boa aproximação, permite a obtenção de um campo magnético uniforme conhecido para fins experimentais [115, 119]. O campo magnético,  $B$ , no solenóide é deduzido a partir da Lei de Ampère (10):

$$\oint B \cdot ds = \mu_0 \cdot I \tag{10}$$

onde:

$I$  = corrente elétrica líquida [A]

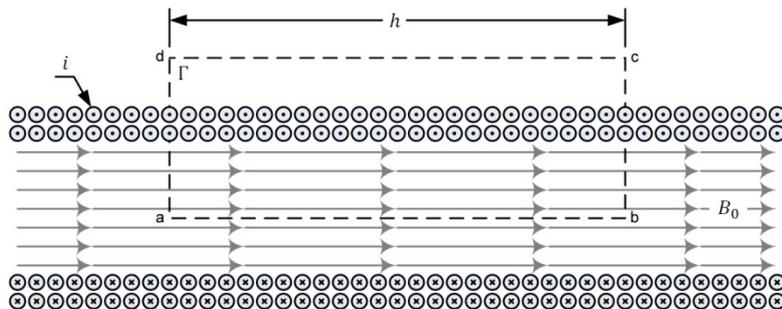


Figura 28: Cálculo de  $B_0$  pela Lei de Ampère.

Integrando em torno da curva amperiana retangular,  $\Gamma$ , tem-se que:

$$\oint B \cdot ds = B_0 \cdot h \quad (11)$$

sendo:

$B_0$  = campo magnético induzido [T]

$h$  = comprimento arbitrário da curva amperiana retangular  $\Gamma$  [m]

A corrente total  $I$ , é dada pela seguinte expressão:

$$I = \frac{i_s \cdot N \cdot h}{l_s} \text{ [T]} \quad (12)$$

sendo:

$N$  = número de espiras

$i_s$  = corrente elétrica no solenóide [A]

$l_s$  = comprimento do solenóide [m]

Substituindo as equações (10) e (11) e rearranjando com (12), temos que no solenóide ideal o campo é dado pela equação (13):

$$B_0 = \frac{\mu_0 \cdot i_s \cdot N}{l_s} \text{ [T]} \quad (13)$$

O solenóide construído para gerar campos magnéticos, no estudo da orientação das fibras de aço na resina, apresenta 75 mm de diâmetro, 200 mm de comprimento e um enrolamento com 2000 espiras com fio de cobre esmaltado bitola AWG 20. O controle da intensidade do campo magnético, gerado pelo solenóide, foi obtido pela variação da intensidade da corrente que percorria, utilizando para tal, uma fonte de alimentação Alfa-Matrix modelo MPS 3005 LK-2 (Taiwan), com faixa de operação de 0 a 30 V e 0 a 5 A. Por razões de segurança, os experimentos foram conduzidos em modo de corrente contínua constante até o valor máximo de 3 A. A figura 29 ilustra a montagem do equipamento utilizado para a obtenção do campo magnético.

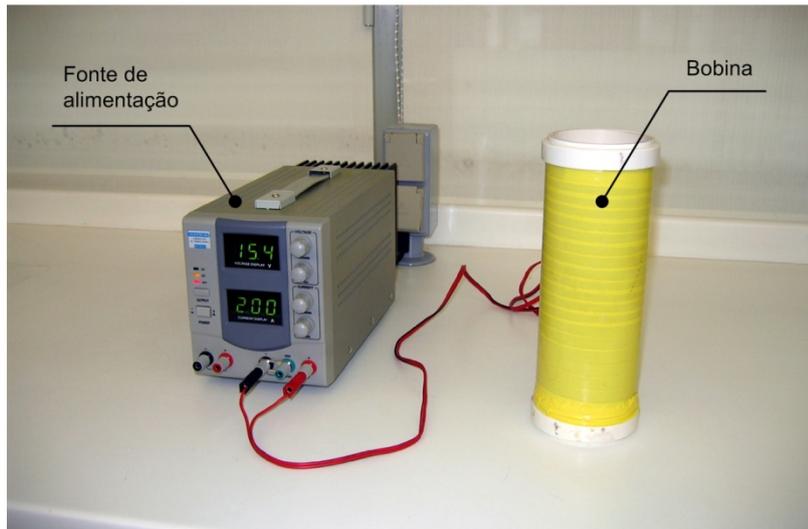


Figura 29: Sistema gerador de campos magnéticos

Como para o solenóide fabricado não pode-se admitir a suposição de que o comprimento,  $l_s$ , seja muito maior que o raio do solenóide,  $r_s$ , o campo magnético gerado é dado pela equação (14):

$$B_0 = \frac{\mu_0 \cdot i_s \cdot N}{\sqrt{l_s^2 + 4 \cdot r_s^2}} \text{ [T]} \quad (14)$$

O gráfico da figura 30 apresenta as curvas do campo magnético ideal calculado através da equação (15) e do valor medido com um gaussímetro F.W.Bell modelo 640 (USA), com sonda Hall HTB4-0608, com campo normal à sonda, obtido no centro do solenóide utilizado.

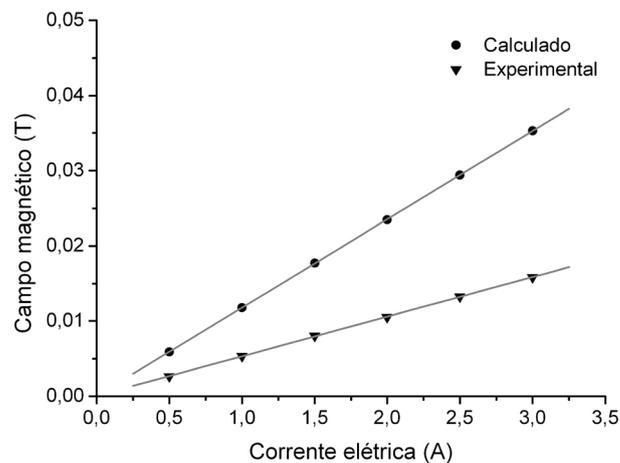


Figura 30: Campo magnético ideal obtido no solenóide desenvolvido.

---

$$B_0 = 5,28 \cdot 10^{-3} \cdot i_s \text{ [T]} \quad (15)$$

Aparentemente, o campo magnético gerado na bobina pode ser considerado baixo. O uso de materiais ferromagnéticos, como o aço, aumenta a intensidade do campo magnético gerado [115]. Estes campos são capazes de fazer com que as fibras de aço atinjam uma magnetização maior que o campo gerado no solenóide. Com isto, mesmo em um campo dito fraco é possível modificar a distribuição das fibras no compósito.

Considerando que o aço tem propriedades ferromagnéticas, o campo magnético efetivo  $B$ , no interior do solenóide contendo uma mistura de fibras de aço e resina epóxi é muito maior do que  $B_0$ , portanto, o campo magnético nas partícula é dado pela equação (16):

$$B = B_0 + B_M \text{ [T]} \quad (16)$$

onde  $B_M$  é a contribuição das fibras de aço ao campo magnético total  $B$ .

#### ***3.2.4 Adaptação do equipamento para determinação do coeficiente de atrito estático***

Conforme comentado na revisão bibliográfica, o coeficiente de atrito estático determina a força necessária para extrair a peça do molde. A força de extração é considerada uma das grandes causas para a falha em serviço dos moldes fabricados em resinas reforçadas. O coeficiente de atrito estático foi determinado experimentalmente no equipamento-protótipo, desenvolvido pelo Departamento de Engenharia de Polímeros da Universidade do Minho em Portugal [120, 121].

O equipamento para o ensaio de atrito, esquematizado pela figura 31, visa reproduzir as condições de extração do processo de injeção de termoplásticos. O equipamento funciona acoplado numa máquina de ensaios mecânicos Instron 4505, através dos pontos de fixação superior e inferior. A peça moldante, que no equipamento desempenha a função do molde, foi instalada no conjunto superior, em um bloco que permite o controle da temperatura, podendo ser aquecida até a temperatura de 180°C, por meio de resistências elétricas ou ser se arrefecida até a temperatura ambiente, através da circulação de água. A máquina de ensaios foi responsável pela movimentação vertical do conjunto inferior que contém o atuador pneumático e o contra-corpo, moldado por injeção em material termoplástico. Uma guia

linear garante o deslocamento com a mínima folga do conjunto inferior, mantendo o posicionamento e alinhamento do conjunto.

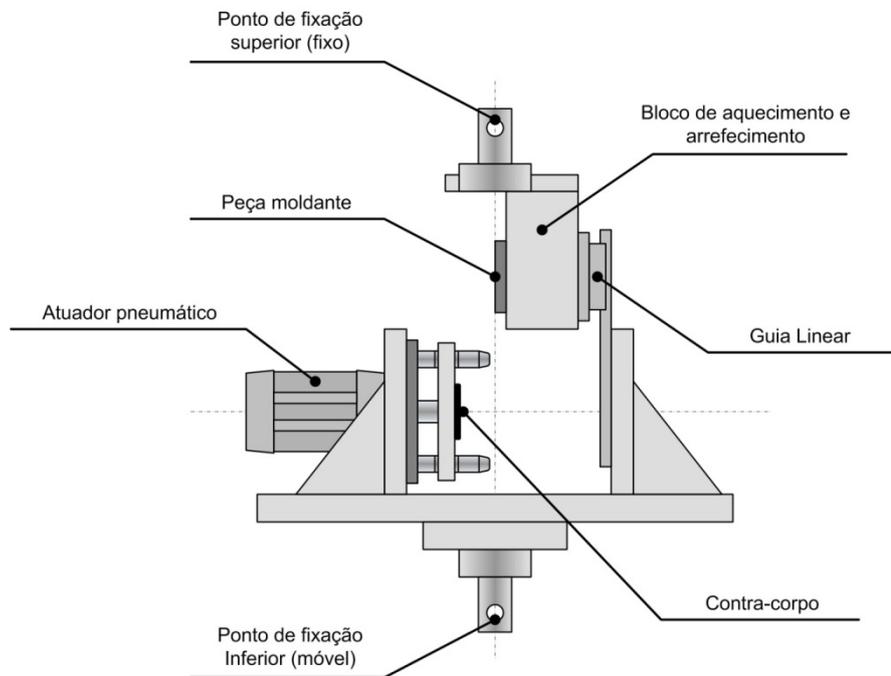


Figura 31: Representação esquemática do equipamento para ensaio de atrito [121].

O equipamento para ensaio de atrito apresenta um funcionamento simples, como pode ser esquematizado na figura 32. Após serem instaladas a peça moldante e o contra-corpo no equipamento, a mesa da máquina de ensaios mecânicos move-se para a posição de ensaio e inicia-se o aquecimento do bloco até que se alcance a temperatura de replicação, que é a temperatura na qual as características da superfície da peça moldante são reproduzidas no contra-corpo (A). Depois de estabilizada esta temperatura, o atuador pneumático é acionado e promove-se o encontro entre peça moldante e contra-corpo (B). A partir deste momento, é contado o tempo de replicação que varia conforme a temperatura de replicação, a pressão de contato e o material do contra-corpo. Com o término da replicação, inicia-se o resfriamento do bloco até que se alcance a temperatura de ensaio. Quando esta temperatura é obtida realiza-se a fase do ensaio que vai permitir determinar o coeficiente de atrito. A mesa da máquina de ensaios mecânicos move-se para baixo (C) e durante este deslocamento existem duas forças atuando no sistema. A primeira, exercida pela própria máquina e, a segunda, pelo atuador pneumático. Ambas são registradas e representam respectivamente a força de atrito ( $F_a$ ) e a força normal ( $F_n$ ).

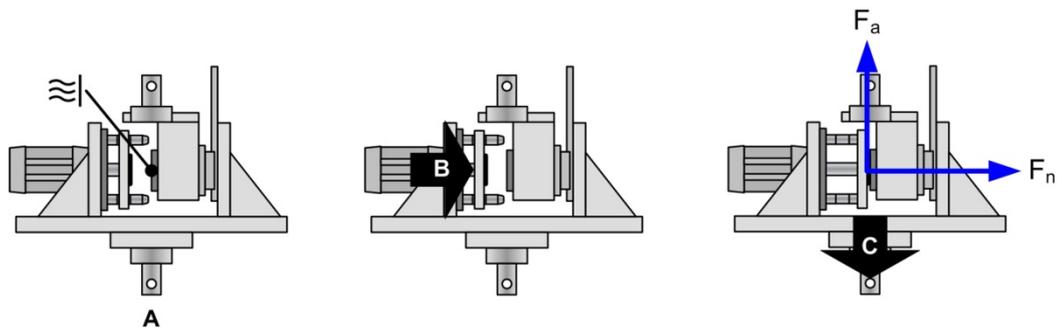


Figura 32: Representação esquemática do funcionamento do equipamento para ensaio de atrito.

A razão entre a força de atrito máxima no ensaio e a força normal permite o cálculo do coeficiente de atrito estático ( $\mu_s$ ), através equação (17):

$$\mu_s = \frac{F_a^{max}}{F_n} \quad (17)$$

O equipamento para o ensaio de atrito estava otimizado para trabalhar com peças moldantes metálicas. Assim sendo, a replicação da superfície moldante no contra-corpo é obtida pelo aquecimento da peça moldante até a temperatura de replicação e pelo posterior contato com a contra-corpo.

Para o empenho das resinas com carga este procedimento torna-se uma alternativa pouco viável pelos seguintes motivos:

- Ciclos de aquecimento e arrefecimento longos, uma vez que os materiais apresentam baixos valores de condutividade térmica;
- A peça moldante seria submetida a temperaturas elevadas e muito próximas da  $T_g$ , que poderia alterar as características do material.

Estas dificuldades motivaram algumas alterações no equipamento e no método de ensaio, para permitir a reprodução da etapa de extração sem expor os materiais à condições diferentes das que ocorrem na prática. Desta forma, fabricou-se um porta-peças em alumínio onde são instaladas as peças moldantes, conforme apresentado na figura 33. Isto permite que diferentes peças moldantes sejam montadas e desmontadas rapidamente, sem a necessidade de desmontar o bloco de aquecimento/arrefecimento. As peças moldantes são fixadas verticalmente ao porta-peças por um mecanismo de cunha e parafuso. Ressaltos no porta-peças evitam movimentações laterais.

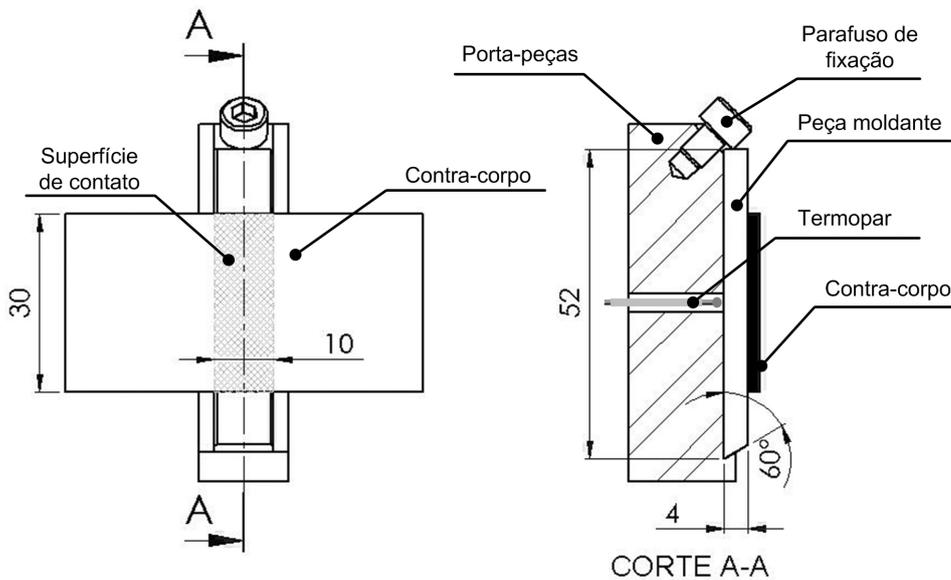


Figura 33: Desenho do porta-peças alternativo para equipamento para ensaio de atrito.

Para contornar a dificuldade decorrente do aquecimento da peça moldante até a temperatura de replicação, propôs-se o aquecimento do contra-corpo. A peça moldante continua sendo aquecida, porém, somente até a temperatura de desmoldagem, sendo monitorada por um termopar posicionado na parte traseira da peça moldante (figura 33). Já o contra-corpo é aquecido acima da temperatura de fusão por meio de um soprador térmico Einhell, modelo BHP 2000 (Alemanha), no modo operacional à temperatura de 550°C e vazão de 500 l.min<sup>-1</sup>, conforme esquematizado na figura 34. A monitoração da temperatura do contra-corpo foi realizado por um pirômetro de infravermelhos.

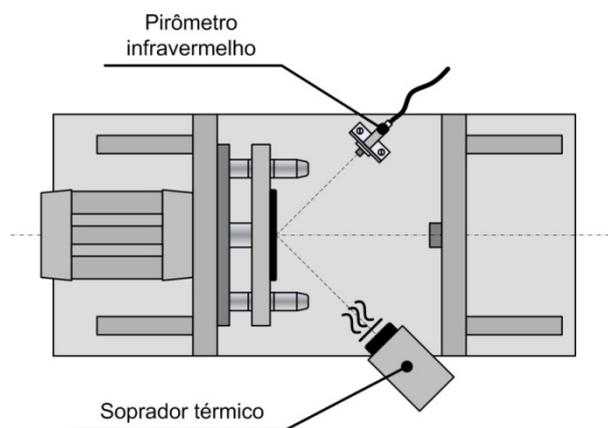


Figura 34: Representação esquemática do aquecimento alternativo no equipamento para ensaio de atrito.

**Rotina do ensaio:**

- Aquecimento do conjunto moldante até a temperatura de extração. Se for necessária a substituição da peça moldante, o tempo para estabilização da temperatura é de aproximadamente 10 min para resinas reforçadas.
- Aquecimento do contra-corpo até a temperatura de fusão (no caso de materiais semicristalinos).
- Deslocamento do conjunto moldante até a posição de ensaio.
- Acionamento de avanço do atuador pneumático e conseqüente manutenção da pressão de contato entre contra-corpo e peça moldante, para se obter a replicação da superfície (90 s).
- Realização do ensaio e monitoramento das forças normal e de atrito.
- Acionamento de retorno do atuador pneumático.
- Retorno do conjunto moldante até a posição inicial
- Remoção e substituição do contra-corpo.

**3.2.5 Equipamento para determinação condutividade térmica**

A condutividade térmica dos materiais foi determinada através do método fluximétrico descrito na NBR 12094. Em linhas gerais, este método se baseia na medição, em regime permanente, do fluxo de calor e da temperaturas através de uma amostra com espessura conhecida. O equipamento utilizado nos ensaios, apresentado na figura 35, foi montado utilizando fluxímetros Omega modelo HFS-4 (EUA).

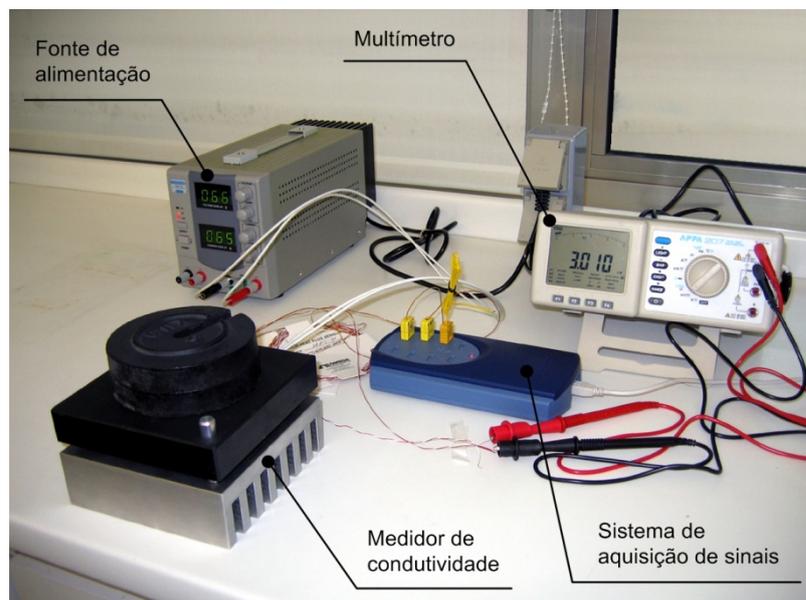


Figura 35: Equipamento para medição da condutividade térmica pelo método fluximétrico.

As leituras foram efetuadas no multímetro APPA modelo 207 (Taiwan), com resolução de 1  $\mu$ V. Para impor um fluxo de calor através da amostra empregou-se uma resistência plana (75×75 mm) de 10  $\Omega$ . A fonte de alimentação utilizada foi a mesma descrita na seção 3.2.3. As temperaturas foram medidas com termopares do tipo K, com auxílio do sistema de aquisição de sinais Picotech modelo Picolog TC-08 (Reino Unido).

#### **Rotina do ensaio:**

- Posicionar a amostra entre os fluxímetros do equipamento.
- Apoiar uma massa conhecida na placa superior para manter a pressão de contato
- Fornecer corrente elétrica de forma a obter uma diferença de temperatura entre as faces da amostra em torno de 5°C em regime permanente.
- Em regime permanente (cerca de 30 min), tomar nota das tensões de saída e das temperaturas.
- Calcular o valor médio do fluxo de calor.
- Calcular a diferença de temperaturas.
- Calcular a resistência térmica.
- Calcular a condutividade térmica.

### ***3.3 Preparação dos corpos de prova e amostras***

#### ***3.3.1 Mistura e vazamento dos materiais***

Conforme abordado em na seção 2.3, a etapa de preparação dos compósitos é fundamental para obter peças isentas de defeitos. Os compósitos reforçados com fibra de aço foram elaborados com variação na fração em volume de carga, sendo este o método mais adotado na maioria dos trabalhos [65, 88, 89]. No Anexo 5 são apresentados os cálculos necessários para se obter os compósitos com as frações desejadas. Desta maneira, quantidades de resina, agente de cura e fibras foram pesadas utilizando-se uma balança eletrônica Scaltec modelo SBC 51 (Alemanha), com resolução de 0,01 g e capacidade de 4100 g. Os materiais foram misturados em vácuo no equipamento descrito na seção 3.2.1. O equipamento utiliza a bomba de vácuo de uma máquina de vazamento MJI CV 96, produzida pela empresa M J Amaral (Portugal). Uma válvula comunica a câmara de vácuo da máquina com o equipamento de mistura de resinas reforçadas (figura 36). A mistura iniciava-se a partir do momento em que a pressão interna reduzia-se até 100 Pa (1 mbar). O processo de mistura foi realizado

durante um tempo mínimo de 5 min, empregando um agitador mecânico com velocidade de rotação de 60 rpm.



Figura 36: Indicação da comunicação com a câmara de vácuo por válvula na máquina de vazamento MJI CV 96.

Terminada a mistura, o misturador era aberto e o seu copo era acoplado ao copo do misturador na máquina de vazamento, conforme a figura 37. Dentro da câmara de vácuo, posicionava-se o molde de silicone com um funil de alimentação. Fazia-se vácuo até que a pressão interna fosse reduzida a 100 Pa (1 mbar). Este procedimento diminui a presença de vazios que tenham sido incorporadas na abertura do misturador, com a remoção da haste de mistura. Feito isto, basculava-se o copo do misturador, por meio do dispositivo de comando de vazamento exterior à câmara de vácuo, e vertia-se o conteúdo para o molde de silicone através do funil do equipamento.

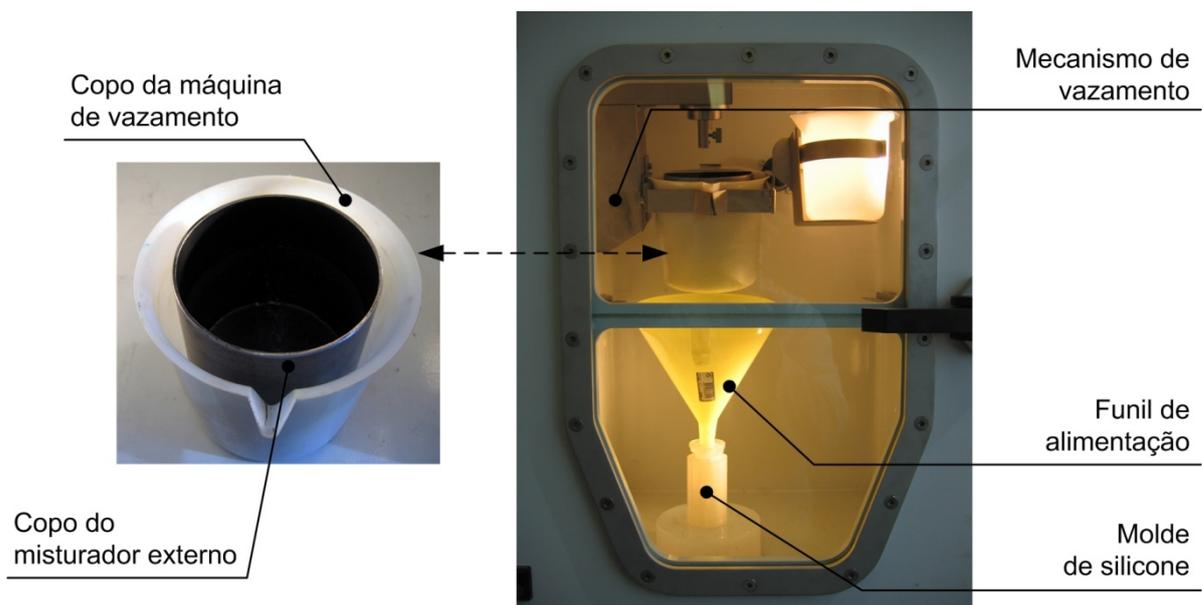


Figura 37: Esquema do equipamento para o vazamento em vácuo.

Terminado o vazamento, permitia-se a entrada de ar lentamente para câmara até que as pressões, interna e externa, se equilibrassem. Os moldes então eram colocados no equipamentos descritos nas seções 3.2.2 e 3.2.3.

### **3.3.2 Obtenção dos corpos de prova**

Neste trabalho optou-se por moldar os corpos de prova com a sua geometria final, demandando a fabricação de uma série de moldes em silicone para obter as geometrias adequadas aos seguintes ensaios: tração, flexão, impacto, atrito, condutividade térmica e variação dimensional. As normas e geometrias dos corpos de prova serão apresentadas na seção 3.5 que apresenta os ensaios. O projeto dos moldes levou em conta a forma como seria realizada a cura e as particularidades de cada geometria dos corpos de prova. Conforme apresentado na figura 38, o conceito de molde aberto foi adotado apenas para a fabricação dos corpos de prova de tração em resina sem carga e daqueles reforçados com fibras com cura estática. Como o próprio nome sugere, o material é vazado para o interior de cavidades independentes que apresentam a forma do corpo de prova. Depois de completado o vazamento, o excesso de material é removido com uma espátula.

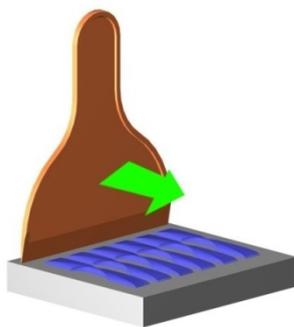


Figura 38: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova com cura estática.

Para os corpos de prova com cura dinâmica e em campo magnético foram adotadas três diferentes soluções em razão da forma dos corpos de prova. A geometria externa dos conjuntos moldantes foi restrita à forma cilíndrica, em função da forma dos equipamentos de controle da sedimentação e de geração de campos magnéticos. Os corpos de prova de tração, flexão, impacto e atrito foram fabricados utilizando um mesmo conceito de molde, uma vez que, suas geometrias se assemelham a forma de “barra”. A figura 39 apresenta um desenho esquemático da solução adotada. O molde é composto de duas partes: núcleo e uma cavidade bi-partida (a). Como pode ser observado na vista em corte (b), a entrada do material se dá pelo canal de alimentação que atravessa o núcleo. Após preencher o núcleo, o fluxo se divide em

diferentes frentes de fluxo que irão completar os corpos de prova. Completada a cura do material, é possível abrir o molde e remover a peça moldada resultante (c).

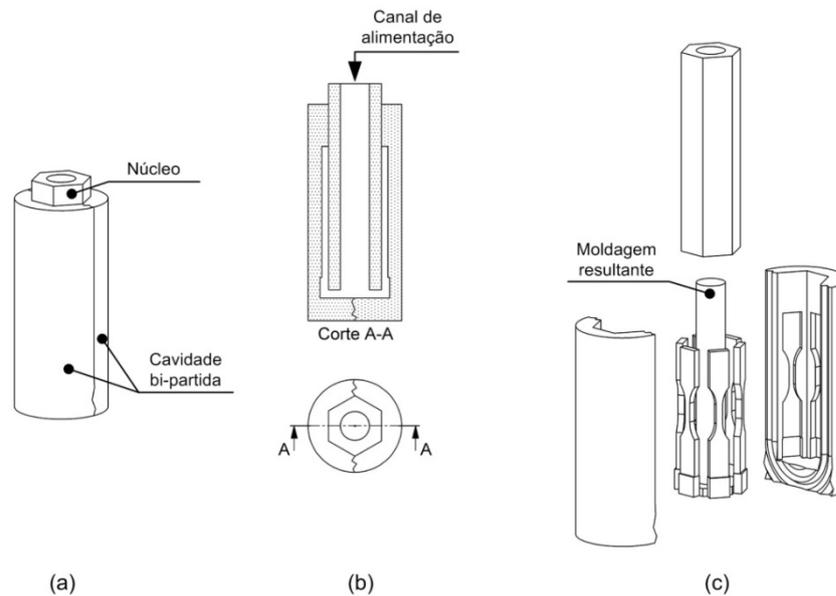


Figura 39: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova do tipo “barra”.

Na produção dos corpos de prova, para medição de condutividade térmica, adotou-se o vazamento em molde aberto, em virtude das geometrias apresentarem espessuras bastante reduzidas. A figura 40 ilustra a solução adotada na qual o molde é seccionado parcialmente, a partir do canal de alimentação até o limite da cavidade (a). Durante o vazamento o molde permanece aberto, com auxílio de calços, para permitir que o material preencha toda a cavidade. Quando a quantidade de material no seu interior for suficiente, fecha-se o molde e, o excesso de material é removido. Completada a cura do material, é possível abrir o molde e remover a placa moldada resultante (b).

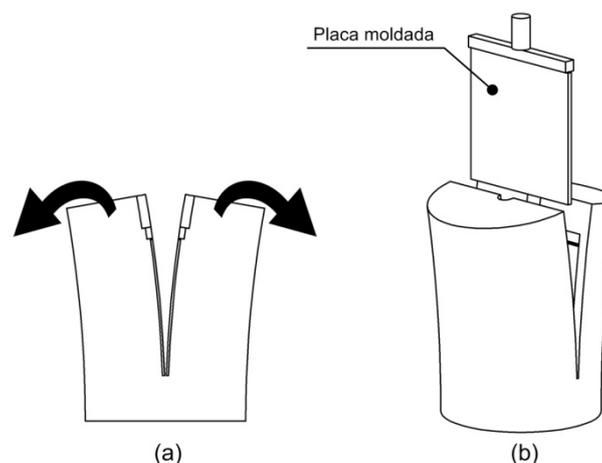


Figura 40: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova do tipo “placa”.

Já os copos de prova utilizados no estudo da contração foram obtidos a partir do vazamento em molde aberto, como ilustrado na figura 41. Nesta solução, a impressão apresenta o negativo da geometria da peça. O material é vazado para o seu interior (a) e, em seguida, o molde é fechado por uma tampa, que tem a função de impedir a saída do material do seu interior (b). Completada a cura do material é possível retirar a tampa e remover a peça do interior do molde (c).

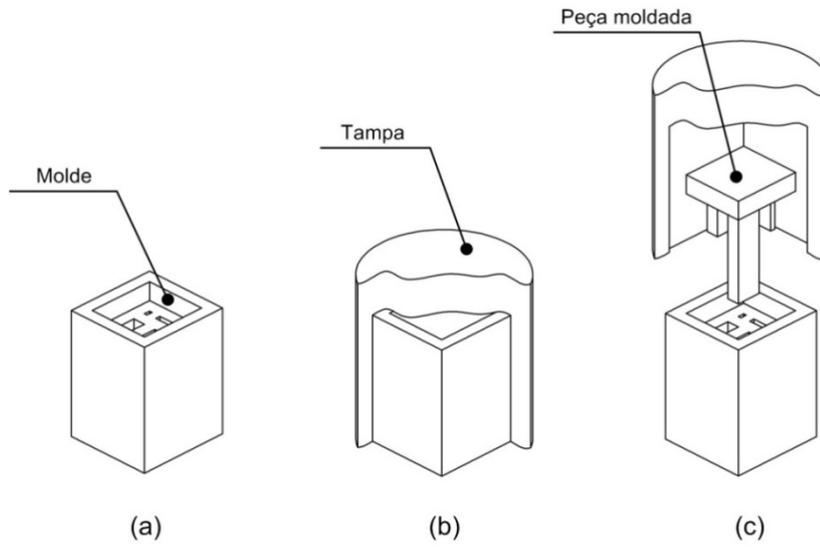


Figura 41: Solução adotada na obtenção dos corpos de prova do tipo “peça”.

### 3.3.3 Condições de moldagem e cura dos corpos de prova

Na tabela 4 são apresentadas as condições nas quais foram fabricados os corpos de prova para os ensaios realizados neste trabalho.

Tabela 4: Condições de moldagem e cura dos corpos de prova ou geometrias nos materiais investigados.

CP/Geometrias	Materiais e condições de cura																	
	RenLam 0% SSF			RenLam 10% SSF			RenLam 15% SSF			RenLam 20% SSF			RenCast 436			Neukadur VG SP 5		
	CE	CE	CD	CM	CE	CD	CM	CE	CD	CM	CE	CD	CM	CE	CD	CM		
Tração	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✗	✓	✓	✗		
Impacto	✓	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗		
Flexão	✓	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗		
Atrito	✓	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗		
Cond. térmica	✓	✗	✓	✓	✗	✓	✓	✗	✓	✓	✗	✓	✗	✗	✓	✗		
Contração	✓	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗	✗	✓	✗		

SSF=Fibra curta de aço (*short steel fibre*); CE= Cura estática; CD = Cura dinâmica; CM = Cura em campo magnético.

### 3.3.4 Estudo do tratamento de pós-cura da resina RenLam

O processo de pós-cura de resinas epóxi envolve a combinação de pelo menos três variáveis que podem influenciar as propriedades finais da peça. Tratando-se de variáveis que ainda podem ou não interagir entre si, é necessário um estudo mais aprofundado para encontrar a combinação adequada ao objetivo almejado [122]. Desta forma, recorreu-se às técnicas de delineamento e análise experimental realizadas no programa Statgraphics Centurion XV comercializado pela StatPoint (USA).

No delineamento do projeto experimental foram considerados três fatores que representam as variáveis do processo que influenciam a pós-cura e são programadas na estufa. A cada variável foram atribuídos dois níveis, conforme apresentado na tabela 5.

Tabela 5: Níveis das variáveis de controle do processo de pós-cura.

Fatores	Nível baixo (L)	Nível alto (H)
Taxa de aquecimento ( $^{\circ}\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$ )	10	60
Tempo de tratamento (h)	0	12
Temperatura de tratamento ( $^{\circ}\text{C}$ )	160	200

Os níveis dos fatores foram escolhidos conforme os seguintes critérios:

- Taxa de aquecimento: O nível baixo foi adotado em função do tempo de aquecimento sugerido pelo fornecedor na folha de dados. Para o nível alto foi definido um valor bastante alto visando reduzir drasticamente o tempo necessário para atingir o patamar isotérmico.
- Tempo de tratamento: Para o nível baixo definiu-se o tempo zero para avaliar a necessidade do patamar isotérmico. Para o nível alto adotou-se o tempo médio recomendado pelo fornecedor que foi de 12 h.
- Temperatura de tratamento: Os níveis baixo e alto foram estabelecidos pelos valores extremos da faixa recomendada pelo fornecedor.

No projeto experimental foi prevista ainda a realização do ponto central (M) que contempla os pontos médios dos fatores relacionados na tabela 5. Desta maneira, foram realizadas nove condições experimentais, devidamente codificadas conforme apresentadas tabela 6.

Tabela 6: Condições experimentais para determinação do tratamento de pós-cura.

Condições	Taxa de aquecimento (°C.h <sup>-1</sup> )	Tempo de tratamento (h)	Temperatura de tratamento (°C)
LLL	10	0	160
HLL	60	0	160
LHL	10	12	160
HHL	60	12	160
M	35	6	180
LLH	10	0	200
HLH	60	0	200
LHH	10	12	200
HHH	60	12	200

Os corpos de prova produzidos segundo estas condições estabelecidas foram submetidos a ensaio de tração e determinação da contração na pós-cura. Posteriormente, duas das condições com temperaturas de tratamento extremas e com taxa fixa de 10 °C.h<sup>-1</sup> foram ainda submetidas a ensaio de impacto Charpy e análise da superfície de fratura para um estudo mais aprofundado.

### 3.3.5 Moldagem dos contra-corpos para derminação do coeficiente de atrito estático

Os contra-corpos (figura 33) utilizados na derminação do coeficiente de atrito estático, foram moldados em PP Domolen 1100N na máquina injetora modelo Krauss-Maffei KM60-210A em molde de aço produzido por processos convencionais. As principais condições de processamento utilizadas na moldagem estão listadas na tabela 7.

Tabela 7: Condições de processamento dos contra-corpos.

Parâmetro	Unidade	Valor
Temperatura de injeção	°C	210
Temperatura de molde	°C	30
Pressão de injeção (hid.)	MPa	6
Pressão de recalque (hid.)	MPa	4
Velocidade de injeção	mm.s <sup>-1</sup>	70
Tempo de arrefecimento	s	30

### **3.3.6 Preparação da amostra para medição de propriedades magnéticas**

Na preparação da amostra, as fibras de aço foram misturadas com resina epóxi (Araldite 24 h) e vazadas dentro de um molde, com formato esférico bi-partido, de diâmetro de  $4,80 \pm 0,05$  mm. Em seguida, o molde foi posicionado dentro de um solenóide que promoveu a orientação das partículas durante 1 h com um campo magnético de 1 T. Após o período de 24 h, para completar a cura da resina, o molde foi aberto para retirada da amostra. A partir da massa da amostra, como se conhece o percentual de fibras incorporado, pela regra das misturas determina-se a quantidade de material magnético presente na amostra. Esta informação é fundamental para a realização das medidas no magnetômetro de amostra vibrante.

## **3.4 Caracterização de amostras dos materiais**

### **3.4.1 Seleção e caracterização dimensional das fibras**

A seleção das fibras foi realizada usando um agitador de peneiras Retsch modelo AS 200 (Alemanha). No peneiramento das fibras foram empregadas peneiras com malha de 106 e 45  $\mu\text{m}$ . O processo de separação ocorreu com uma amplitude de vibração de 2 mm durante 10 min. Desta maneira, foram utilizadas as fibras que passam pela peneira de 106  $\mu\text{m}$  e permaneceram retidas na de 45  $\mu\text{m}$ .

O comprimento e o diâmetro das fibras foram medidos através do *software* de análise de imagem Image-Pro Plus 4.5 (EUA). As imagens foram obtidas em microscópio óptico de transmissão Olympus modelo BH-2 (Japão), com ampliação de  $1,67\times 4$ , ocular e objetiva, respectivamente.

### **3.4.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectrometria por dispersão de energia de raios-X (EDX)**

As fibras empregadas na fabricação dos compósitos e as superfícies de fratura dos compósitos foram observadas por meio de um microscópio eletrônico de varredura Leica-Cambridge modelo S360 (Reino Unido). Antes de serem analisadas, as amostras foram recobertas por uma camada de ouro, por *sputtering*, no equipamento Fisons Instruments modelo Polaron SC502 (EUA).

Para investigar o grau de oxidação das fibras e investigar a composição dos compósitos comerciais utilizou-se um espectrômetro por dispersão de energia de raios-X

Oxford Instruments modelo Link eXLII - Pentafet (Reino Unido) combinado ao microscópio eletrônico supracitado.

### 3.4.3 Reometria de placas paralelas

Os ensaios de reometria foram realizados para avaliar a variação da viscosidade ( $\eta$ ) dos materiais reforçados em função do tempo. Nos ensaios, empregou-se o equipamento Reologica Stresstech HR (Suécia) com placas paralelas descartáveis para ensaio de materiais reticuláveis. O tipo de geometria utilizada neste equipamento é chamado de controlável, ou seja, as tensões ou deformações mecânicas, impostas ao material, são predeterminadas pelo próprio equipamento, independente do tipo de material [123]. A figura 42 mostra uma representação esquemática do princípio de funcionamento do equipamento. A amostra é depositada sobre a placa inferior que permanece imóvel sobre a base do equipamento. A placa superior, que no estado inicial se encontra afastada, é aproximada da placa inferior até que se obtenha a abertura desejada. Na realização do ensaio é determinante que todo o volume compreendido pelos pratos esteja repleto com a amostra. Além disto, eventuais excessos necessitam ser retirados. Isto se faz necessário uma vez que na geometria de placas paralelas, as propriedades reológicas correspondem a região da borda [123].

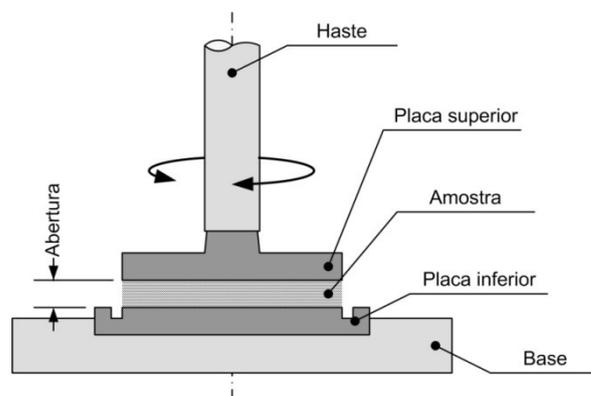


Figura 42: Esquema de reômetro com placas paralelas.

As propriedades reológicas são medidas a partir da imposição de oscilação à placa superior, a uma determinada velocidade angular. As medidas devem ser feitas dentro do regime de viscoelasticidade linear, com tensão ou deformação aplicada com baixas amplitudes de oscilação. Assim, realizou-se para cada amostra uma varredura de tensões para a escolha das amplitudes de oscilação mais adequadas. Na determinação dos parâmetros, temperatura e frequência se mantiveram fixos, assumindo os valores de 25°C e 1 Hz,

respectivamente. A tensão foi variada em 15 períodos logarítmicos entre os valores de 0,2 a 500 Pa. A tensão cisalhante correspondente a uma deformação em torno de 1% foi adotada para os ensaios.

#### **3.4.4 Calorimetria diferencial de varredura (DSC)**

A calorimetria diferencial de varredura é uma das técnicas mais difundidas na investigação do grau de cura de materiais termofixos [124]. A técnica permite medir a variação da entalpia de cura. No caso dos termofixos, a densidade de ligações cruzadas é inversamente proporcional à área localizada abaixo do pico exotérmico. Amostras foram analisadas a partir de 30 até 250°C, com uma taxa de aquecimento de 10°C.min<sup>-1</sup>, no aparelho Shimadzu modelo DSC-50 (Japão), calibrado com índio e com uma vazão de purga de nitrogênio de 50 ml.min<sup>-1</sup>.

#### **3.4.5 Análise termogravimétrica (TGA)**

A termogravimetria permite avaliar a variação de massa de uma amostra em função do aumento da temperatura, ou da permanência da mesma num patamar isotérmico. Os ensaios foram realizados em duas situações: para determinar em que temperatura inicia-se a decomposição da resina epóxi RenLam e para investigar as frações de carga nos compósitos comerciais RenCast e Neukadur. No primeiro caso, empregou-se o equipamento Shimadzu, modelo TGA-50 (Japão). O modo de operação consistiu em manter a amostra a 30°C, para estabilização da temperatura, seguida de aquecimento até 900°C, a uma taxa de aquecimento de 20°C.min<sup>-1</sup>, com vazão de purga de nitrogênio na balança de 40 ml.min<sup>-1</sup> e na amostra de 50 ml.min<sup>-1</sup>. No segundo caso, os ensaios foram realizados no equipamento TA modelo TGA Q500 (EUA). A estabilização da amostra foi feita à temperatura de 30°C, seguida de aquecimento até 750°C, a uma taxa de aquecimento de 10°C.min<sup>-1</sup>. Os gases de arraste utilizados foram nitrogênio e oxigênio, com vazão de purga de 40 ml.min<sup>-1</sup> na balança e de 50 ml.min<sup>-1</sup> na amostra, para ambos gases.

#### **3.4.6 Caracterização de propriedades magnéticas**

O princípio de funcionamento do magnetômetro de amostra vibrante (VSM) foi proposto por Foner [125] e tem sido um dos equipamentos mais empregados para a caracterização de propriedades magnéticas de materiais em laboratórios de pesquisa. Um momento de dipolo proporcional ao campo aplicado é induzido quando uma amostra ferromagnética é colocada em um campo magnético uniforme. Ao se oscilar a amostra, induz-

se nas bobinas sensoras estacionárias do equipamento uma força eletromotriz, gerando um sinal. O sinal gerado é comparado com o sinal de uma referência e a diferença entre eles é tratada em um amplificador *lock-in* [126].

Utilizou-se um magnetômetro LDJ modelo 9600, e eletroímã Walker modelo HF-9H (EUA). O equipamento é controlado por um microcomputador utilizando o aplicativo TDL-V-3.1.x que realiza a aquisição e registro de dados. O ajuste das unidades, tratamento e análise dos dados para a produção de curvas de histerese são realizados com o aplicativo Origin 7.5. As medidas de momento magnético em função do campo aplicado são transformadas em polarização ( $J$ ), e então são produzidos os gráficos de polarização nas direções fácil ( $J_f$ ) e difícil ( $J_d$ ), de onde se extraem valores de polarização remanente ( $jB_r$ ), coercividade intrínseca ( $jH_c$ ), produto energia máximo ( $BH_{\max}$ ), e informações associadas à anisotropia magnetocristalina ( $\Delta J$ ).

### **3.5 Ensaios para caracterização dos materiais reforçados**

Diversos ensaios foram realizados para auxiliar na decisão entre a melhor proporção entre resina e carga.

#### **3.5.1 Ensaios de resistência à tração**

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente numa máquina universal de ensaios Zwick/Roell modelo Z005 (Alemanha), com célula de carga de 5 kN. Os corpos de prova, segundo norma ASTM D 638-03 tipo V, foram ensaiados até ruptura com uma velocidade de deformação de  $5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ . O módulo elástico foi determinado sem o uso de extensômetro conforme procedimento descrito no Anexo 6.

#### **3.5.2 Ensaios de resistência à flexão e propriedades dinâmico-mecânicas**

Os ensaios de flexão foram realizados no equipamento de análise dinâmico-mecânica DMA Q800 da TA Instruments (EUA). A garra utilizada nos ensaios foi do tipo de flexão em engastada (*single cantilever*). Os corpos de prova foram fabricados com dimensões de  $35 \times 5 \times 1,4 \text{ mm}$  ( $C \times L \times E$ ), de acordo com as especificações do equipamento. Nos ensaios foram obtidas as curvas de tensão vs. deformação, de módulo elástico ( $E'$ ) e tangente de perda ( $\tan \delta$ ). O ensaio de tensão vs. deformação foi realizado a  $25^\circ\text{C}$  a uma taxa de carregamento de  $2 \text{ N} \cdot \text{min}^{-1}$  até a ruptura dos corpos de prova. O módulo elástico foi determinado conforme procedimento descrito no Anexo 6. Na determinação do comportamento dinâmico-mecânico,

o módulo elástico e a tangente de perda foram determinados entre as temperaturas de 25 até 250°C, a uma taxa de 3°C.min<sup>-1</sup>, na frequência de 1 Hz e deformação máxima de 0,5%.

### 3.5.3 Ensaio de resistência ao impacto

Durante as fases de fechamento, de injeção e de extração, os moldes são submetidos a situações nas quais as taxas de deformação podem ser elevadas. Como o ensaio de tração é realizado, normalmente, com uma taxa baixa de deformação, julgou-se importante avaliar o comportamento dos materiais numa condição com taxa mais alta. Uma forma que permite avaliar os efeitos nesta condição é o ensaio de impacto [127].

A resistência ao impacto foi determinada utilizando um pêndulo de impacto Charpy Hounsfield modelo H.20 (Reino Unido). O equipamento permite intercambiar o martelo pendular conforme a capacidade de carga variável de 0,14 a 9,07 N. No ensaio foram utilizados dois tipos de corpos de prova para avaliar o comportamento em diferentes condições de concentração de tensão. A figura 43 mostra as formas e dimensões dos corpos de prova e dos respectivos entalhes.

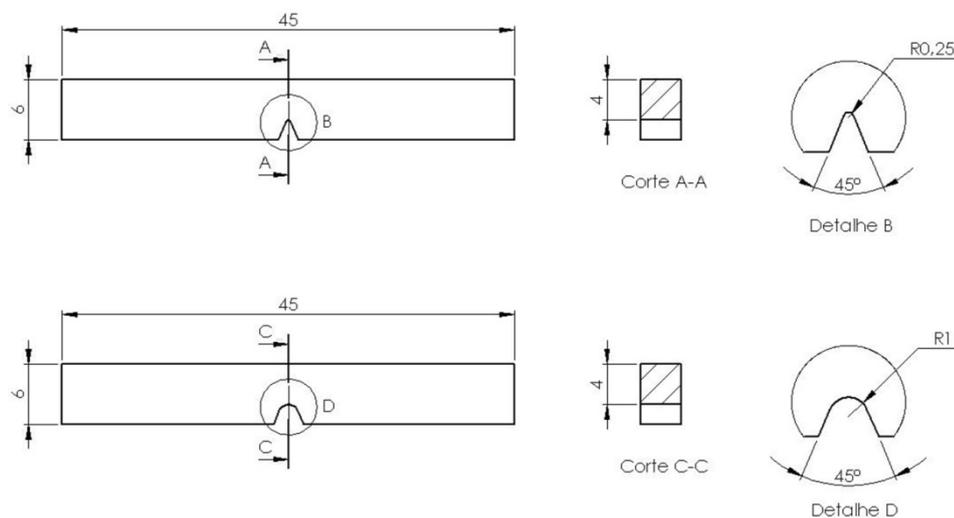


Figura 43: Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto.

A resistência ao impacto é dada pela razão entre a energia absorvida e a área da seção resistente. A energia absorvida foi obtida através da leitura na escala da máquina após o golpe, multiplicada pela massa do martelo pendular utilizado, sendo a área da seção transversal calculada a partir da medição das respectivas largura e espessura com um micrômetro digital Mitutoyo (Japão), com pontas do tipo cônica e resolução de 1 µm.

As imagens das superfícies de fratura obtidas no MEV são apresentadas no trabalho conforme indicado na figura 44.

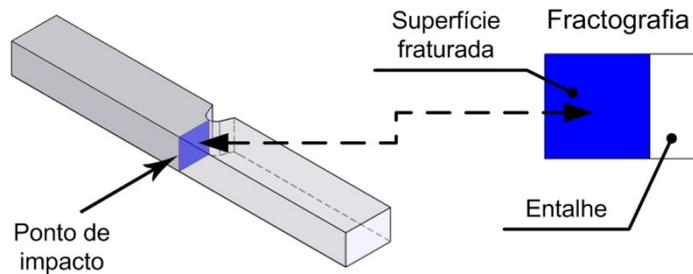


Figura 44: Indicações do ponto de impacto no corpo de prova e da superfície fraturada e do entalhe na fractografia.

### 3.5.4 Rugosimetria

A rugosidade da superfície moldante é um dos parâmetros que mais influenciam o coeficiente de atrito e, conseqüentemente, a força de extração de uma peça injetada. As medidas de rugosidade dos compósitos foram realizadas no aparelho Mahr Perthometer S5P (Alemanha), sendo as amostras analisadas com comprimento de teste de 15 mm e demais parâmetros de teste de acordo com a norma DIN 4768. O parâmetro característico da rugosidade foi a rugosidade média  $R_a$  dada pela equação (18):

$$R_a = \frac{1}{l_m} \cdot \int_0^{l_m} |y| \cdot dx \text{ [\mu m]} \quad (18)$$

sendo:

$l_m$  = comprimento de amostragem [ $\mu\text{m}$ ]

$y$  = desvio a partir do valor médio no comprimento de amostragem [ $\mu\text{m}$ ]

### 3.5.5 Determinação da densidade

A densidade dos materiais foi necessária nos cálculos para prever a resistência mecânica e a verificação da fração real de carga nos compósitos. Com base na norma ISO 1183, a sua determinação foi realizada segundo a relação dada pela equação (19), a partir de medidas de massa realizadas em uma balança analítica Scaltec modelo SBC 31

(Alemanha), com resolução 0,1 mg, capacidade 220 g, com aparato para medição de densidade. Empregou-se água destilada como fluido na medição da massa submersa.

$$\rho = \left( \frac{W_a \cdot (\rho_{fl} - 1,2 \cdot 10^{-3})}{G \cdot 0,99983} + 1,2 \cdot 10^{-3} \right) \cdot 10^3 \text{ [kg.m}^{-3}\text{]} \quad (19)$$

sendo:

$W_a$  = massa da amostra [g]

$\rho_{fl}$  = densidade do fluido [g.m<sup>-3</sup>]

$G$  = massa da amostra submersa no fluido [g]

### 3.5.6 Determinação do coeficiente de atrito estático

Conforme citado anteriormente na equação (17) para se calcular o coeficiente de atrito estático é necessário o conhecimento das forças de atrito máxima e normal. Com relação à força de atrito, durante a realização do ensaio, a máquina de ensaios mecânicos registra a evolução desta força conforme o deslocamento relativo entre o contra-corpo e a peça moldante. A curva típica obtida com o ensaio é apresentada na figura 45. Nesta curva é importante identificar a força máxima de atrito. Como valor inicial pode ser diferente de zero, a força de atrito que, deve ser utilizada nos cálculos, é a diferença entre as forças máxima e mínima registradas, dada pela equação (20).

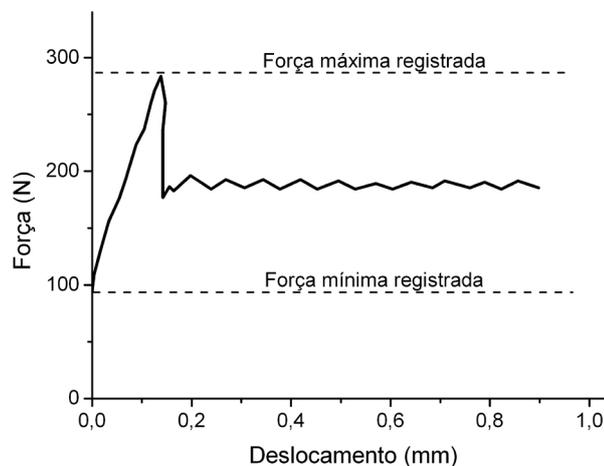


Figura 45: Determinação da força de atrito na curva de ensaio de atrito.

$$F_a^{máx} = F_{máx} - F_{mín} \text{ [N]} \quad (20)$$

onde:

$F_{máx}$  = Força máxima registrada [N]

$F_{mín}$  = Força mínima registrada [N]

A força normal é proporcional à pressão regulada no atuador pneumático. Como existem perdas das mais diversas naturezas realizou-se a calibração do sistema para se chegar na força efetivamente exercida para uma dada pressão aplicada. Para tanto, utilizou-se uma célula de carga de 5 kN posicionada no interior do equipamento. Foram realizadas medições da força resultante com a variação da pressão de 250 a 550 kPa. A figura 46 apresenta o resultado destas medições.

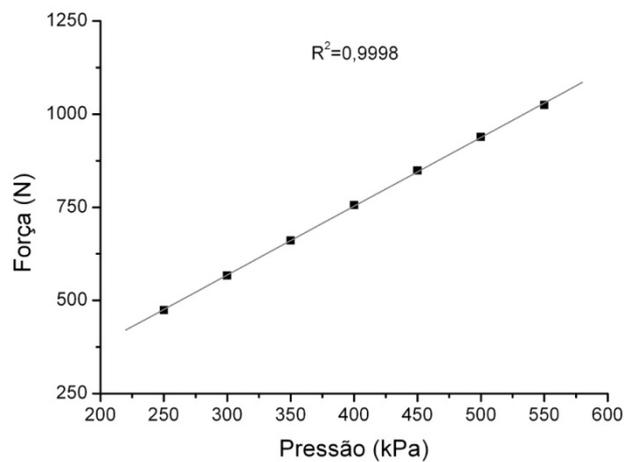


Figura 46: Curva de calibração com célula de carga.

A partir de uma regressão linear, obtida com dados experimentais, foi possível obter a seguinte equação para a reta de tendência (21):

$$F_n = 1,85 \cdot p_{ap} + 14,43 \text{ [N]} \quad (21)$$

onde:

$p_{ap}$  = pressão no atuador pneumático [kPa]

### 3.5.7 Determinação da condutividade térmica

A condutividade térmica, expressa na equação (22), foi calculada pela razão entre a espessura da amostra e a resistência térmica. A resistência térmica (equação (23)), por sua vez é a razão entre a temperatura média, obtida nos termopares tipo K, e o fluxo de calor médio obtido na equação (24).

$$\lambda = \frac{e}{R_{\text{térmica}}} [\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}] \quad (22)$$

$$R_{\text{térmica}} = \frac{\bar{T}}{\Phi} [\text{K.W}^{-1}.\text{m}^{-2}] \quad (23)$$

$$\Phi = \frac{U}{S} [\text{W.m}^{-2}] \quad (24)$$

onde:

$\bar{T}$  = Temperatura média do sensores [K]

$\Phi$  = fluxo de calor [ $\text{W.m}^{-2}$ ]

$U$  = tensão lida no sensor [ $\mu\text{V}$ ]

$S$  = sensibilidade do sensor [ $\mu\text{V.W}^{-1}.\text{m}^2$ ]

Como o equipamento do Departamento de Engenharia de Polímeros (DEP) ainda está em fase de desenvolvimento, os valores medidos apresentam um erro sistemático. Para estabelecer os valores reais de condutividade térmica dos materiais, foi realizada uma correção baseada em valores medidos num equipamento calibrado e com incerteza de medição conhecida, pertencente ao Laboratório de Meios Porosos e Propriedades Termofísicas (LMPT) do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC. As condutividades térmicas de dois materiais (RenLam e RenCast) foram obtidas a partir de medições nos dois equipamentos (figura 47) e a razão média entre estas medidas foi utilizada na correção dos valores do equipamento do DEP.

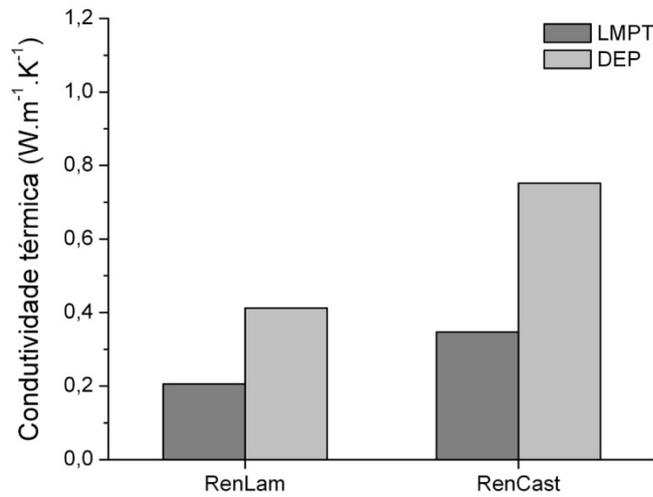


Figura 47: Valores de condutividade térmica obtidos nos equipamentos do LMPT e DEP.

### 3.5.8 *Análise dimensional*

Um fenômeno normalmente resultante do processo de cura dos materiais termofixos é a contração. À medida em que ocorre a formação de ligações cruzadas, o material tem uma correspondente diminuição no volume. Para materiais perfeitamente isotrópicos, a contração volumétrica ( $S_v$ ) está associada a contração linear ( $S_l$ ) pela expressão (25):

$$S_l \cong \frac{1}{3} \cdot S_v \quad (25)$$

A contração linear é a variação dimensional, calculada pela diferença entre os comprimentos inicial e final de uma dimensão sobre o comprimento inicial, normalmente apresentada em percentagem (26):

$$S_l = \frac{l_i - l_f}{l_i} \cdot 100 [\%] \quad (26)$$

onde:

$l_i$  = comprimento inicial [mm]

$l_f$  = comprimento final [mm]

Na obtenção de uma peça (ou molde) por vazamento, a partir de modelos fabricados por prototipagem rápida<sup>7</sup>, podem ser identificadas 4 etapas onde podem ocorrer variações dimensionais (figura 48). Estas são identificadas pela diferença entre as dimensões do modelo CAD e o modelo SL (A); do molde em silicone (B); da peça curada (C); e da peça pós-curada (D). Para obter uma peça (ou molde) com dimensões dentro dos limites de tolerância desejados é preciso conhecer e controlar a variação dimensional em cada uma destas etapas. Desta forma, no cálculo são consideradas as seguintes medidas: do modelo CAD, do modelo SL, do molde em silicone, das peças curadas e das peças pós-curadas.

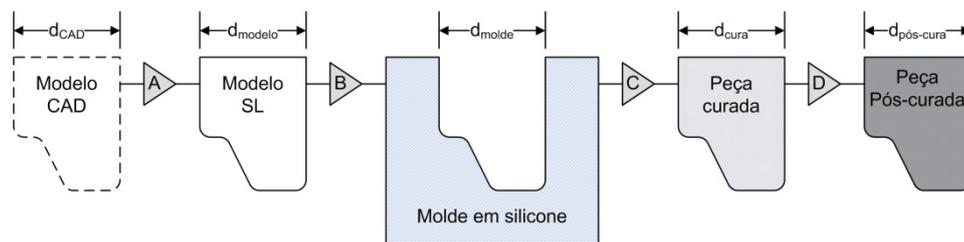


Figura 48: Variação dimensionais na obtenção de uma peça por vazamento a partir de um modelo CAD.

Neste trabalho a variação dimensional foi determinada em dois estudos distintos. No primeiro, a variação dimensional foi avaliada em diferentes tratamentos de pós-cura para a resina RenLam LY 5210/ Ren HY 5158. Antes de serem submetidos ao tratamento de pós-cura os corpos de prova de tração foram medidos na posição indicada na figura 49. Optou-se por esta dimensão, uma vez que seria pouco influenciada por deformação no tratamento de pós-cura. Para efetuar as medições, utilizou-se um micrômetro digital Mitutoyo (Japão) com apalpadores planos, com resolução de 1  $\mu\text{m}$ .

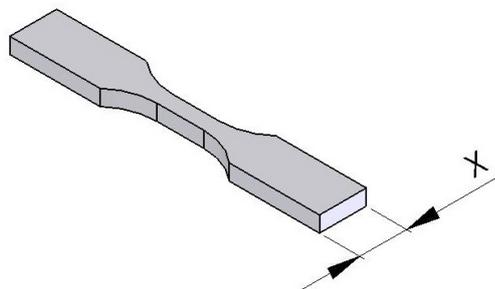


Figura 49: Posição de medida de controle de dimensão no corpo de prova.

<sup>7</sup> No caso deste trabalho fora de estereolitografia (SL).

No segundo estudo, a geometria que foi proposta para o estudo consistiu de uma base sobre a qual estão dispostas quatro torres ou bossas com geometrias distintas que foram estabelecidas de forma a avaliar se existem comportamentos diferenciados em função do comprimento, espessura e escala em relação a uma geometria-base, conforme pode ser observado na figura 50.

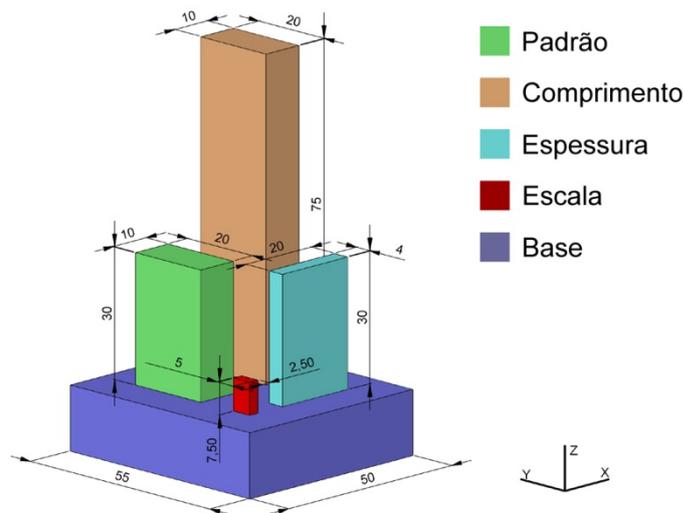


Figura 50: Geometria utilizada na avaliação da contração.

A partir de um modelo CAD 3D da geometria, foi fabricado um modelo físico por prototipagem rápida em uma máquina de estereolitografia 3D Systems modelo SLA 250-30 A (EUA). A resina utilizada na construção do protótipo foi a Vantico RenShape™ SL 5260. A orientação de construção adotada na construção foi a mesma da figura 50, para evitar a presença de suportes nas superfícies que seriam posteriormente medidas. Após a construção do modelo foi realizado o acabamento e a pós-cura, em câmara UV, durante 1 h. Este modelo SL foi utilizado para a fabricação de um molde de silicone, adotando o procedimento apresentado na figura 41, para posterior moldagem das peças com os diferentes materiais investigados neste trabalho

Empregou-se uma máquina de medição por coordenadas (MMC) Mitutoyo modelo BHN706 (Japão) para a medição das dimensões do modelo SL e das peças obtidos nos moldes de silicone. Antes da medição as peças permaneceram entre 12 a 24 horas para estabilizarem a temperatura, de acordo com as condições ambientais no laboratório de metrologia:

- Temperatura:  $20 \pm 1$  °C
- Umidade:  $50 \pm 5\%$

No total foram medidas 14 cotas, sendo que: cinco na direção X, cinco na direção Y e quatro na direção Z. As cotas foram identificadas por letras e foram elaborados dois programas de medição: um para o molde e outro para as peças. Os arquivos gerados na MMC são apresentados da seguinte forma (figura 51). No caso abaixo, a “cota E” apresenta o valor de 2,2443 mm.

**cota E					
3 N0031 LINE	9,4469	-0,5201	0	9,4612	0
	93:09:04	176:50:55	90:00:00		
4 N0035 LINE	0,345	10,2686	0	10,2744	0
	1:55:26	91:55:26	90:00:00		
1 N0042 PT_COMP,	12,4285	12,811	6,1511		
1 N0047 DISTANCE	2,2443				

Figura 51: Arquivo de saída da MMC.



## **Capítulo 4 Caracterização das SSF e da resina**

### **4.1 Caracterização das SSF**

#### **4.1.1 Separação por agitação em peneiras**

Na observação inicial das fibras de aço constatou-se a presença de aglomerados e fibras irregulares que precisavam ser descartadas para proporcionar um melhor desempenho mecânico do compósito. Na primeira etapa, as fibras foram agitadas na peneira de 106  $\mu\text{m}$ . O resultado do peneiramento pode ser observado na figura 52. A peneira utilizada se mostrou bastante eficaz na retenção dos aglomerados e fibras irregulares (a), porém as fibras que ultrapassaram a peneira apresentavam uma fração bastante significativa de fibras muito curtas (b). Conforme apresentado na seção 2.5, fibras muito curtas, abaixo do comprimento crítico, não contribuem de forma eficiente para a transferência de tensão da matriz. Desta forma, realizou-se uma segunda etapa de agitação com uma peneira de 45  $\mu\text{m}$  para reter somente fibras com razão de aspecto mais elevada. O resultado final se mostrou satisfatório para remoção das fibras com baixa razão de aspecto.



Figura 52: Resultado do peneiramento: (a) fibras retidas na peneira de 106  $\mu\text{m}$  e (b) fibras que ultrapassaram a peneira de 106  $\mu\text{m}$ .

#### **4.1.2 Determinação do diâmetro e comprimento médios**

As imagens obtidas no microscópio óptico de transmissão das fibras peneiradas foram posteriormente analisadas, via *software*, para a determinação das suas dimensões. As fibras peneiradas apresentam espessura média de 44,6  $\mu\text{m}$  com desvio padrão de 13,5  $\mu\text{m}$  e comprimento médio de 452,9  $\mu\text{m}$  com desvio padrão de 209,0  $\mu\text{m}$ . Conforme observado nos histogramas da figura 53, a distribuição das classes apresenta alta dispersão sendo resultado

da obtenção das fibras não decorrer de um processo perfeitamente controlado. Considerando os valores médios de comprimento e espessura, as fibras peneiradas apresentam uma razão de aspecto em torno de 10.

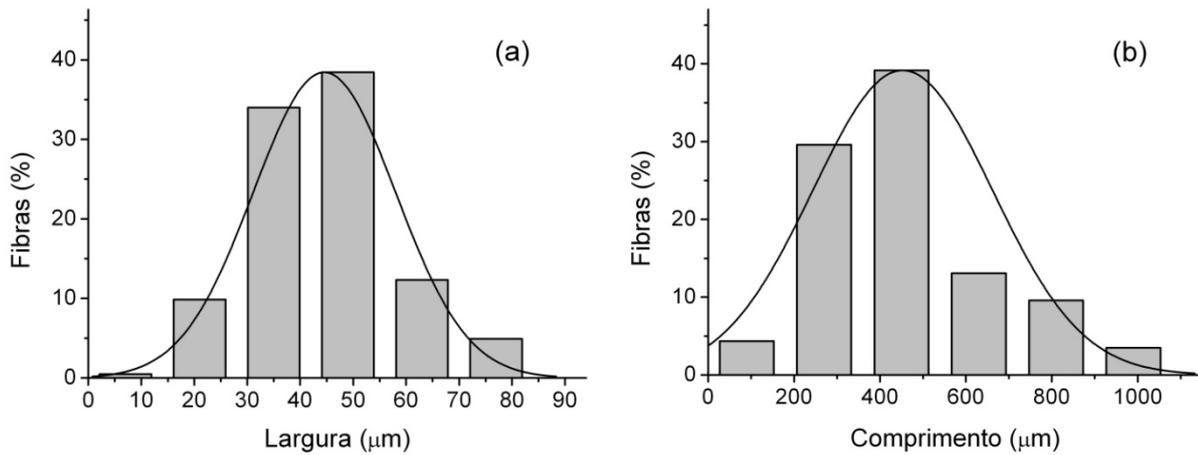


Figura 53: Histogramas com a distribuição do: (a) largura e (b) comprimento médios das fibras.

A medição da largura foi feita com base na observação da sombra produzida pelas fibras no microscópio óptico de transmissão. Nas imagens obtidas em microscopia eletrônica de varredura é possível verificar que a forma das fibras se aproxima a uma fita de seção elíptica (figura 54). Também é possível assumir que a espessura da fibra é de 3 a 4 vezes menor que a largura apresentada.

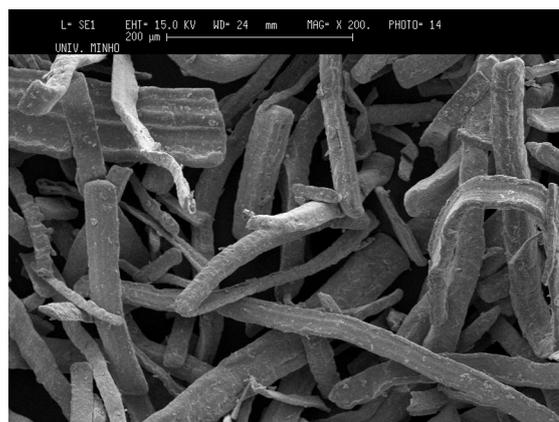


Figura 54: Aspecto da seção transversal das fibras.

### 4.1.3 Particularização do modelo de Kelly-Tyson para fibras de seção elíptica

As propriedades de um compósito ( $p_c$ ) podem ser estimadas através equação (27) a qual leva em consideração as propriedades da fibra ( $p_f$ ), da resina ( $p_r$ ) e as frações em volume das fases constituintes no material [80, 81, 86].

$$p_c = \phi_f \cdot p_f + (1 - \phi_f) \cdot p_r \quad (27)$$

As equações apresentadas na seção 2.5 foram desenvolvidas para fibras com seção transversal circular. Este caso não se aplica às fibras empregadas neste trabalho, uma vez que se caracterizam por apresentar seção transversal aproximadamente elíptica (figura 55). Desta maneira, tornou-se necessário adaptar as equações do modelo de Kelly-Tyson, para calcular o comprimento crítico, e as equações de previsão de resistência à tração, para as fibras de seção elíptica.

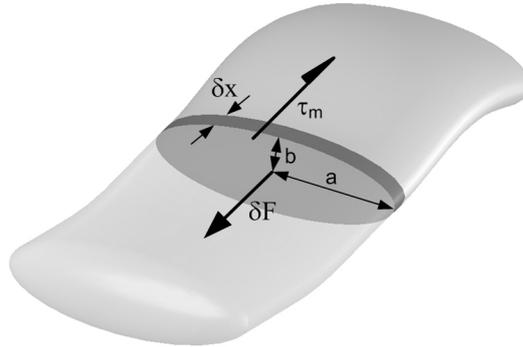


Figura 55: Fibra característica utilizada nos estudos.

Quando o compósito reforçado com fibras é submetido a um esforço de tração, a força normal atuando na fibra ( $\delta F$ ), dada pela equação (28), é correspondente à tensão cisalhante da resina ( $\tau_r$ ) atuando ao longo do perímetro elíptico multiplicado pelo elemento infinitesimal ( $\delta x$ ).

$$\delta F = 2 \cdot \pi \cdot \sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}} \cdot \tau_r \cdot \delta x \quad (28)$$

De acordo com o critério de Tresca, a tensão cisalhante pode ser considerada a metade da tensão normal principal ( $\sigma_r$ ). Desta forma, a força normal atuando ao longo da fibra (29) é obtida a partir da integração da equação (28) em  $x$ , que representa a distância ao longo da fibra até a metade de seu comprimento.

$$F(x) = \int_0^x 2 \cdot \pi \cdot \sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}} \cdot \frac{\sigma_r}{2} \cdot dx = 2 \cdot \pi \cdot \sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}} \cdot \frac{\sigma_r}{2} \cdot x \quad (29)$$

A tensão axial atuante na fibra (30) pode ser obtida pela razão entre a força normal e área da seção transversal da fibra.

$$\sigma(x) = \frac{\int_0^x 2 \cdot \pi \cdot \sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}} \cdot \frac{\sigma_r}{2} \cdot dx}{\pi \cdot a \cdot b} = \frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{a \cdot b} \cdot \sigma_r \cdot x \quad (30)$$

A tensão na fibra aumenta linearmente do valor zero (nos seus extremos) até o seu valor máximo (na zona média da fibra). Entretanto, as tensões no ponto médio não podem elevar-se além de um valor limite. Isto ocorre porque a deformação da fibra não pode exceder a deformação da matriz adjacente a ela. Desta maneira, a tensão máxima admitida é dada pela equação (31), não excedendo a tensão máxima de ruptura da fibra na equação (32).

$$\sigma_{m\acute{a}x} = E_f \cdot \varepsilon_r = \sigma_r \cdot \left( \frac{E_f}{E_r} \right) \quad (31)$$

$$\sigma_{m\acute{a}x} \leq \sigma_f \quad (32)$$

A fibra é empregada com mais eficiência quando o comprimento crítico ( $l_c$ ) é alcançado, ou seja, localmente a matriz e a fibra apresentam a mesma deformação no interior do compósito. Este comprimento é calculado pela expressão (33):

$$l_c = 2 \cdot \frac{a \cdot b}{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}} \cdot \frac{\sigma_f}{\sigma_r} \quad (33)$$

Quando  $l < l_c$  é impossível a fibra falhar e a tensão irá aumentar linearmente com a distância a cada extremidade até um máximo (34):

$$\sigma_f = \frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{a \cdot b} l \cdot \sigma_r \quad (34)$$

A tensão média na fibra (35) é então obtida pela integração da função tensão sobre a metade do comprimento da fibra.

$$\bar{\sigma}_f = \frac{\int_0^{\frac{l}{2}} \frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{a \cdot b} \cdot \sigma_r \cdot x \cdot dx}{\frac{l}{2}} = \frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{4 \cdot a \cdot b} \cdot \sigma_r \cdot l \quad (35)$$

Quando a fibra excede o comprimento crítico,  $l > l_c$ , a parcela que ultrapassa este comprimento crítico é calculada pelo critério *isostrain*. Desta forma, a tensão média na fibra é então:

$$\bar{\sigma}_f = \frac{\int_0^{\frac{l_c}{2}} \frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{a \cdot b} \cdot \sigma_r \cdot x \cdot dx + \int_{\frac{l_c}{2}}^{\frac{l}{2}} \sigma_f \cdot dx}{\frac{l}{2}} \quad (36)$$

$$\bar{\sigma}_f = \frac{\frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{a \cdot b} \cdot \sigma_r \cdot \frac{l_c^2}{4} + \sigma_f \left( \frac{l}{2} - \frac{l_c}{2} \right)}{\frac{l}{2}} \quad (37)$$

$$\bar{\sigma}_f = \frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{a \cdot b} \cdot l_c \cdot \sigma_r \cdot \left( 1 - \frac{l_c}{2 \cdot l} \right) \quad (38)$$

Para estimar a resistência do compósito quando as fibras apresentam comprimento inferior (39) e superior (40) ao comprimento crítico, basta substituir equações (35) e (38) na equação (27):

Quando  $l < l_c$

$$\sigma_c = \left[ \phi_f \cdot \frac{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}}{a \cdot b} l + (1 - \phi_f) \right] \cdot \sigma_r \quad (39)$$

Quando  $l > l_c$

$$\sigma_c = 2 \cdot \phi_f \cdot \sigma_f \cdot \left(1 - \frac{l_c}{2 \cdot l}\right) + (1 - \phi_f) \cdot \sigma_r \quad (40)$$

#### 4.1.4 Verificação do comprimento crítico das fibras

A partir das medições realizadas e com base na equação (33) calculou-se que o comprimento crítico é:

$$l_c = 2 \cdot \frac{a \cdot b}{\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{2}}} \cdot \frac{\sigma_f}{\sigma_r} = 2 \cdot \frac{2,23 \cdot 10^{-2} \cdot 7,43 \cdot 10^{-3}}{\sqrt{\frac{(2,23 \cdot 10^{-2})^2 + (7,43 \cdot 10^{-3})^2}{2}}} \cdot \frac{392,5}{71,8} = 0,11 \text{ mm}$$

No cálculo admitiu-se que a tensão de ruptura da fibra é de 392 MPa (valor médio para aços ABNT 1010 e 1020) e a resistência na interface resina-fibra é de 71,8 MPa (valor médio de resistência da resina RenLam). Com base no valor de 0,11 mm, a relação entre os comprimentos das fibras, médio e crítico, é em torno de quatro vezes.

Considerando que as medições de largura e comprimento médios das fibras apresentaram para ambos um considerável desvio padrão e que, a resistência na interface fibra-matriz pode não ser igual à resistência da matriz, resolveu-se estimar o valor do comprimento crítico considerando uma variação na largura de 0,035 a 0,050 mm e na resistência na interface variando de 20 a 90 MPa. A superfície de resposta gerada nesta estimativa é apresentada na figura 56. Com base neste gráfico, pode-se admitir que se a resistência na interface for superior a 40 MPa, pelo menos 85% das fibras apresentam o comprimento acima do crítico. Com base nesta constatação as fibras usadas no compósito devem ser eficientes como reforços.

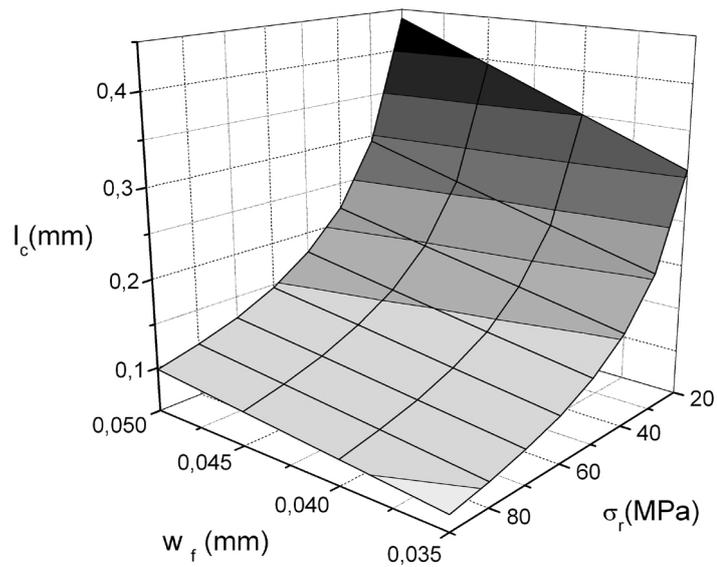


Figura 56: Comprimento crítico com a variação da largura da fibra e resistência na interface fibra-matriz.

#### 4.1.5 Estimativa de resistência à tração do compósito com SSF

A partir da equação (40) foi possível estabelecer uma estimativa de resistência à tração para os compósitos SSF. Com as fibras distribuídas aleatoriamente no espaço e em qualquer direção (tabela 1), a estimativa da resistência do compósito ( $\sigma_c$ ) com a variação nos valores de fração volumétrica de SSF ( $\phi_f$ ) de 0,10 a 0,20 e de resistência à tração da resina ( $\sigma_r$ ) de 50 a 80 MPa são apresentados na figura 57.

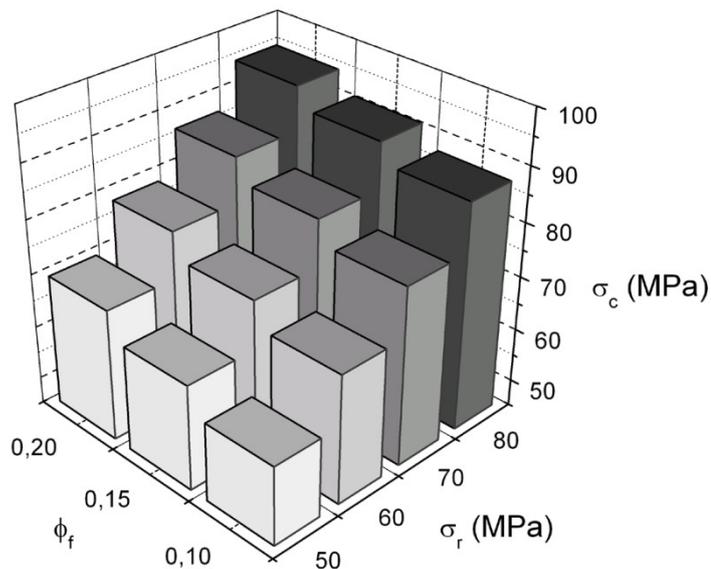


Figura 57: Estimativa de resistência dos compósitos com a variação da fração volumétrica de SSF e da resistência à tração da resina.

Em razão da geometria das SSF e da distribuição aleatória das mesmas na resina, os ganhos de resistência à tração do compósito são pequenos. Além disso, os valores estimados para a resistência à tração do compósito se mostraram muito sensíveis à variação da resistência à tração da resina. Isto sugere que para obter uma efetiva melhora na resistência à tração do compósito, a resistência na interface fibra-resina deve ser alta.

#### **4.1.6 Avaliação do estado da superfície das fibras**

A rugosidade é um parâmetro bastante importante no desenvolvimento da interação das forças adesivas entre a matriz e a carga [86]. Na figura 58 é possível observar em detalhe a superfície de uma fibra que apresenta certa rugosidade que pode favorecer o mecanismo de adesão mecânica.

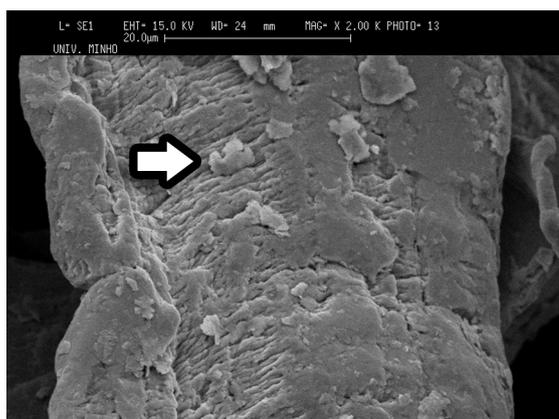


Figura 58: Aspecto da superfície rugosa de uma fibra aço e indicando a presença de partículas aderentes à fibra.

É possível também verificar na figura a presença de partículas aderentes à fibra. A presença destas partículas pode ser desfavorável, uma vez que apresentam uma força de adesão baseada na atração eletrostática que é significativamente menor comparada à adesão fibra-matriz. Na hipótese do material sofrer um carregamento superior a esta força de adesão, o deslocamento destas partículas podem levar o compósito à falha a partir da criação e da propagação de trincas.

A realização da análise de EDX nas fibras não indicou sinais de oxidação significativa (Anexo 7). No caso específico do óxido de ferro quando presente, mesmo em pequenas quantidades, pode acarretar em adesão fraca na interface fibra-matriz. Entretanto, como se

trata de uma técnica qualitativa, com incerteza de até 20%, pode-se esperar que a oxidação esteja presente.

#### 4.1.7 Fração de empacotamento

As fibras no estado em que são fornecidas apresentam uma densidade aparente média de  $1590 \text{ kg.m}^{-3}$ . Depois de peneiradas a densidade aparente subiu para  $2340 \text{ kg.m}^{-3}$ . Desta forma, a partir da equação (1) a fração máxima teórica das fibras admitida no compósito foi calculada em 29,7%.

Em razão da seção transversal não ser cilíndrica e das fibras não serem perfeitamente lineares, a densidade de empacotamento obtida se mostra coerente com os valores apresentados para esta razão de aspecto na figura 16 (pag. 62). Considera-se este um valor teórico uma vez que na prática dificilmente se consegue obter fração de carga próxima da densidade de empacotamento sem incorrer em porosidade no compósito.

#### 4.1.8 Propriedades magnéticas

A partir da curva de histerese, gerada no VSM durante o ensaio da amostra contendo 25,7 mg de fibras, foi possível verificar que a polarização máxima da fibras ocorre com 1,94 T que é um valor compatível com o aço. As amostras apresentam uma remanescência de 1,22 T e uma coercividade de 268 mT que é um valor bastante baixo em função do baixo teor de carbono (figura 59).

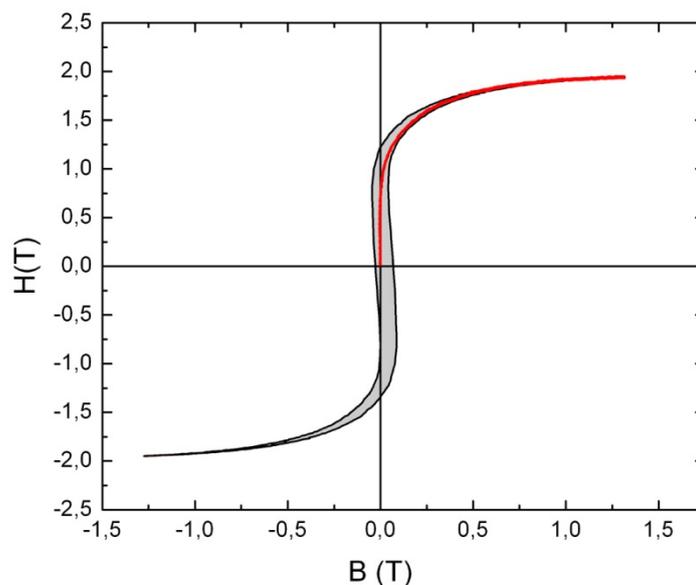


Figura 59: Curva de histerese das fibras obtidas no VSM.

## 4.2 Caracterização da resina

### 4.2.1 Reometria da resina RenLam

O comportamento da viscosidade da resina RenLam com o tempo é apresentado na figura 60. A resina parte de uma viscosidade de 3,6 Pa.s até alcançar o valor de 32,8 Pa.s decorridos 5000 s. Confirma-se com este ensaio que trata-se de uma resina com características de cura lenta e gradual que pode facilitar a sedimentação da carga durante o processo de cura.

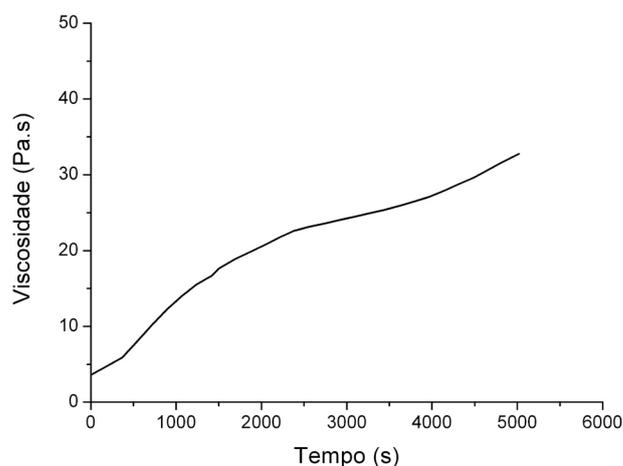


Figura 60: Variação da viscosidade da resina RenLam.

### 4.2.2 Termogravimetria (TG) da resina RenLam

O ensaio realizado em atmosfera inerte empregou nitrogênio como gás de arraste. O resultado é apresentado na figura 61. A perda de massa ocorre de forma gradual e se torna significativa acima dos 340°C. Alcançada a temperatura de fim do ensaio (700°C) restaram 15% em massa da amostra inicial da resina curada.

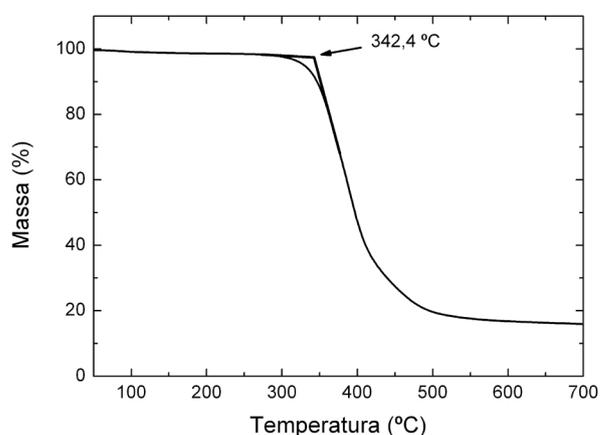


Figura 61: Termogravimetria da resina curada RenLam em atmosfera inerte.

Como o tratamento de pós-cura normalmente é realizado em estufas com circulação de ar, um segundo ensaio foi realizado utilizando atmosfera oxidante com oxigênio como gás de arraste. O resultado apresentado foi parecido com o anterior (figura 62). A perda de massa se torna significativa a partir de 330°C que é um valor ligeiramente menor que o observado no caso anterior. Porém, a curva de perda de massa é um tanto irregular. Para este caso, alcançada a temperatura de fim do ensaio (700°C), toda a massa da amostra foi consumida.

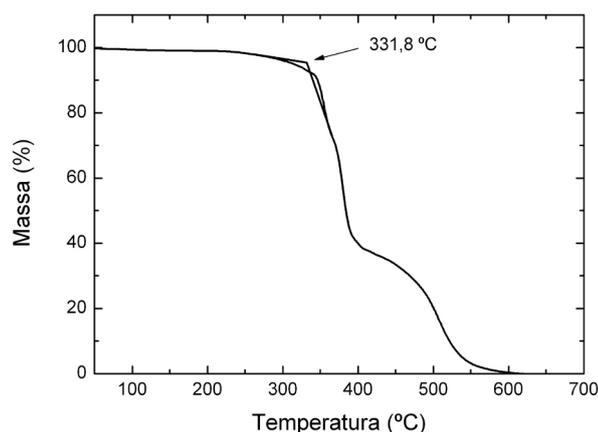


Figura 62: Termogravimetria da resina curada RenLam em atmosfera oxidante.

A partir destes resultados é possível admitir que se possa realizar o tratamento de pós-cura em temperatura superior ao indicado pelo fornecedor [117]. A faixa escolhida situa-se entre 160 e 200°C onde a perda de massa foi de 0,08%.

#### 4.2.3 Calorimetria diferencial de varredura (DSC)

Foram realizados ensaios preliminares em quatro amostras para avaliar diferentes tratamentos de pós-cura, baseados em diferentes sugestões indicadas pelo fornecedor da resina, sendo analisados os seguintes tratamentos:

- Resina em estado “verde”;
- Aquecimento em patamares de 30°C, com permanência de 2 h, até alcançar a temperatura de 160°C e permanência nesta temperatura por 12 h;
- Aquecimento gradual (10°C.min<sup>-1</sup>) até a temperatura de 160°C e permanência nesta temperatura por 12 h;
- Aquecimento gradual (10°C.min<sup>-1</sup>) até a temperatura de 200°C e permanência nesta temperatura por 12 h.

Os resultados do ensaio na primeira varredura, apresentados nas figura 63 e tabela 8, mostram que em relação à resina “verde”, os tratamentos de pós-cura investigados apresentam valores de energia parecidos. A energia associada à pós-cura da amostra tratada gradualmente até 200°C foi inferior representando uma maior densidade de ligações cruzadas. Entretanto, as amostras tratadas com aquecimento gradual tiveram temperaturas de pico 8 °C superiores à cura em patamares.

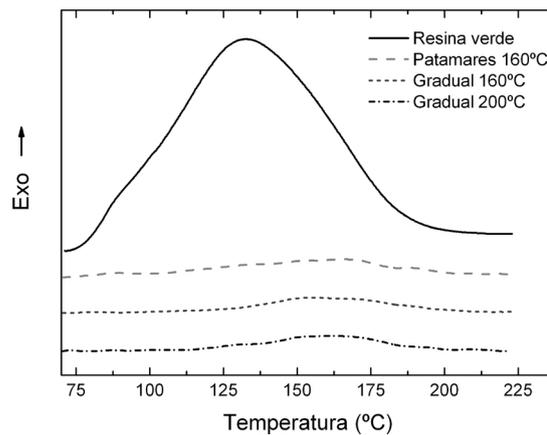


Figura 63: Curvas de DSC de amostras sujeitas aos diferentes tratamentos de pós-cura na primeira varredura.

Tabela 8: Temperaturas de pico exotérmico e energia liberada pelas amostras submetidas aos tratamentos de pós-cura.

Condições	Pico exo (°C)	Energia (J.g <sup>-1</sup> )
Resina “verde”	132,1	167,7
Em patamares até 160°C	152,9	10,2
Gradual até 160°C	160,6	9,8
Gradual até 200°C	160,8	8,1

A figura 64 apresenta as curvas de DSC da segunda varredura do ensaio e a tabela 9 os valores da  $T_g$  para os tratamentos ensaiados. É possível verificar que a  $T_g$ , para os tratamentos com aquecimento gradual, é em torno de 4°C superior ao tratamento em patamares.

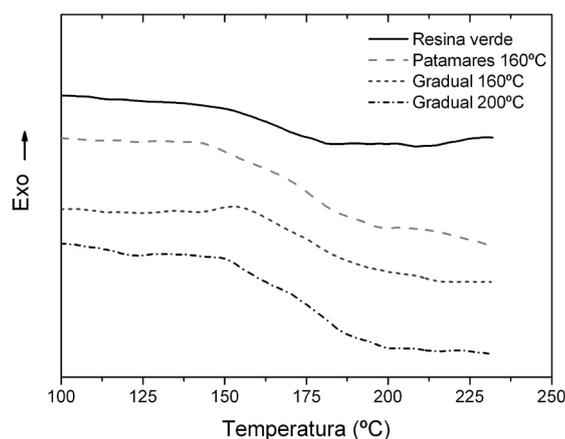


Figura 64: Curvas de DSC de amostras sujeitas aos diferentes tratamentos de pós-cura na segunda varredura.

Tabela 9: Temperaturas de transição vítrea obtida com os tratamentos de pós-cura.

Condições	$T_g$ (°C)
Resina “verde”	162,2
Em patamares até 160°C	172,9
Gradual até 160°C	176,7
Gradual até 200°C	177,0

#### 4.2.4 Tratamento de pós-cura

Os valores de resistência à tração e variação dimensional para as diversas condições de tratamento de pós-cura são apresentados na tabela 10

Tabela 10: Valores de resistência à tração e contração para as diversas condições de tratamento de pós-cura.

Condições	Taxa de aquecimento (°C h <sup>-1</sup> )	Tempo de tratamento (h)	Temperatura de tratamento (°C)	Resistência à tração (MPa)	Variação dimensional (%)
LLL	10	0	160	71,1 ± 13,2	-0,203 ± 0,057
HLL	60	0	160	69,2 ± 9,0	-0,140 ± 0,029
LHL	10	12	160	71,8 ± 7,4	-0,110 ± 0,020
HHL	60	12	160	73,4 ± 5,0	-0,083 ± 0,015
M	35	6	180	78,0 ± 7,6	-0,048 ± 0,030
LLH	10	0	200	79,8 ± 6,3	-0,116 ± 0,029
HLH	60	0	200	71,6 ± 14,5	-0,105 ± 0,044
LHH	10	12	200	83,1 ± 3,2	0,011 ± 0,019
HHH	60	12	200	83,5 ± 3,0	0,015 ± 0,018

Observa-se um grande desvio padrão no comportamento da resistência máxima à tração para a maioria das condições de tratamento de pós-cura. Nos corpos de prova que foram submetidos aos tratamentos de pós-cura nos níveis altos de temperaturas e tempos de tratamento, observam-se valores médios maiores e desvios padrão menores (figura 65). Isto pode ser consequência da maior quantidade de ligações cruzadas formadas em temperaturas superiores à  $T_g$ .

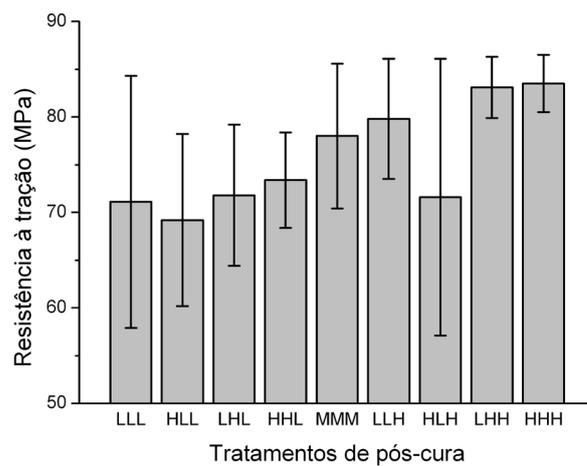


Figura 65: Valores médios e desvios padrão da resistência à tração da resina RenLam para as condições de pós-cura.

De acordo com a análise de variância, com intervalo de confiança de 95%, a temperatura de tratamento se mostra significativa para o aumento da resistência à tração. O tempo de tratamento se mostra importante e a taxa de aquecimento se mostrou menos significativa.

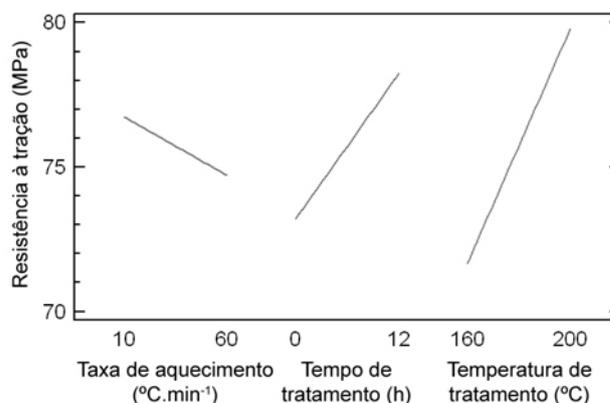


Figura 66: Parâmetros de processo (fatores) vs. resistência máxima à tração.

A partir dos resultados obtidos foram geradas as superfícies de resposta para as taxas de aquecimento extremas (figura 67). Pelas superfícies é possível verificar que o fator preponderante para o aumento da resistência à tração é a temperatura de tratamento.

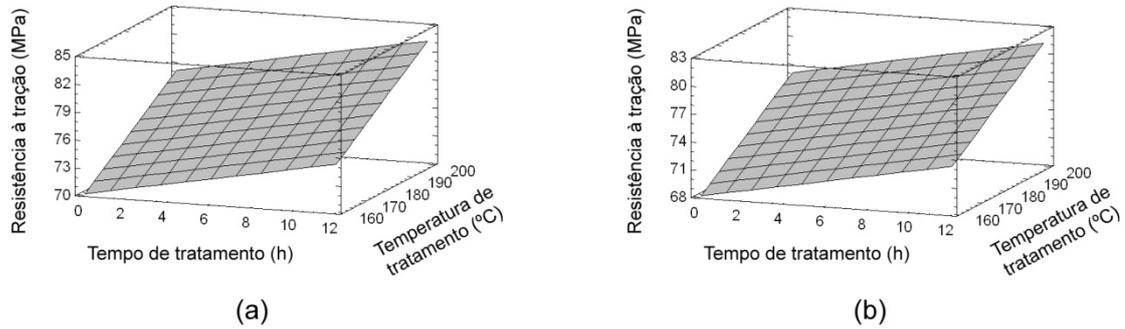


Figura 67: Superfícies de resposta da resistência à tração para as taxas de aquecimento de (a) 10°C min<sup>-1</sup> e (b) 60°C min<sup>-1</sup>.

Com relação à variação dimensional, referente à largura do corpo de prova ilustrada na figura 49, observa-se que somente nas condições de pós-cura LHH e HHH houve contração (valor positivo) das amostras. Os resultados indicam uma expansão (valor negativo) na maioria das amostras durante o tratamento de pós-cura que pode estar associada à relaxação das cadeias após um estado tensionado oriundo da cura.

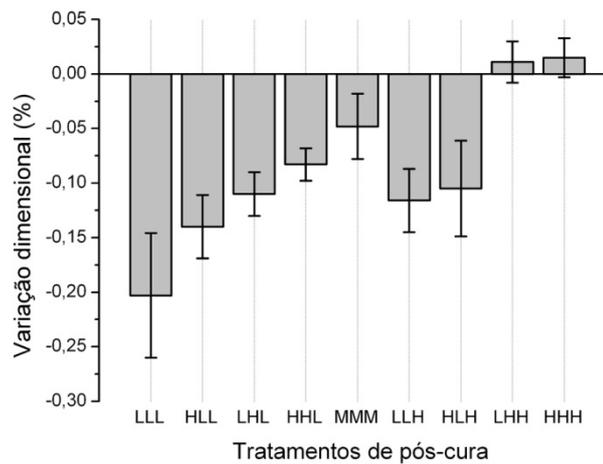


Figura 68: Valores médios e desvios padrão da variação dimensional para as condições de pós-cura.

De acordo com a análise de variância, com intervalo de confiança de 95%, o fator tempo de tratamento se mostrou o mais significativo (figura 69). Em seguida, a temperatura de tratamento de pós-cura mostrou-se importante para a variação dimensional do material. Assim como para a resistência à tração, a taxa de aquecimento tem pouca influência nas dimensões finais dos corpos de prova.

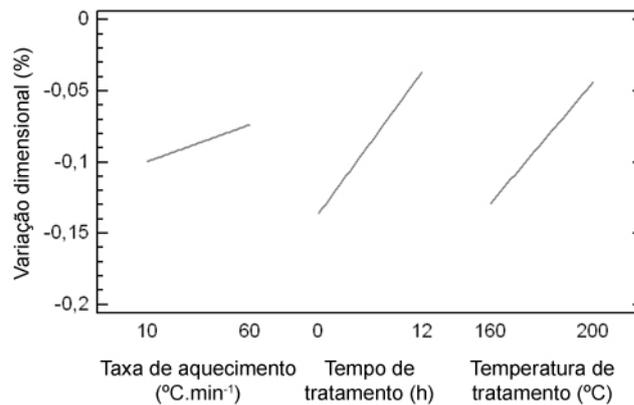


Figura 69: Parâmetros de processo (fatores) vs. variação dimensional.

A partir dos resultados obtidos foram geradas as superfícies de resposta para as taxas de aquecimento extremas (figura 70). De acordo com os gráficos, para obter menores variações dimensionais é necessário o uso de tempo de tratamento e de temperatura de tratamento nos níveis altos.

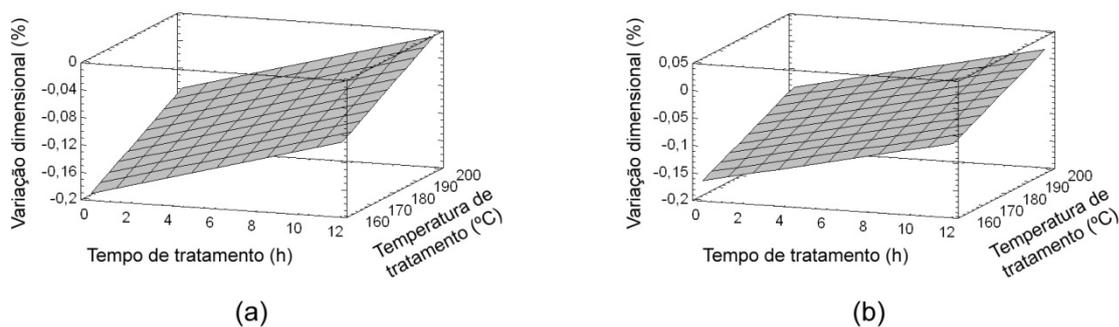


Figura 70: Superfícies de resposta da variação dimensional para as taxas de aquecimento de: (a) 10°C.min<sup>-1</sup> e (b) 60°C.min<sup>-1</sup>.

As condições escolhidas para os ensaios de resistência ao impacto foram as LHL e LHH que possuíam as mesmas taxas de aquecimento e tempo de tratamento, diferenciando-se apenas em relação à temperatura de tratamento. Os resultados deste ensaio podem ser

observados na tabela 11 e figura 71. Com entalhe de 0,25 mm, a diferença no tratamento de pós-cura não proporcionou uma diferença significativa na resistência. Nos corpos de prova com entalhe de 1 mm, a resistência foi maior em ambos os tratamentos. Porém, o incremento na resistência foi 22% maior no tratamento LHH.

Tabela 11: Resultados das medidas de resistência ao impacto para as condições LHL e LHH.

Condições	Entalhe	Resistência ao impacto Charpy
		(kJ.m <sup>-2</sup> )
LHL	0,25 mm	1,18 ± 0,54
	1 mm	2,15 ± 0,32
LHH	0,25 mm	1,40 ± 0,71
	1 mm	3,12 ± 0,96

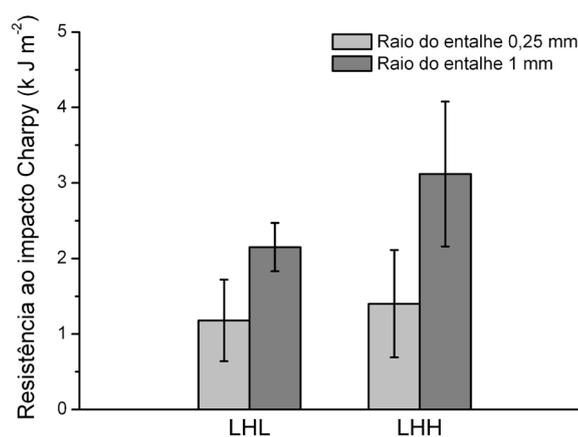


Figura 71: Resistência ao impacto Charpy conforme raio do entalhe para as condições de pós-cura LHL e LHH.

A partir das superfícies de fratura, apresentadas na figura 72, é possível verificar que os corpos de prova com entalhe de 0,25 mm, com tratamentos de pós-cura LHL (a) e LHH (b), tiveram um comportamento bastante similar na fratura. Em ambos, o início da fratura se deu no lado direito, na parte inferior da seção transversal, e se apresentam praticamente planas. As imagens apontam para uma falha bastante rápida uma vez que a superfície é bastante lisa em boa parte da seção transversal. Apenas ao final, é possível verificar uma incidência de desvios na superfície, seguida de uma zona deformada.

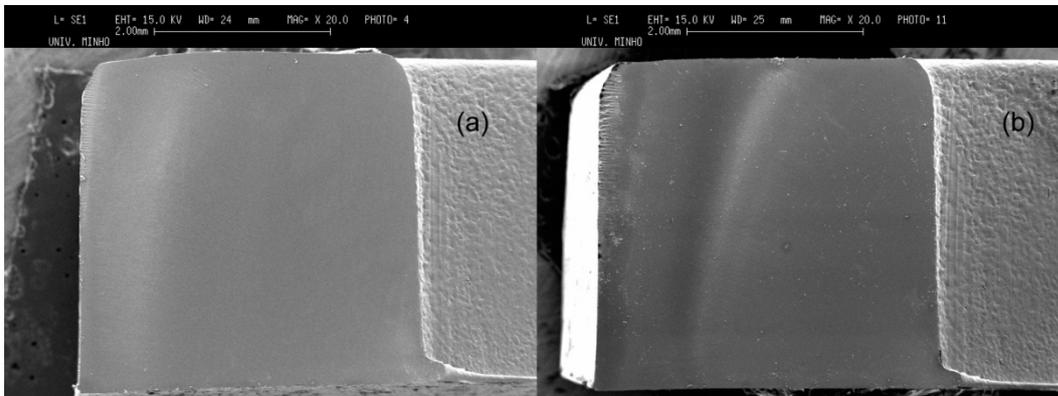


Figura 72: Superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto com raios de entalhe de 0,25 mm (a) LHL e (b) LHH.

Nos corpos de prova com entalhe de 1 mm o comportamento é um pouco diferente do entalhe anterior (figura 73). Vistas do topo as fraturas se apresentam na forma Z. Para o tratamento LHL (b), o início da fratura ocorreu também no lado direito na parte inferior da seção transversal, enquanto no LHH (b), inicia-se no lado direito na parte central. A zona lisa é bastante menor, e é seguida de uma zona com bastantes deformidades. Na seqüência são observadas mudanças na superfície de fratura, sendo mais proeminentes no tratamento LHH. Estas mudanças de “trajetórias” são alusivas a energia despendida na fratura do material [128].

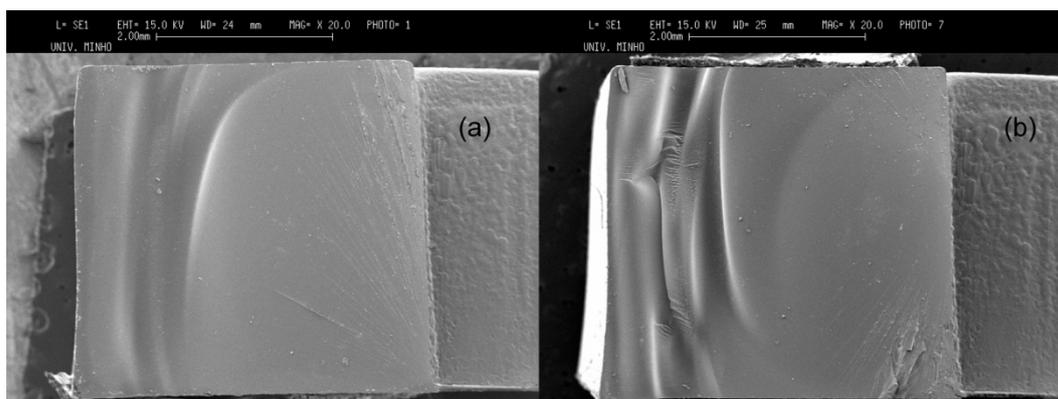


Figura 73: Superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto com raios de entalhe de 1 mm (a) LHL e (b) LHH.

## Capítulo 5 Desenvolvimento e avaliação dos compósitos reforçados com fibras

### 5.1 Caracterização de amostras dos compósitos

#### 5.1.1 Determinação da fração em carga dos materiais comerciais por termogravimetria

A análise termogravimétrica dos materiais comerciais foi conduzida visando avaliar a quantidade de carga (figura 74). A identificação dos materiais foi realizada por EDX, conforme apresentado no Anexo 7.

O RenCast é um compósito formado por cargas particuladas de alumínio e carbonato de cálcio ( $\text{CaCO}_3$ ). Admitindo a ocorrência de decomposição completa do carbonato de cálcio ( $\text{CaCO}_3 \rightarrow \text{CaO} + \text{CO}_2$ ), de 700 a 850°C há uma perda de 5,8% em massa referente ao dióxido de carbono. Pela conservação da massa, é possível recompor o percentual de 13,3% de carbonato de cálcio (6,8% em volume). Como a decomposição da resina ocorreu em atmosfera livre de oxigênio, estima-se uma massa de resíduo de carbono em torno de 6,2%, referente à decomposição incompleta da resina. Desta maneira, a fração em massa de alumínio no RenCast representa em torno de 40% da massa total do compósito (21,4% em volume). O Neukadur é um compósito formado de cargas particuladas do tipo: ferrosa, alumínio e carbonato de cálcio. A soma das quantidades de carga pode representar em torno de 76% em peso (massa de resíduo descontando o resíduo de carbono) do total do compósito. Entretanto, ao contrário do RenCast, não é possível precisar a fração em massa individual das cargas devido à conversão do ferro em óxido de ferro a partir dos 700°C, à medida que a decomposição do carbonato de cálcio ocorre.

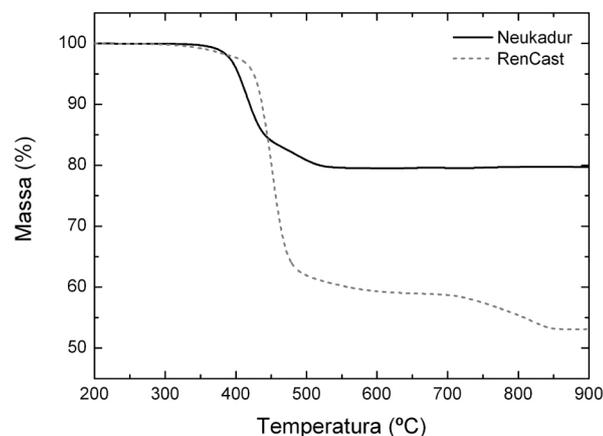


Figura 74: Termogravimetria das resinas Neukadur e RenCast em atmosfera inerte.

### **5.1.2 Avaliação da fração de empacotamento das fibras com a resina RenLam**

Como o meio onde as fibras estão dispersas tem influência na fração de empacotamento, foram realizados experimentos preliminares para delimitar as frações para incorporação de fibras. Realizou-se a mistura de resina e fibras nas frações de 10, 15, 20 e 25% em volume com objetivo de definir os limites do estudo. Os compósitos foram fabricados com cura estática, sem preocupação com o efeito da sedimentação. Após a remoção da camada de resina contida em cada corpo de prova, com auxílio de uma lixadeira metalográfica, verificou-se que a fração de fibras contida na camada sedimentada é praticamente de 21%, independente da fração utilizada na mistura (figura 75).



Figura 75: Espessura da camada sedimentada após a remoção da camada de resina nos corpos de prova em função da fração volumétrica de fibras.

No gráfico da figura 76, o ponto referente ao valor medido na camada sedimentada, para a fração de 20%, encontra-se fora da linha de tendência, uma vez que nesta fração empregou-se vibração para facilitar o seu vazamento. A fração contendo 25% de fibras não se mostrou viável para o prosseguimento dos estudos porque acarretaria em um compósito com vazios. Desta forma, pode-se concluir que, em vazamentos, o limite para incorporação de fibras com as características referidas na seção 4.1.2, para este sistema epóxi é de 21%.

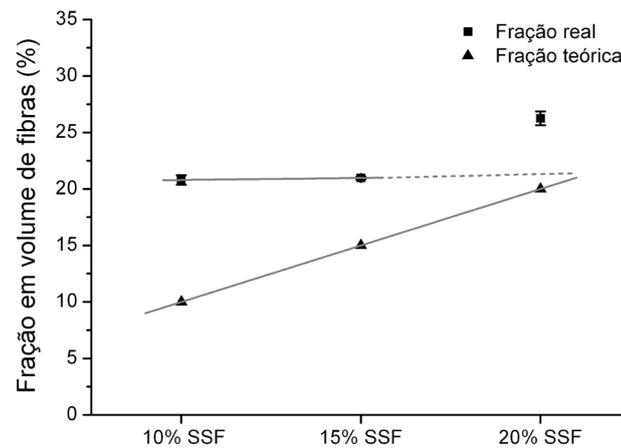


Figura 76: Valores reais de frações de SSF nos compósitos obtidos com a cura estática vs. valor teórico.

### 5.1.3 Reometria das resinas com fibras

Para investigar o aumento da viscosidade com a adição de fibras, bem como a evolução da viscosidade com o tempo nos compósitos, foram realizados ensaios de reometria. Inicialmente, foram preparadas amostras com variações na fração em volume de fibras de 10, 15 e 20%. O resultado do ensaio é apresentado na figura 77.

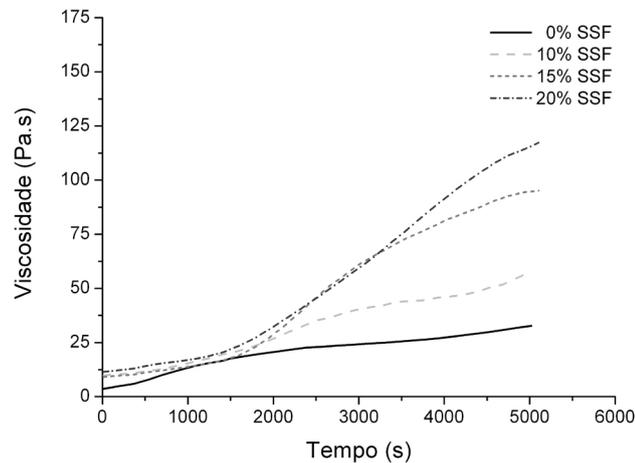


Figura 77: Variação da viscosidade dos compósitos com SSF.

É possível separar, nas curvas de viscosidade dos materiais, dois estágios principais: até 1500 s e após este instante. O aumento da viscosidade ocorre com uma taxa mais lenta até 1500 s e, a partir deste ponto, com uma taxa mais alta. Este comportamento pode se relacionar com o efeito da sedimentação e acomodação das fibras de aço na placa inferior à medida que se realiza o ensaio. Conforme ilustrado na figura 78, no início do ensaio o material apresenta

uma dispersão global das fibras (a) e no fim do ensaio as fibras se encontram sedimentadas (b).

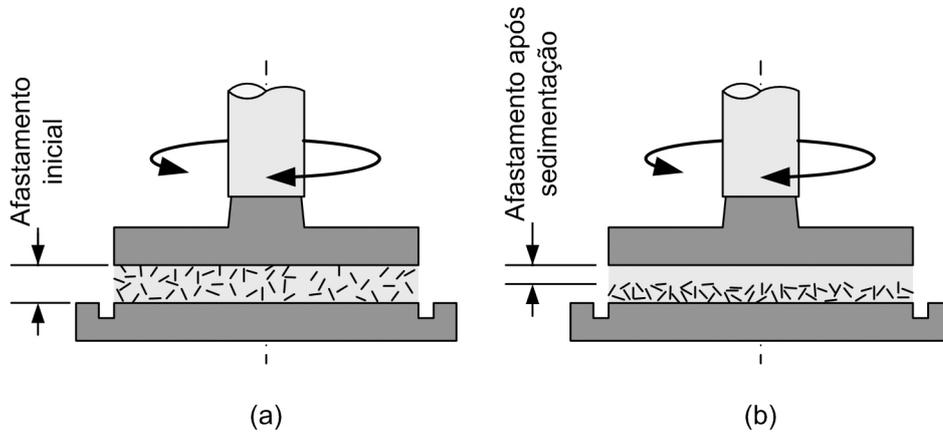


Figura 78: Esquema do efeito da sedimentação durante o ensaio de reometria (a) início e (b) término.

O valor da viscosidade medida nos reômetros de placas paralelas depende dos seguintes parâmetros principais, mostrados na equação (41) [129]:

$$\eta = \frac{h_p \cdot \tau_b}{r_p \cdot \Omega} \quad (41)$$

sendo:

$h_p$  = afastamento entre as placas [m]

$\tau_b$  = tensão de cisalhamento na borda externa da placa [Pa]

$r_p$  = raio da placa [m]

$\Omega$  = velocidade de oscilação [rad.s<sup>-1</sup>]

O raio e a velocidade de oscilação são mantidos constantes na realização do ensaio. A tensão de cisalhamento e o afastamento sofrem alteração em razão da sedimentação. Conforme as partículas sedimentam, a fração de fibras na parte superior diminui e a placa passa a medir uma tensão menor. Isto faz com que, no início, a viscosidade nos compósitos aumente a uma taxa baixa, no caso até inferior a da resina RenLam (0% SSF). Quando o tempo de ensaio atinge 1500 s, as fibras já se encontram sedimentadas na placa inferior figura 78b. Neste caso, a viscosidade medida no reômetro é a da própria resina e, como o afastamento útil entre as placas diminui, a resposta da tensão de cisalhamento é maior consoante com aumento da fração em volume de fibras.

O tempo de sedimentação ( $t$ ) de uma partícula esférica em suspensão pode ser calculado através da equação de Stokes para a velocidade de sedimentação (42):

$$t = \frac{18 \cdot \eta \cdot h}{d_{st}^2 \cdot g \cdot (\rho_p - \rho_{fl})} \text{ [s]} \quad (42)$$

onde:

$h$  = altura de queda [m]

$d_{st}$  = diâmetro de Stokes [m]

$g$  = aceleração da gravidade [9,81 m.s<sup>-2</sup>]

$\rho_p$  = massa específica da partícula [kg.m<sup>-3</sup>]

$\rho_{fl}$  = massa específica do fluido [kg.m<sup>-3</sup>]

Entretanto, na prática, as hipóteses assumidas na equação de Stokes não são completamente logradas [130]. A velocidade real de queda é influenciada por diversos fatores, tais como: concentração de partículas, forma das partículas, relação entre as dimensões da partícula e do vaso, e a convecção. Nos ensaios de reometria, os dois últimos podem ser desconsiderados. Em concentrações acima de 1% em volume a velocidade de sedimentação é diminuída pela proximidade de partículas adjacentes e pelo fluxo ascendente de fluido para compensar a sedimentação. Para partículas irregulares, além do movimento de queda vertical, diminuído em função da maior resistência ao arraste, ocorre uma tendência para a orientação.

Considerando uma partícula de aço com diâmetro igual a 50  $\mu\text{m}$ , o tempo de queda para um afastamento de 1 mm, usando a equação de Stokes, pode ser estimado em:

$$t = \frac{18 \cdot \eta \cdot h}{d_{st}^2 \cdot g \cdot (\rho_p - \rho_f)} = \frac{18 \cdot 3,6 \cdot 1 \cdot 10^{-3}}{(5 \cdot 10^{-5})^2 \cdot 9,81 \cdot (7800 - 1200)} = 400 \text{ s}$$

Considerando que a viscosidade da resina aumenta com o tempo, a concentração elevada de fibra e a forma irregular das mesmas, pode-se admitir que o tempo de sedimentação situe-se num valor maior, entre 1000 e 1500 s.

#### **5.1.4 Reometria dos materiais comerciais**

Nos materiais comerciais o comportamento da viscosidade apresenta uma tendência de aumento exponencial. Para os compósitos RenCast e Neukadur, após 5000 s o aumento na viscosidade é aproximadamente de 17 e 7 vezes, respectivamente. Apesar de se tratar de materiais carregados com partículas metálicas, a sedimentação não tem o efeito observado na seção 5.1.3 para os compósitos com SSF. Os compósitos RenCast e Neukadur são baseados em resinas de maior cinética de cura. Por exemplo, o tempo de gel das resinas usadas neste estudo é de 60 min, contra 150 min da RenLam. Outro fator que deve ser levado em consideração é o uso de cargas com menor peso específico que o aço. São empregadas partículas alumínio e carbonato de cálcio que apresentam pesos específicos em torno de 2600 e 2700 kg.m<sup>-3</sup>, respectivamente. Embora, no Neukadur estejam incluídas partículas ferrosas, como estas estão dispersas juntamente com as de alumínio e de carbonato de cálcio, a sua tendência de sedimentação é reduzida. A fração em volume de partículas nestes compósitos é também maior, acima de 40%, o que diminui a velocidade de sedimentação das cargas.

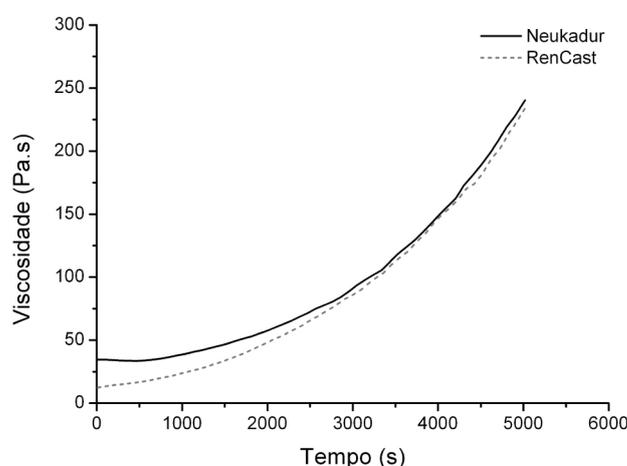


Figura 79: Variação da viscosidade das resinas RenCast e Neukadur.

#### **5.1.5 Avaliação da mistura dos materiais e vazamento em moldes de silicone**

Os cuidados na preparação de materiais com adição e mistura de resina, agente de cura e carga são imprescindíveis para a obtenção de compósitos sem defeitos e com constituição homogênea. Os misturadores externos, desenvolvidos neste trabalho, se mostraram versáteis para o emprego de resinas com carga.

Com relação à obtenção dos compósitos, para quantidades inferiores a 10% em volume de fibras, não se verificaram dificuldades de mistura e vazamento. Até esta fração o

material apresenta uma boa fluidez com uma textura lisa. A partir de 15% em volume a mistura ainda é realizada sem maiores problemas. Entretanto, a capacidade de fluidez do material começa a diminuir de forma gradual e, conseqüentemente, o vazamento se torna mais difícil. Na figura 80 é possível verificar que a textura torna-se rugosa similar a “casca de laranja”. Isto se deve ao aumento dos contatos entre as fibras que dificultam a fluidez do material. Quando a fração aumenta para 20% de fibras, a mistura se torna ainda mais difícil, o que se constata pelo maior torque requerido. O agitador mecânico utilizado apresentava dificuldades em manter a rotação constante nesta condição. No vazamento, o material perde praticamente a capacidade de fluidez e o efeito “casca de laranja” se intensifica; nos casos mais extremos (como por exemplo, no molde de corpos de prova para os ensaios de tração) os vazamentos não puderam ser completados sem interferência externa. Além disto, com esta quantidade de fibras, o processo de desgaseificação na câmara de vácuo ficava comprometido. Acima de 20% de fibras o compósito não é viável para vazamento, uma vez que o material adquire uma consistência pastosa e aspecto poroso.

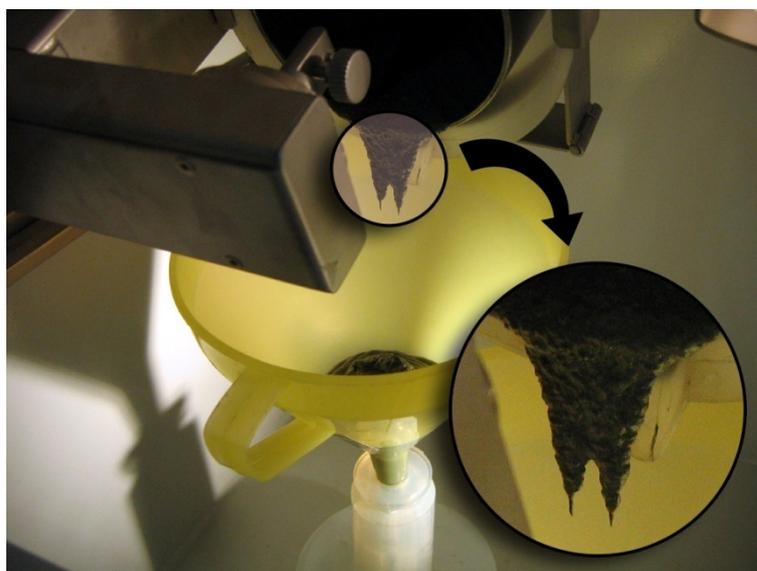


Figura 80: Vazamento com 15% em volume de fibras de aço.

Os materiais comerciais utilizados neste trabalho apresentam processamentos distintos. Em termos comparativos, o RenCast é mais fácil de misturar e vazar que o Neukadur. Fazendo uma correspondência aos materiais carregados com fibras, os materiais comerciais situam-se entre as frações de 10 e 15%.

### 5.1.6 Avaliação dos métodos de cura

Nos corpos de prova que foram fabricados com a solução de cura estática, foi observada a sedimentação das fibras. O material resultante deste processo apresenta duas fases distintas, como pode ser ilustrado na figura 81. Apesar de ser depositado no molde com as fibras totalmente dispersas na matriz (a). Na medida em que decorre o processo de cura as fibras sedimentam por razões já mencionadas (b).

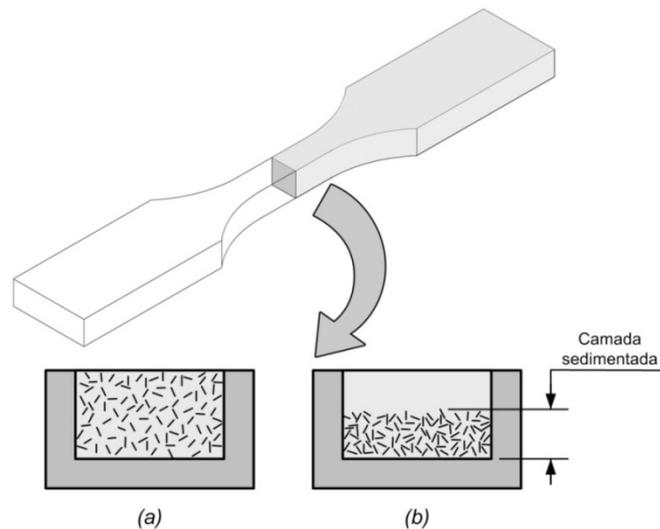


Figura 81: Seção transversal do corpo de prova de tração: (a) dispersão das fibras e (b) sedimentação das fibras.

Já as soluções que empregaram a cura dinâmica e em campo magnético evitaram a sedimentação das fibras, como é possível observar nas micrografias da figura 82, comparando com a cura estática. Nos corpos de prova fabricados com frações de 10, 15 e 20% em volume a distribuição das fibras ao longo do comprimento foi uniforme para estes dois métodos. Não é possível identificar regiões com falta ou excesso de fibras.

Acc.V Spot Magn Det WD |-----| 1 mm  
10.0 kV 5.0 15x BSE 12.3

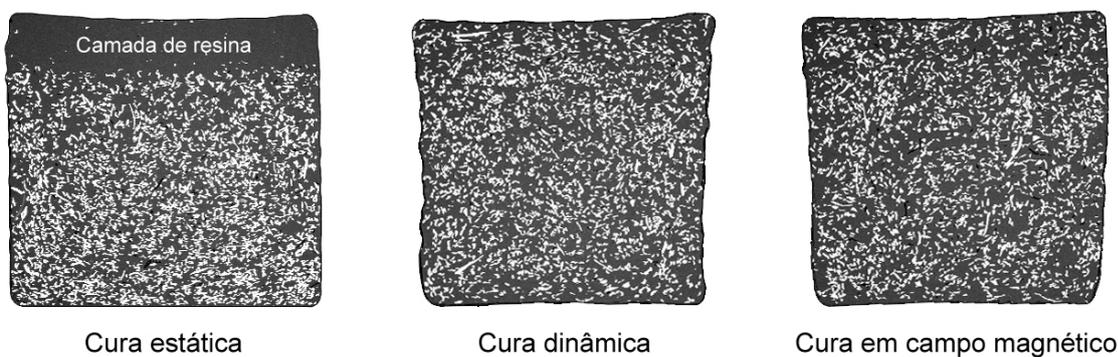


Figura 82: Seção transversal de corpos de prova de tração nos diferentes métodos de cura empregados nos compósitos com 15% SSF.

Em outra experiência realizada nos corpos de prova com 15% em volume de fibras, verificou-se que a variação da corrente que gera o campo magnético não resulta em mudanças (figura 83). A diferença foi notada apenas na superfície com a formação de estruturas dendríticas.

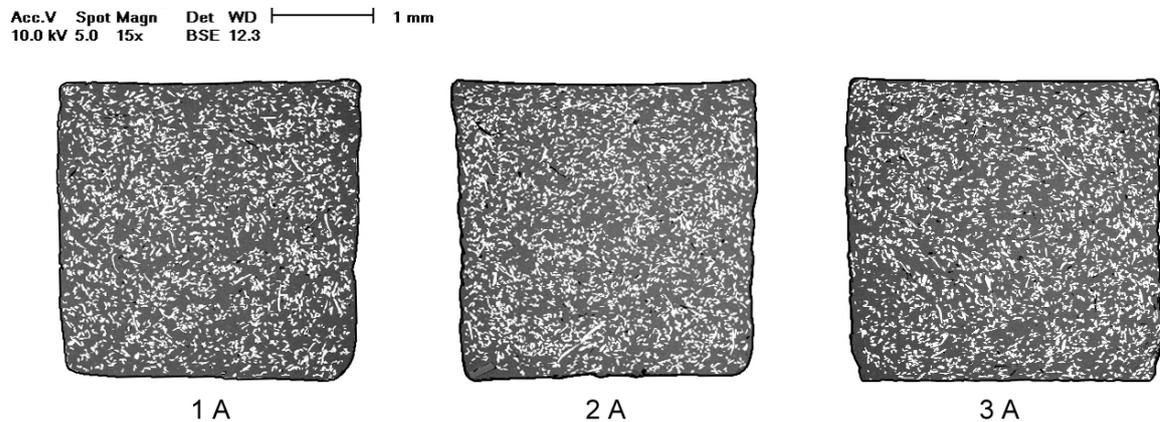


Figura 83: Seção transversal de corpos de prova de tração nas diferentes intensidades de corrente nos compósitos com 15% SSF.

A ação do campo magnético, em concentrações acima de 10%, não permitiu a visualização do alinhamento e organização espacial das fibras. Desta maneira, realizou-se a mistura e vazamento de uma amostra com 1% em volume. A figura 84 e figura 85 mostram o efeito do campo gerado em 0,6 A no material. Em função da baixa concentração a solução de menor energia aproximou as fibras. Nas figuras é possível observar que as fibras se alinham com o campo formando colunas que se interconectam, conforme citado nos trabalhos de outros pesquisadores [109, 111, 112].

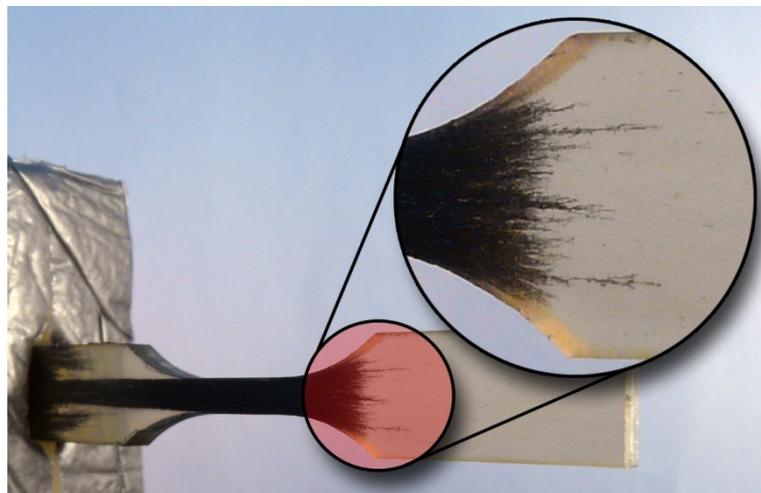


Figura 84: Orientação das fibras no corpo de prova com controle de campo.

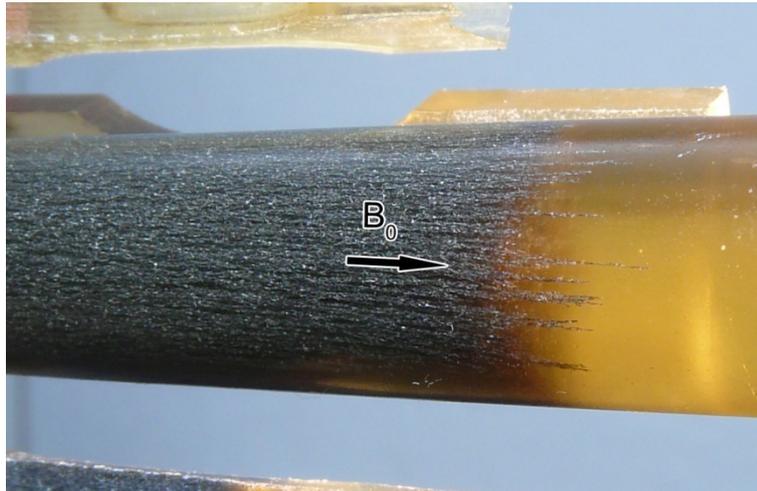


Figura 85: Orientação das fibras no canal de alimentação sob influência do campo magnético ( $B_0$ ).

## **5.2 Caracterização dos corpos de prova dos compósitos reforçados**

### **5.2.1 Resistência à tração**

#### **5.2.1.1 Cura estática**

Os resultados dos ensaios de tração, nos corpos de prova de compósitos em diferentes composições de SSF, submetidos à cura estática são apresentados na tabela 12.

Tabela 12: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com SSF e cura estática.

Composições	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
0% SSF	$71,8 \pm 7,4$	$1,189 \pm 0,030$
10% SSF	$44,8 \pm 4,7$	$1,352 \pm 0,127$
15% SSF	$46,1 \pm 2,8$	$1,205 \pm 0,176$
20% SSF	$47,4 \pm 4,8$	$1,366 \pm 0,134$

Na figura 86 é possível observar que o aumento da fração volumétrica de fibras levou a uma pequena tendência de aumento na resistência à tração de 10 a 20% SSF. Para o compósito com 10% SSF a resistência à tração foi de 44,8 MPa, enquanto para 20% SSF foi de 47,4 MPa. Entretanto, considerando os desvios padrão, pode-se afirmar que os resultados obtidos se mostraram insensíveis à variação da fração de SSF. Comparando com o valor de resistência à tração da resina RenLam (0% SSF), em média os compósitos com SSF tiveram

uma resistência 36% inferior. Um comportamento similar a este foi observado no trabalho de Jesus [65]. O autor utilizou carga particulada de ferro e os mesmos processos de fabricação para os corpos de prova, observando uma queda na resistência à tração em torno de 41%.

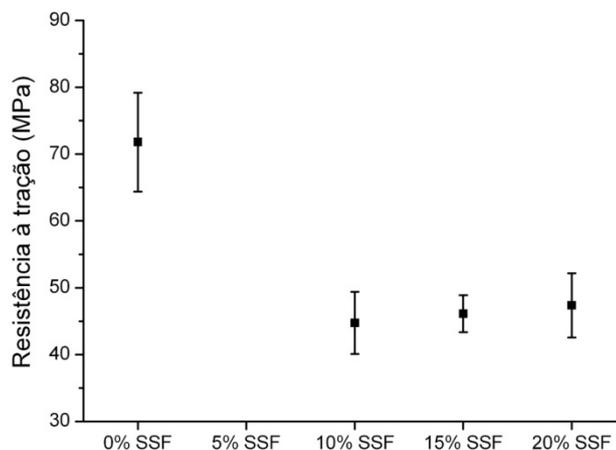


Figura 86: Resistência à tração dos compósitos com SSF e cura estática.

Os resultados experimentais apresentados com a cura estática se afastaram muito da estimativa de resistência à tração realizada na seção 4.1.5, mesmo para a condição de menor adesão entre fibra e resina, não sendo possível estabelecer alguma correspondência com o modelo.

Em relação ao módulo de elasticidade não se observou claramente uma tendência para o comportamento com o aumento na fração volumétrica de SSF (figura 87). Para resina sem SSF o módulo de elasticidade foi de 1,189 GPa enquanto para o compósito com 20% SSF foi de 1,366 GPa. Cabe ressaltar também a grande variação nos desvios padrão observada nos compósitos com SSF.

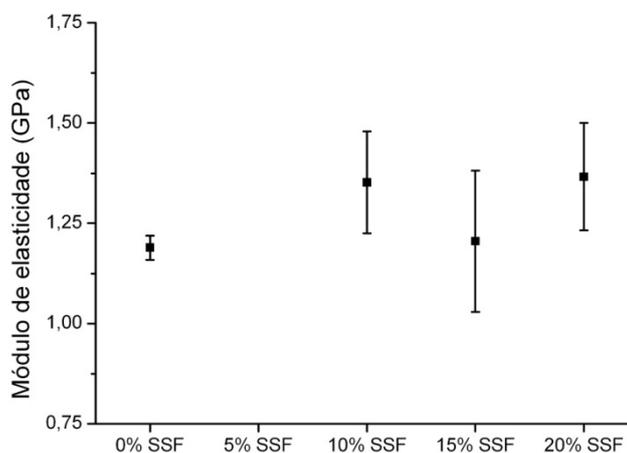


Figura 87: Módulo de elasticidade dos compósitos com SSF e cura estática.

O comportamento das propriedades mecânicas sob tração nos corpos de prova pode ser explicado pela morfologia heterogênea dos mesmos. Conforme é possível observar nas micrografias da superfície de fratura apresentadas na figura 88, a cura estática favoreceu a sedimentação das fibras. As linhas horizontais na figura representam a separação entre a camada de resina e a região contendo o compósito. O aumento na fração em volume de SSF fez com que a relação entre a área correspondente à resina e a área da seção transversal diminuísse proporcionalmente. Desta forma, quando o corpo de prova é submetido a uma sollicitação mecânica, no interior, ocorre uma distribuição não uniforme de tensões. A região com maior concentração de SSF apresenta uma maior densidade de defeitos à medida que os contatos entre as fibras aumentam devido à acomodação das fibras. Por outro lado, a sedimentação também é responsável pelo surgimento de tensões residuais relacionadas com a contração diferencial da resina. Como consequência, a resistência à tração do corpo de prova possivelmente é do material com o máximo de percentagem de fibras (ver seção 5.1.2) e que o módulo de elasticidade é ligeiramente superior ao da resina epóxi.

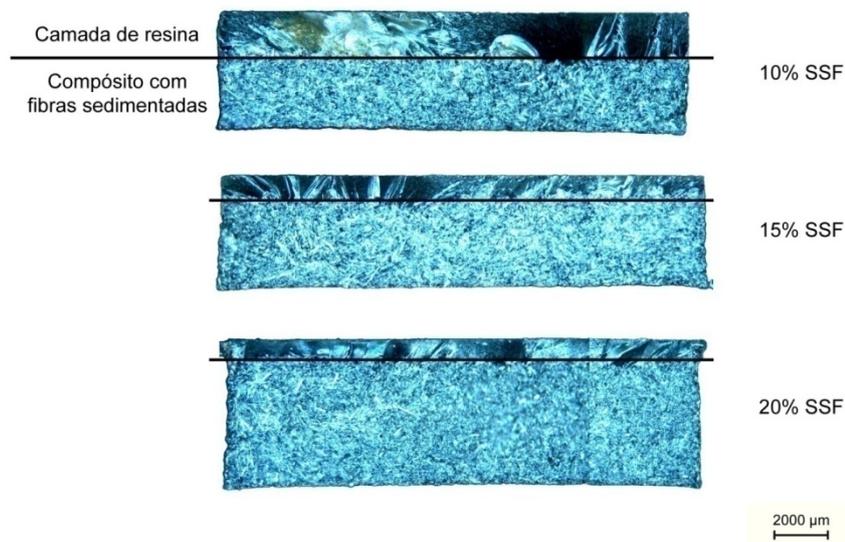


Figura 88: Superfícies de fratura dos compósitos com SSF, indicando a relação entre a camada de resina e a parcela de compósito com fibras sedimentadas.

### **5.2.1.2 Cura dinâmica**

Na cura dinâmica foi realizada a rotação dos corpos de prova, durante o processo de cura, para evitar a sedimentação das fibras por ação da gravidade. As propriedades mecânicas sob tração obtidas nesta condição de cura são apresentadas na tabela 13.

Tabela 13: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com SSF e cura dinâmica.

Composições	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
0% SSF	71,8 ± 7,4	1,189 ± 0,030
10% SSF	64,9 ± 3,6	1,731 ± 0,038
15% SSF	71,4 ± 3,4	1,926 ± 0,063
20% SSF	61,0 ± 5,0	1,901 ± 0,096

O comportamento da resistência à tração com a variação de SSF pode ser observado através da figura 89. Para o compósito com 10% SSF, a resistência à tração foi de 64,9 MPa que é um valor 10% inferior ao da resina sem SSF. Para a o compósito com 15% SSF, a resistência à tração subiu para 71,4 MPa, praticamente igualando a resistência à tração da resina sem SSF. Quando a fração volumétrica subiu para 20% a resistência caiu para 61,0 MPa, sendo 15% inferior a da resina sem SSF. Desta maneira, nesta faixa estudada, a adição de fibras de aço manteve uma tendência de subida da resistência máxima à tração até a fração de 15 %. A partir deste ponto, ocorreu uma queda na resistência, que pode estar relacionada com a maior quantidade de defeitos, à medida que se aproximou da fração máxima de fibras. Isto dificultou a realização da mistura e vazamento (ver seções 5.1.2 e 5.1.5). Apesar dos corpos de prova com 20% SSF terem sido vazados em vácuo, não foi possível evitar a presença de poros que refletiram na menor resistência à tração, bem como no maior desvio padrão nesta fração.

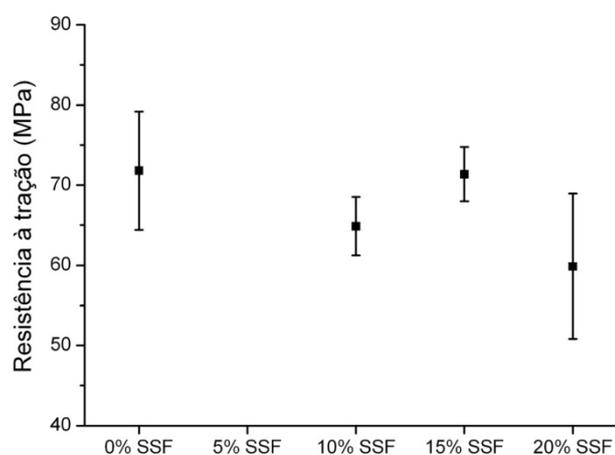


Figura 89: Resistência à tração dos compósitos com SSF e cura dinâmica.

Em relação à estimativa de resistência à tração realizada na seção 4.1.5 os resultados experimentais para os compósitos com 10 e 15% SSF de certa forma se aproximaram do modelo para uma condição de resistência da interface ligeiramente abaixo de 60 MPa. Apesar da adesão não ser forte o suficiente para se ter um ganho substancial de resistência à tração, este resultado mostra a adesão entre fibra e resina não deve ser fraca.

Como é possível observar na figura 90, a adição de SSF promoveu um aumento significativo no valor do módulo de elasticidade. Para o compósito com 10% SSF o valor foi de 1,731 GPa e para o com 15% SSF o valor médio foi de 1,926 GPa, representando, respectivamente, acréscimos de 46 e 62%. Para o compósito com 20% SSF, o módulo de elasticidade manteve-se em torno do valor da fração anterior. Pode-se acreditar que a partir de 15% SSF ocorra uma possível estabilização no módulo em razão das mesmas causas que levaram a diminuição do valor da resistência à tração à medida que se aproxima da fração máxima de empacotamento.

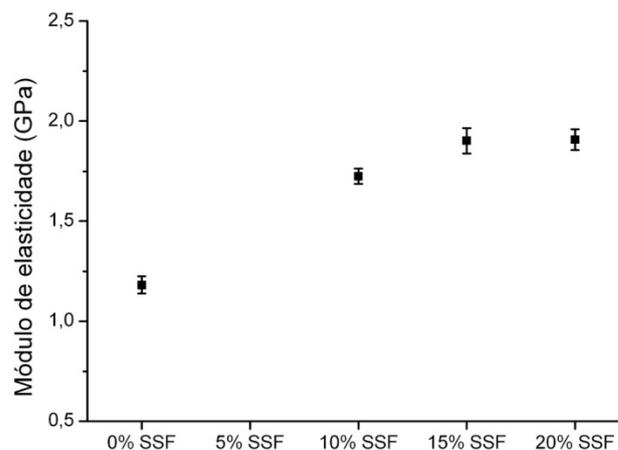


Figura 90: Módulo de elasticidade dos compósitos com SSF e cura dinâmica.

### **5.2.1.3 Cura em campo magnético**

A cura em campo magnético foi uma alternativa estudada que procurou se valer das propriedades magnéticas das SSF visando melhorar a resistência à tração através do alinhamento das fibras. Os corpos de prova, depois de vazados, foram curados em campo magnético originado com uma corrente constante com intensidade de 0,6 A. As propriedades mecânicas sob tração, obtidas nesta condição de cura, são apresentadas na tabela 14.

Tabela 14: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com SSF e cura em campo magnético com intensidade de corrente na bobina de 0,6 A..

Composições	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
0% SSF	71,8 ± 7,4	1,189 ± 0,030
10% SSF	71,7 ± 2,6	1,569 ± 0,034
15% SSF	77,3 ± 3,0	1,707 ± 0,076
20% SSF	65,0 ± 5,9	1,764 ± 0,120

O comportamento da resistência à tração com a variação de SSF pode ser observado através da figura 91. Para o compósito contendo 10% SSF, o valor da resistência mecânica foi de 71,7 MPa que é praticamente o valor de resistência à tração da resina RenLam sem SSF. Quando a fração volumétrica de SSF foi aumentada para 15%, a resistência à tração aumentou para 77,3 MPa, representando um acréscimo de 8% na resistência em relação à resina RenLam sem SSF. Assim como foi observado nos corpos de prova com cura dinâmica, o valor de resistência à tração para o compósito com 20% SSF apresentou uma queda em relação à fração anterior. Pode-se considerar que as causas para este efeito sejam as mesmas anteriormente relacionadas com o limite da fração de empacotamento.

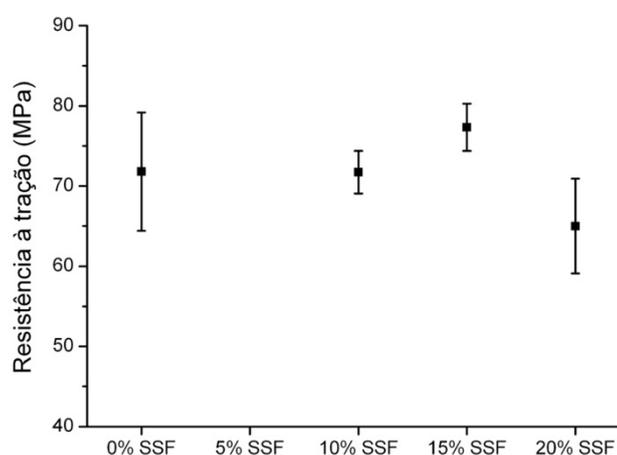


Figura 91: Resistência à tração dos compósitos com SSF e cura em campo magnético com intensidade de corrente na bobina de 0,6 A.

Na figura 92 é possível observar que o valor do módulo de elasticidade é sempre crescente para os compósitos com SSF e cura em campo magnético. O valor máximo de 1,764 GPa foi alcançado pelo compósito com 20% SSF que representou um aumento em relação ao valor do módulo de elasticidade da resina RenLam sem SSF de 48%. O maior desvio padrão, nos valores de módulo de elasticidade desta fração, está relacionado aos

problemas de processamento na fabricação dos corpos de prova. Os valores de módulo de elasticidade dos compósitos SSF com a cura em campo magnético foram inferiores aos obtidos com a cura dinâmica.

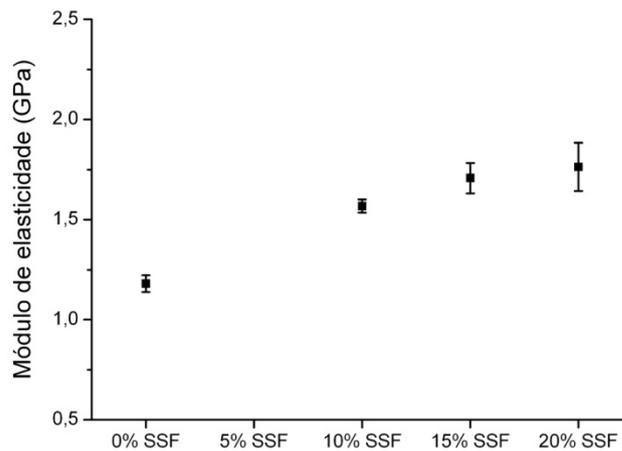


Figura 92: Módulo de elasticidade dos compósitos com SSF e cura em campo magnético com intensidade de corrente na bobina de 0,6 A.

Corpos de prova adicionais foram fabricados para avaliar o comportamento das propriedades mecânicas sob tração em diferentes condições de campo magnético para a fração com 15% SSF. Esta fração foi escolhida, perante as demais, em razão de ter obtido valores mais altos de resistência à tração nos ensaios anteriores. A princípio, imaginava-se que o aumento da resistência seria o mais provável em razão do maior grau de alinhamento das fibras no interior do material promovido pelo aumento no campo magnético. Entretanto, quanto maior o campo magnético, maior a força de atração entre as fibras. Isto leva a uma maior possibilidade de ocorrer contatos entre as fibras e, conseqüentemente, levar a uma queda na resistência mecânica. As propriedades mecânicas sob tração obtidas com a variação da intensidade da corrente na bobina são apresentadas na tabela 15.

Tabela 15: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos com diversas intensidades de corrente na bobina.

Intensidade da corrente na bobina (A)	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
0,6	77,3 ± 3,0	1,707 ± 0,076
1,0	70,6 ± 2,3	1,669 ± 0,048
2,0	69,8 ± 4,4	1,637 ± 0,088
3,0	77,6 ± 1,7	1,638 ± 0,036

No acompanhamento do processo de cura, com as diversas intensidades de corrente na bobina, foi possível verificar que à medida que se aumentava a intensidade da corrente na bobina os efeitos do campo magnético sobre a resina com as SSF se intensificaram, ao ponto de criar nos corpos de prova, com intensidade de corrente correspondente a 3 A, estruturas dendríticas similares àsquelas reportadas por Jin *et al.* [109] em seus experimentos (ver figura 21 pag. 67). O comportamento da resistência à tração para as diversas intensidades de corrente na bobina avaliadas é apresentado na figura 93. O resultado deste ensaio não pode ser considerado conclusivo porque foi prejudicado pela presença de vazios relativamente grandes. Estes defeitos não foram observados em ensaios anteriores com a fração de 15% SSF, tampouco são ligados ao uso de campos magnéticos. A hipótese mais provável é que sejam decorrentes do desgaste dos moldes que pode ter permitido a entrada de ar. Desta forma, este ensaio precisaria ser repetido para se poder admitir qualquer tipo de conclusão acerca da influência da variação do campo magnético no desempenho mecânico.

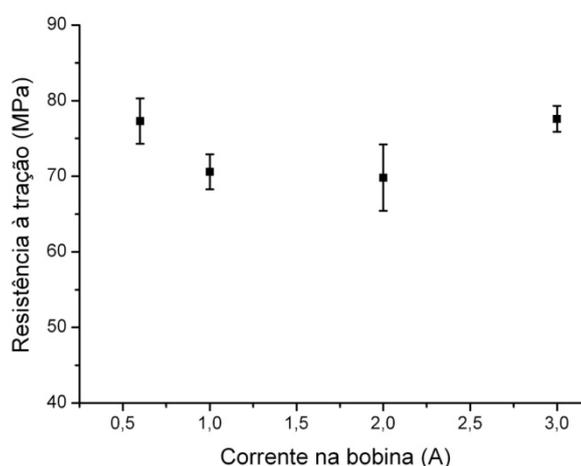


Figura 93: Resistência à tração dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos com diversas intensidades de corrente na bobina.

#### 5.2.1.4 Comparação entre os métodos de controle de cura

Na figura 94 é apresentado um gráfico de resistência à tração para os métodos de cura com as quais os compósitos SSF foram submetidos. Há uma diferença significativa entre o desempenho na resistência mecânica dos compósitos SSF obtidos com o método de cura estática e os demais. Os desempenhos dos compósitos com os métodos de cura dinâmica e em campo magnético foram melhores e similares no comportamento. Em média, a cura em realizada em campo magnético foi em torno de 8% superior à cura dinâmica. Considerando

que a resistência na interface deva ser a mesma para ambos os métodos de cura, o aumento de resistência à tração pode estar relacionado ao alinhamento longitudinalmente das fibras que proporcionou uma melhora na resistência do compósito nesta direção. Em ambos, a composição que apresentou maior resistência à tração foi a com 15% SSF. A utilização de frações superiores a este valor se mostrou desfavorável à medida que a possibilidade de existir defeitos aumenta em razão dos vazios e da maior proximidade entre as fibras. Desta forma, não é recomendada sua utilização em moldes com geometrias complexas com detalhes finos que dificultam o processo de vazamento. Entretanto, no caso de moldes com geometrias mais simples, as dificuldades no vazamento são minimizadas, podendo viabilizar o seu uso e, assim, mesmo com o decréscimo na resistência à tração, pode-se tirar vantagem da fração superior de SSF com objetivos relacionados à maior transferência de calor.

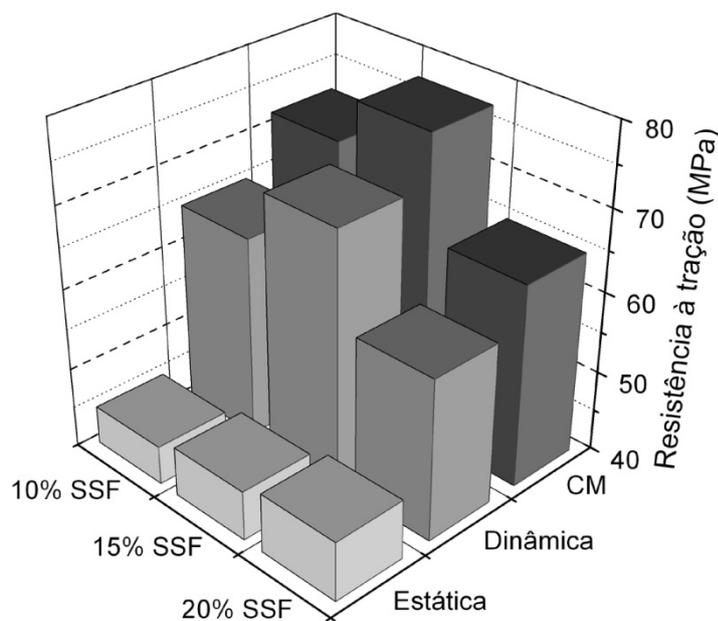


Figura 94: Resistência à tração dos compósitos com SSF e os métodos de cura investigados.

### **5.2.1.5 Comparação com materiais comerciais**

Dentre as frações investigadas, o compósito com 15% SSF se mostrou a composição com melhor desempenho mecânico sob tração com o processo de cura dinâmica. Seus valores de resistência à tração e módulo de elasticidade foram então comparados com os materiais comerciais RenCast e Neukadur que são apresentados na tabela 16.

Tabela 16: Propriedades mecânicas sob tração dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com cura dinâmica.

Composições	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
15% SSF	71,4 ± 3,4	1,926 ± 0,063
RenCast	63,2 ± 1,2	1,380 ± 0,056
Neukadur	70,0 ± 7,1	1,861 ± 0,035

Em termos de resistência à tração, o desempenho do compósito com 15% SSF foi superior ao RenCast que apresentou o valor de 63,2 MPa e comparável ao Neukadur que obteve o valor de 70,0 MPa (figura 95). Considerando que foi realizada apenas a mistura simples entre a resina RenLam e as SSF, sem a adição de agentes compatibilizantes ou preparação da superfície das fibras, o desempenho alcançado pode ser considerado satisfatório.

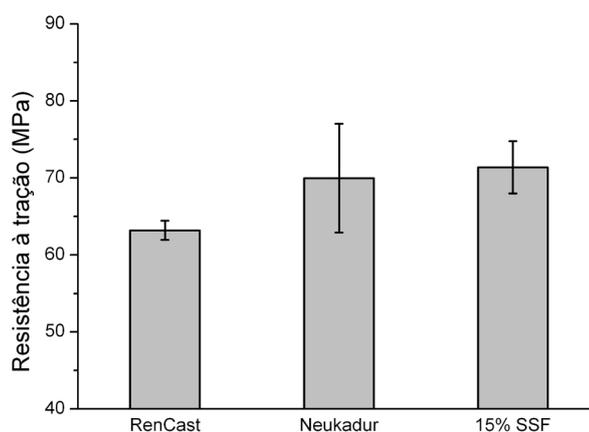


Figura 95: Resistência à tração dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com cura dinâmica.

Apesar do volume ocupado pelas SSF no compósito, e, desta forma, sendo muito inferior que as estimativas de quantidade de carga presente nos materiais comerciais (em torno 30 a 40%), o valor do módulo de elasticidade do compósito com 15% SSF foi comparável ao Neukadur que obteve o valor de 1,861 GPa e superior ao RenCast que apresentou o valor de 1,380 GPa (figura 96).

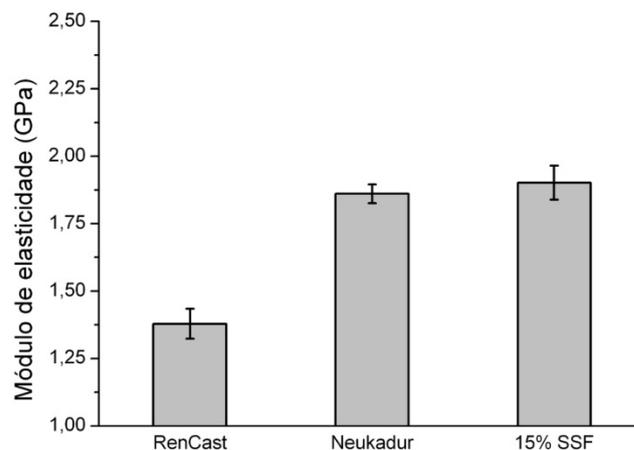


Figura 96: Módulo de elasticidade dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com cura dinâmica.

### 5.2.2 Resistência ao impacto

Os resultados do ensaio de resistência ao impacto dos compósitos SSF, com cura dinâmica, para corpos de prova com raios de entalhe de 0,25 e 1 mm são apresentados na tabela 17.

Tabela 17: Resistência ao impacto dos compósitos SSF com diferentes raios de entalhe.

Composições	Raio do entalhe (mm)	Resistência ao impacto Charpy (kJ.m <sup>-2</sup> )
0% SSF	0,25	1,18 ± 0,54
	1	2,15 ± 0,32
10% SSF	0,25	1,64 ± 0,16
	1	2,10 ± 0,24
15% SSF	0,25	2,73 ± 0,49
	1	2,95 ± 0,46
20% SSF	0,25	3,53 ± 0,54
	1	4,29 ± 0,60

Os resultados de resistência ao impacto para o raio de entalhe de 0,25 mm apresentam uma tendência de aumento à medida que se aumenta a fração de fibras (figura 97). Os valores de resistência ao impacto para os compósitos com 15 e 20% SSF foram de 2,73 e 3,53 kJ.m<sup>-2</sup>, representando aumentos de 2,3 e 2,8 vezes a resistência ao impacto da resina RenLam sem SSF, respectivamente.

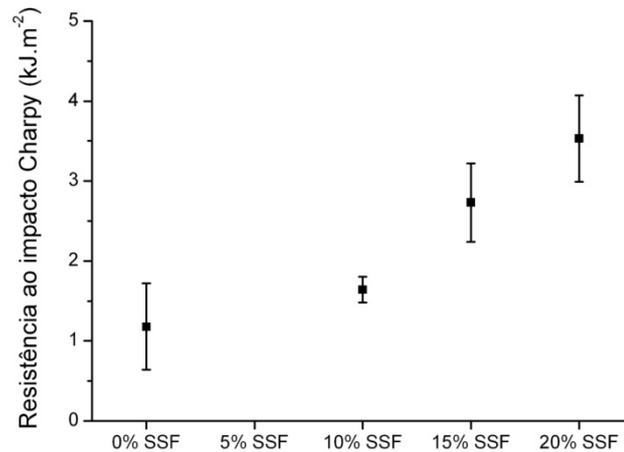


Figura 97: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos comSSF com raio de entalhe de 0,25 mm.

Para o raio de entalhe de 1 mm mantém-se a mesma tendência de aumento da resistência ao impacto, mas não com mesma ordem de grandeza observada no entalhe de 0,25 mm (figura 98). Neste caso, os valores de resistência ao impacto para os compósitos com 15 e 20%SSF foram de 2,95 e 4,29 kJ.m<sup>-2</sup>, representando aumentos de 1,4 e 2 vezes a resistência ao impacto da resina RenLam semSSF, respectivamente.

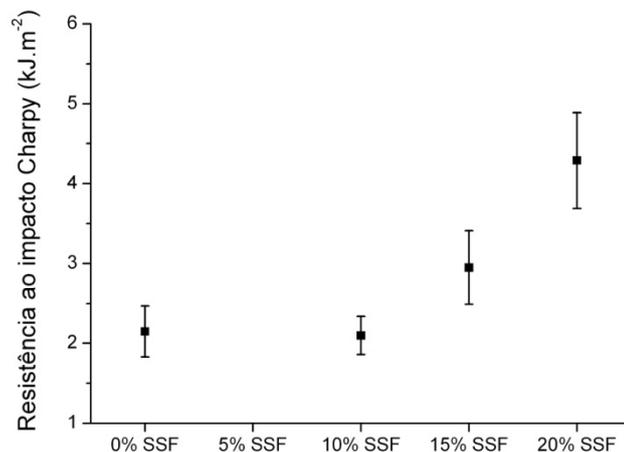


Figura 98: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos comSSF com raio de entalhe de 1 mm.

Para avaliar o desempenho dos compósitos comSSF em relação aos materiais comerciais foram ensaiados corpos de prova fabricados em RenCast e Neukadur. A resistência ao impacto destes materiais em relação aos compósitos com 15 e 20%SSF são apresentados na tabela 18.

Tabela 18: Resistência ao impacto dos compósitos com 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur com diferentes raios de entalhe.

Composições	Raio do entalhe (mm)	Resistência ao impacto Charpy (kJ.m <sup>-2</sup> )
15% SSF	0,25	2,73 ± 0,49
	1	2,95 ± 0,46
20% SSF	0,25	3,53 ± 0,54
	1	4,29 ± 0,60
RenCast	0,25	1,37 ± 0,07
	1	2,89 ± 0,31
Neukadur	0,25	2,06 ± 0,38
	1	2,69 ± 0,33

Para o entalhe de 0,25 mm, os valores de resistência ao impacto do RenCast e do Neukadur são de 1,37 e 2,06 kJ.m<sup>-2</sup>, sendo 50 e 25% abaixo da resistência do compósito com 15% SSF, respectivamente. No caso de serem comparados ao compósito com 20% SSF, os valores de resistência ao impacto são 61 e 42% inferiores.

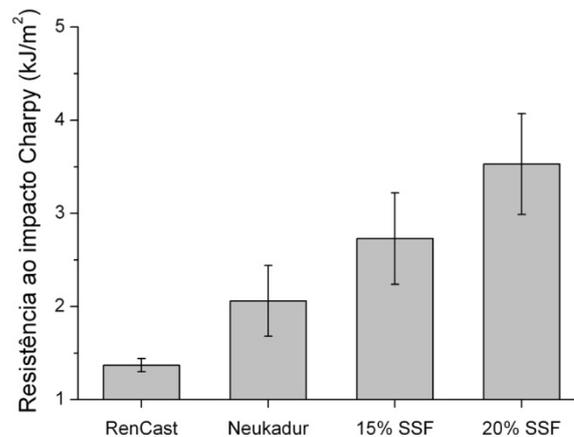


Figura 99: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos com 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur com raio de entalhe de 0,25 mm.

Para o entalhe de 1 mm, os valores de resistência ao impacto do RenCast e do Neukadur são praticamente os mesmos do compósito com 15% SSF. Entretanto, se forem comparados ao compósito com 20% SSF, os valores de resistência ao impacto são em média 35% inferiores.

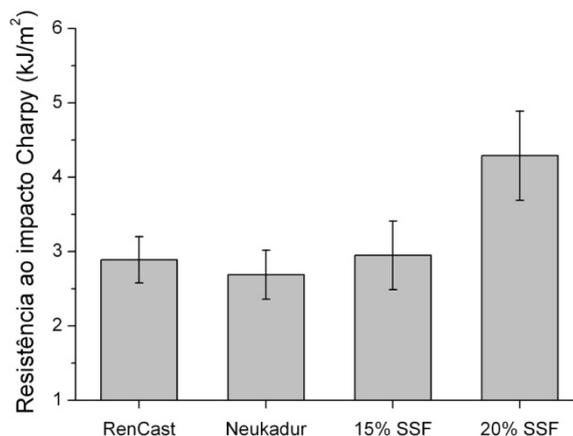


Figura 100: Resistência ao impacto Charpy dos compósitos com 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur com raio de entalhe de 1 mm.

Os resultados nos ensaios de resistência ao impacto permitem concluir que a adição de SSF acarretou no aumento da tenacidade do material, sobretudo no caso mais crítico que foi o com o raio de entalhe de 0,25 mm. Por um lado, isto representa uma vantagem dos compósitos com SSF perante os materiais comerciais RenCast e Neukadur, principalmente, quando a geometria do molde tiver um alto fator de concentração de tensão. Por outro lado, o aumento da tenacidade pode estar relacionado a uma fraca resistência ao cisalhamento interfacial entre a fibra e a resina. A razão para isto é a maior parcela de energia que deve ser consumida no descolamento entre a fibra e resina, fazendo com que neste processo a trinca ramifique-se [128, 131].

Para avaliar o mecanismo de fratura dos diferentes materiais realizou-se um exame microscópico. De maneira geral, as superfícies de fratura dos corpos de prova mostram que as falhas se dão de forma frágil com a fratura ocorrendo de forma intergranular envolvendo o descolamento e arrancamento das partículas e/ou fibras à medida que a frente de propagação da trinca avança.

Para o RenCast, na superfície de fratura com entalhe 0,25 mm (a) é possível observar um aspecto menos rugoso que na superfície de fratura com 1 mm (b) (figura 101). Isto é um indicativo da grande diferença na resistência ao impacto que este material apresentou para os diferentes tipos de entalhe. Além disso, mostra que o material apresenta uma maior sensibilidade a entalhes com alto fator de concentração de tensão. A menor variação na superfície de fatura é um indicativo de uma alta resistência ao cisalhamento interfacial entre a carga e a resina. Na Figura 102 é possível avaliar com maior detalhamento a superfície de

fratura do RenCast. Aparentemente, a superfície menos rugosa está relacionada às partículas presentes no material serem de tamanho bastante reduzido. Os espectros de EDX, realizado no RenCast identificaram a presença de alumínio e carbonato de cálcio, o primeiro na forma de partículas e plaquetas e o segundo, na forma de partículas (Anexo 7, figura 150).

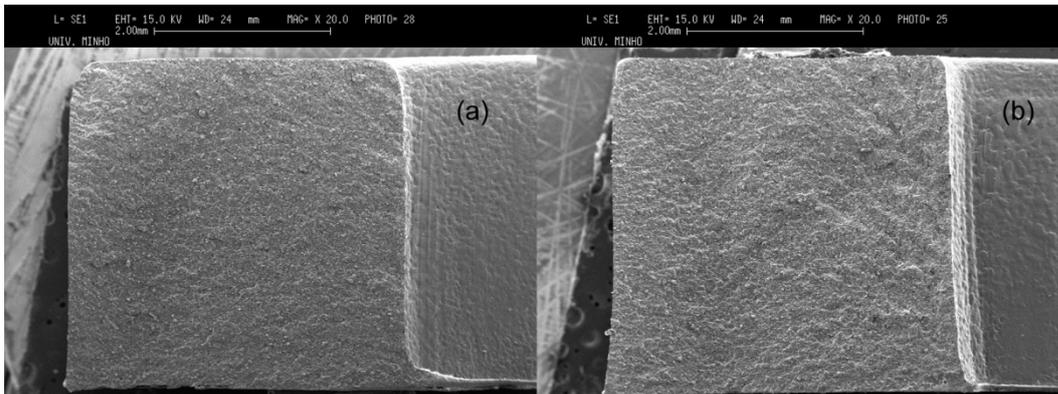


Figura 101: Superfícies de fratura do corpo de prova em RenCast com entalhes de (a) 0,25 mm e (b) 1 mm.

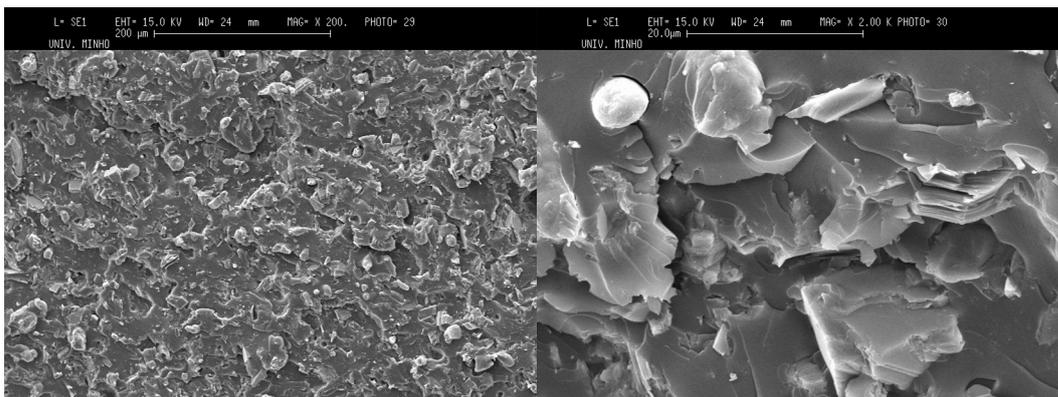


Figura 102: Ampliação da superfície de fratura do corpo de prova em RenCast.

Para as superfícies de fratura do Neukadur, apresentadas na figura 103, não se observaram diferenças significativas para os entalhes de 0,25 mm (a) e de 1 mm (b). Os resultados em termos de resistência ao impacto podem estar relacionados ao tamanho de partícula que apresenta-se maior e a superfície de fratura mais rugosa que o RenCast (figura 104). Os espectros de EDX identificaram no Neukadur a presença partículas de alumínio e ferro, bem como, o carbonato de cálcio na forma de partículas e plaquetas (Anexo 7, figura 151).

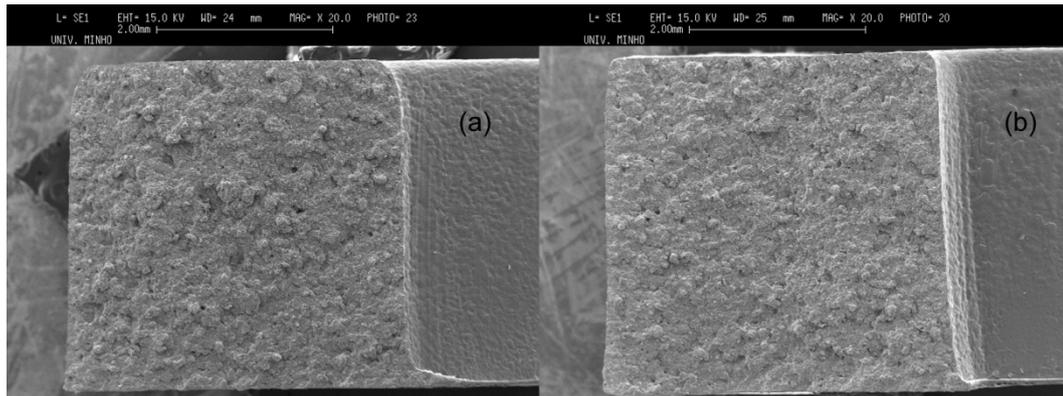


Figura 103: Superfícies de fratura do corpo de prova em Neukadur com entalhes de (a) 0,25 mm e (b) 1 mm.

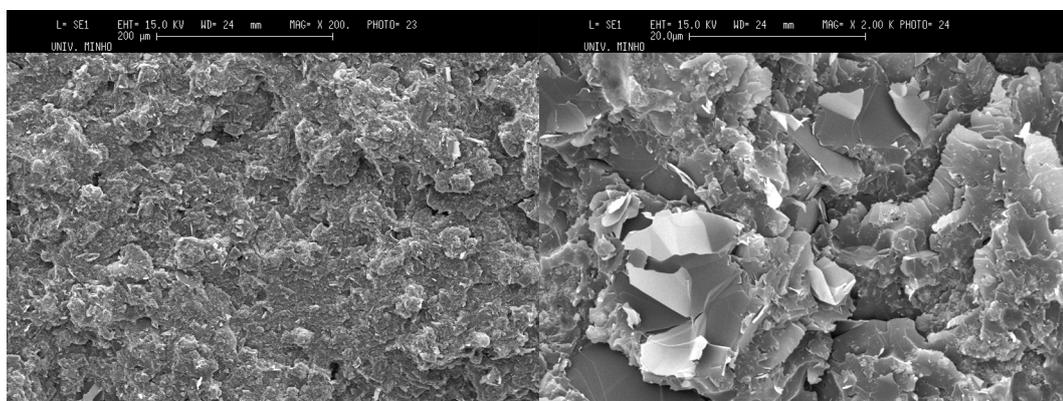


Figura 104: Ampliação da superfície de fratura do corpo de prova em Neukadur.

Para o compósito com 15% SSF, a superfície de fratura é bastante irregular mostrando que a trinca apresentou bastante dificuldade para sua propagação através da seção transversal do corpo de prova (figura 105). Nas figuras, não se nota diferença significativa entre as superfícies dos entalhes de 0,25 mm (a) e de 1 mm (b) que explica a pouca diferença no valor de resistência ao impacto apresentada nos dois casos.

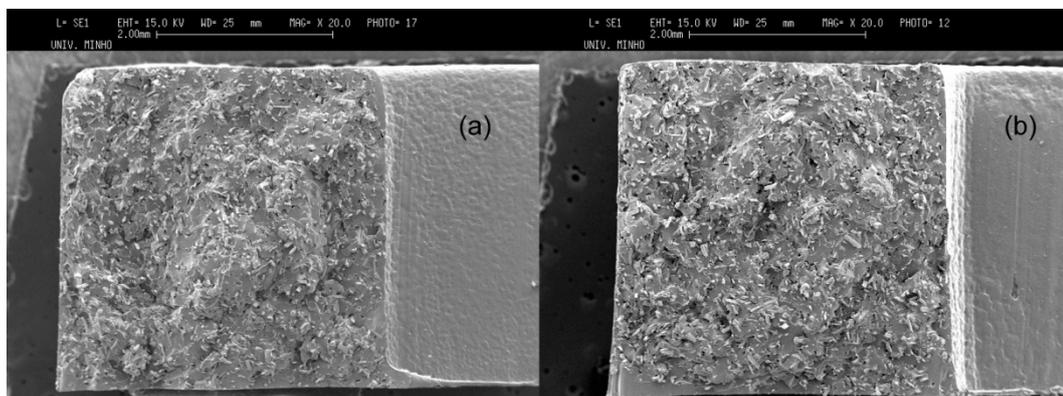


Figura 105: Superfícies de fratura do corpo de prova em compósito com 15% SSF com entalhes de (a) 0,25 mm e (b) 1 mm.

Na figura 106 é apresentada uma ampliação da superfície de fratura do compósito com 15% SSF. Na maior parte da superfície de fratura as fibras são simplesmente arrancadas (a) o que corrobora com a hipótese de que o aumento da tenacidade pode estar relacionado a uma resistência ao cisalhamento interfacial não muito forte entre a fibra e a resina. Contudo, não é incomum a presença de algumas fibras rompidas por tração na sua seção transversal (b), entretanto, isto se deve muito mais pela forma irregular das SSF que favorece a ancoragem mecânica.

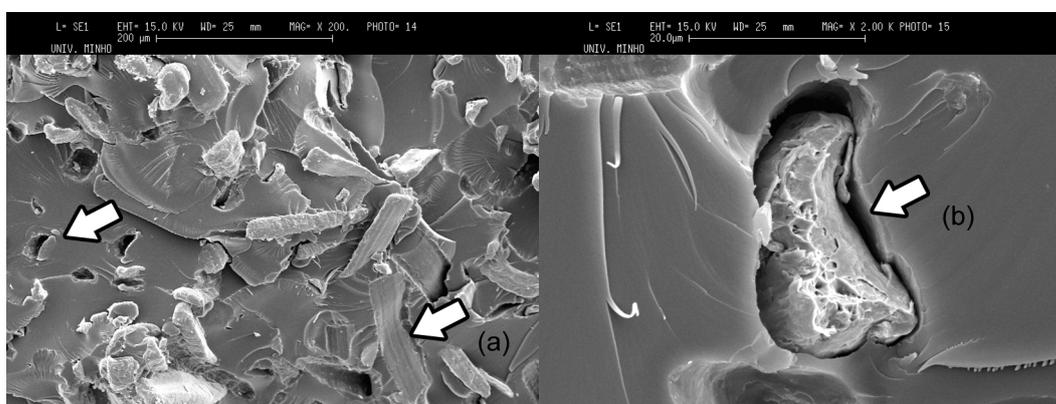


Figura 106: Ampliação da superfície de fratura do compósito com 15% SSF: (a) descolamento de fibra e (b) rompimento da fibra.

### 5.2.3 Avaliação da resistência e do comportamento dinâmico-mecânico sob flexão

O comportamento à flexão é importante na moldagem por injeção durante o preenchimento da cavidade em moldes que apresentam pinos e ressaltos na sua geometria. A tabela 19 apresenta os valores de resistência à flexão e de módulo de elasticidade obtidos para os compósitos com SSF.

Tabela 19: Resistência à flexão e módulo de elasticidade dos compósitos SSF com cura dinâmica.

Composições	Resistência à flexão (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
0% SSF	n.p.	2,147 ± 0,304
10% SSF	77,4 ± 1,8	3,828 ± 0,218
15% SSF	84,2 ± 3,0	4,658 ± 0,307
20% SSF	64,7 ± 3,3	4,249 ± 0,260

n.p. - Ruptura não verificada até o limite de carga da máquina.

Na figura 107 é possível verificar que o comportamento sob flexão para os compósitos com SSF foi similar ao ocorrido sob tração. O compósito com 10 % SSF obteve um valor de resistência à flexão de 77,4 MPa e para o compósito com 15% SSF a resistência aumenta para 84,2 MPa. A partir desta fração observa-se um decréscimo no valor da resistência à flexão em razão dos mesmos problemas relacionados com a resistência à tração.

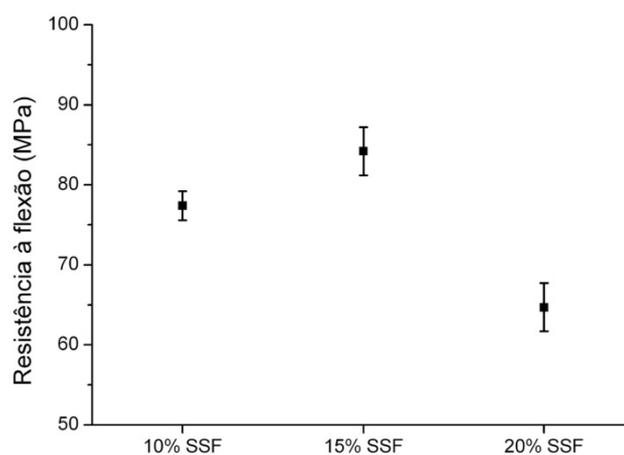


Figura 107: Resistência à flexão dos compósitos com SSF.

Em relação ao módulo de elasticidade (figura 108), observa-se que os valores para os compósitos com 10 e 15% SSF são, respectivamente, de 3,828 e 4,658 GPa. Estes valores representam aumentos de 1,8 e 2,2 vezes. Ao contrário que aconteceu para o comportamento sob tração, para o compósito com 20% SSF, houve uma queda significativa no valor do módulo de elasticidade para 4,249 MPa.

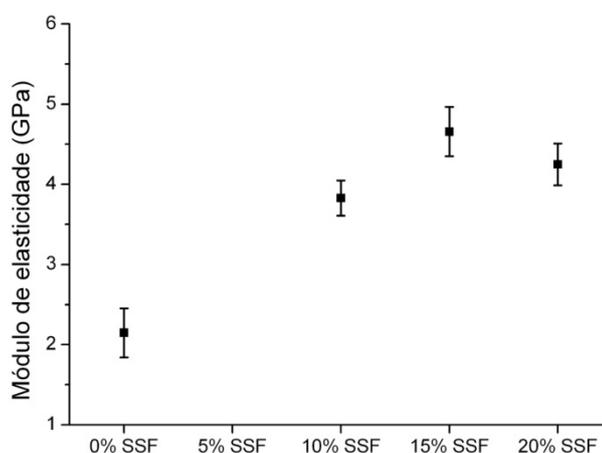


Figura 108: Módulo de elasticidade à flexão dos compósitos com SSF.

Assim como para a resistência à tração, o valor de resistência à flexão do compósito com 15% SSF foi comparada com os valores de resistência dos materiais comerciais RenCast e Neukadur (tabela 20).

Tabela 20: Propriedades mecânicas sob flexão dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.

Condições	Resistência à flexão (MPa)	Módulo à flexão (GPa)
15% SSF	84,2 ± 3,0	4,658 ± 0,307
RenCast	69,1 ± 3,3	4,474 ± 0,159
Neukadur	87,3 ± 4,7	6,148 ± 0,240

O valor de resistência à flexão do RenCast foi de 69,1 MPa e, para o Neukadur o valor da resistência à flexão foi de 87,3 MPa (figura 109). Assim, a resistência do compósito com 15% SSF situa-se entre os valores obtidos pelos materiais comerciais, sendo 22% maior que o RenCast e apenas 4% menor que o Neukadur.

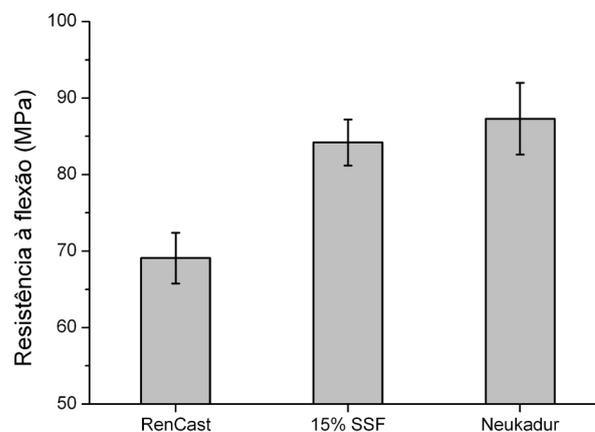


Figura 109: Resistência à flexão dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.

Para o módulo de elasticidade à flexão os materiais comerciais RenCast e Neukadur obtiveram valores de 4,474 e 6,148 GPa, respectivamente. Em relação a esta propriedade, o desempenho do compósito com 15% SSF mostrou um comportamento 4% superior ao RenCast e 24% inferior ao Neukadur. Esta diferença significativa se deve, provavelmente, ao fato da flexão se tratar de uma sollicitação mecânica com esforços de tração e compressão combinados que em razão da maior fração de carga, pode justificar a maior rigidez do Neukadur.

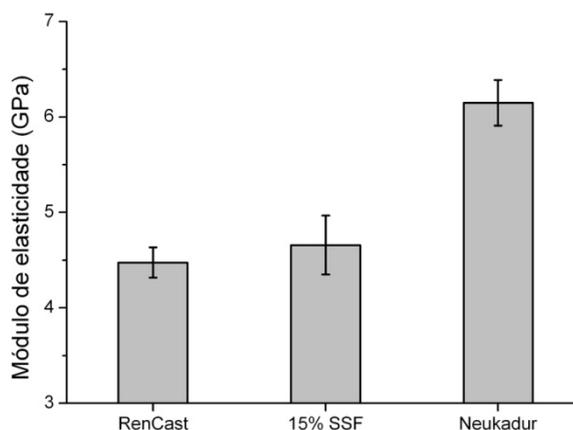


Figura 110: Módulo de elasticidade à flexão dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.

Os ensaios para avaliação do comportamento dinâmico-mecânico foram realizados para medir a resistência em função da temperatura. No gráfico da figura 111 é possível verificar que o aumento da fração de SSF promove o aumento do valor do módulo de armazenamento ( $E'$ ) para 4,314 e 6,790 GPa nos compósitos com 10 e 15% SSF. Isto representa um aumento de 2,3 e 3,7 vezes em relação à resina RenLam sem SSF que apresentou o valor de 1,838 GPa. Para o compósito com 20% SSF  $E'$  apresenta uma queda para 4,860 GPa, sendo 40% inferior ao módulo do compósito com 15% SSF. A tangente de perda ( $\tan \delta$ ) permite avaliar a dissipação de energia no material e perda de rigidez. Um valor menor de  $\tan \delta$  representa uma maior rigidez [132]. A resina RenLam sem SSF apresentou um valor de  $\tan \delta$  de 0,32. Para os compósitos com 10 e 15% SSF, os valores de  $\tan \delta$  diminuem de 0,28 para 0,24, respectivamente, refletindo um aumento na rigidez. Para o compósito com 20% SSF o valor de  $\tan \delta$  aumenta para 0,28, indicando uma redução na rigidez, entretanto este comportamento pode estar relacionado à ocorrência de poros nos corpos de prova. Na figura, é possível observar o deslocamento da  $\tan \delta$  que possivelmente indica que existe uma interação entre a resina RenLam e as SSF. Isto pode também estar relacionado à quantidade maior de SSF que por ter uma boa condutividade térmica, facilita o aumento da densidade de ligações cruzadas de partes da resina ainda não estavam totalmente curadas. A partir das curvas de  $\tan \delta$  foram determinados os valores da  $T_g$  para as referidas composições (tabela 21). Também é possível verificar que o aumento da fração de SSF promoveu um aumento da  $T_g$ . Os compósitos com 15 e 20% SSF apresentaram  $T_g$  de 192,8 e 201,1 °C, sendo que estes valores representam aumentos de 15 e 24°C, respectivamente.

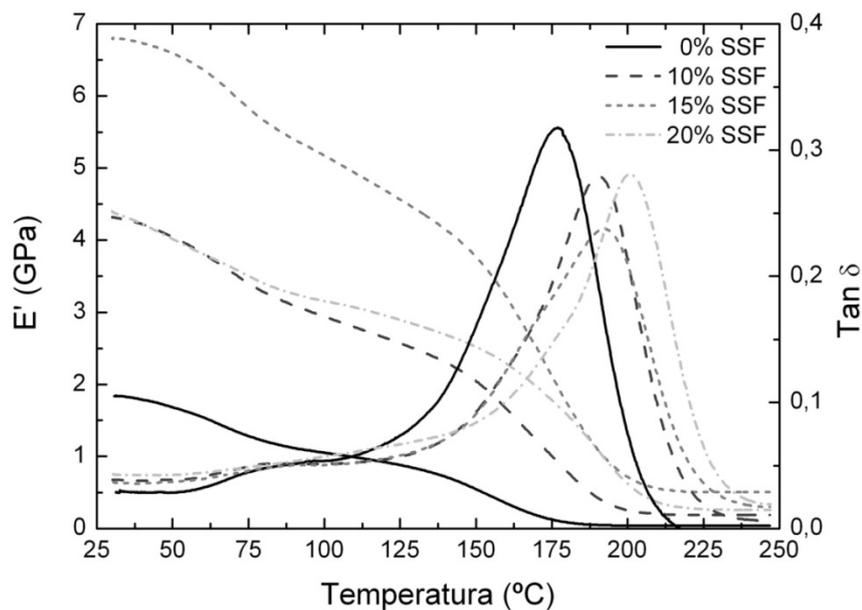


Figura 111: Comportamento dinâmico-mecânico à flexão com variação da temperatura dos compósitos com SSF.

Tabela 21: Valores da  $T_g$  dos compósitos com SSF.

Composições	$T_g$ (°C)
0% SSF	177,1
10% SSF	190,6
15% SSF	192,8
20% SSF	201,1

Na figura 112 são apresentadas as curvas do comportamento dinâmico-mecânico com a variação da temperatura para os materiais comerciais. Os valores do módulo de armazenamento foram de 4,665 e 7,230 GPa, para o RenCast e o Neukadur, respectivamente. Apesar do compósito com 15% SSF apresentar um valor do  $E'$  inferior ao do Neukadur, a partir de 100°C os valores se equiparam e o compósito SSF se mantém com valor superior para além desta temperatura. Em relação ao Neukadur e RenCast, que obtiveram valores de 141,7 e 155,7°C para a  $T_g$  (tabela 22), o compósito com 15% SSF apresentou uma  $T_g$  superior em 36 e 24%, respectivamente. Como as solicitações que serão impostas aos moldes são de natureza termomecânica, o valor mais alto da  $T_g$  pode representar uma maior vida útil na moldagem de termoplásticos de maior temperatura de processamento para o compósito com 15% SSF.

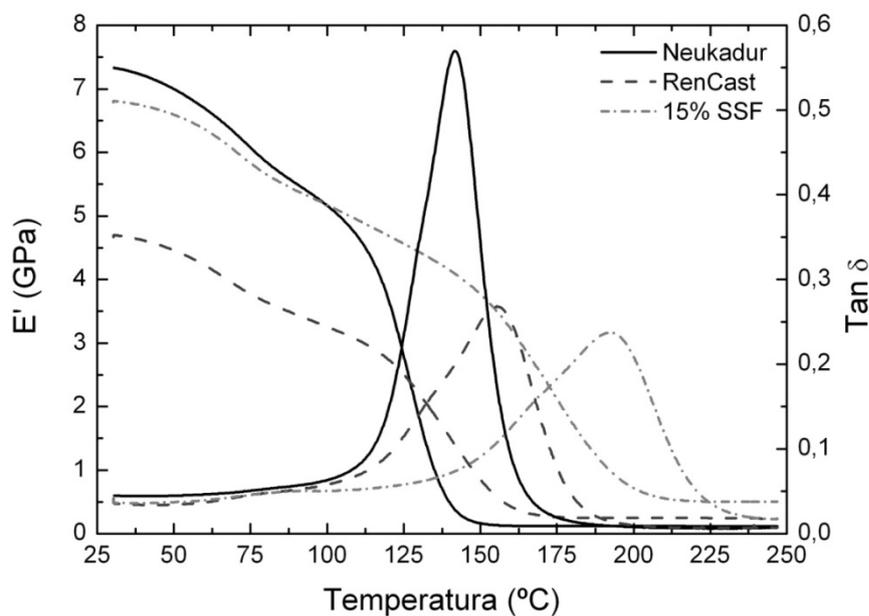


Figura 112: Comportamento dinâmico-mecânico à flexão com variação da temperatura dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.

Tabela 22: Valores da  $T_g$  dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.

Composições	$T_g$ (°C)
15% SSF	192,8
Neukadur	141,7
RenCast	155,7

#### 5.2.4 Medidas de condutividade térmica

Os valores de condutividade térmica obtidos nos compósitos com SSF são apresentados na tabela 23.

Tabela 23: Valores de condutividade térmica dos compósitos com SSF.

Composições	Condutividade térmica ( $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ )
0% SSF	$0,198 \pm 0,006$
10% SSF	$0,353 \pm 0,011$
15% SSF	$0,392 \pm 0,012$
20% SSF	$0,453 \pm 0,014$

Na figura 113 é possível visualizar a existência de uma tendência linear crescente da condutividade térmica com o aumento da fração de SSF. Os compósitos com 15 e 20% SSF apresentaram condutividades térmicas com valores de  $0,392$  e  $0,453$   $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$  que são em 2, e 2,3 vezes a condutividade da resina RenLam sem SSF. Comparando estes valores com os obtidos em compósitos com partículas de ferro [65], os compósitos com SSF apresentam o dobro da condutividade para frações em volume equivalentes. Isto confirma a hipótese que há influência da forma da carga e da interconectividade entre as mesmas no comportamento da condutividade térmica do compósito discutida na seção 2.4.

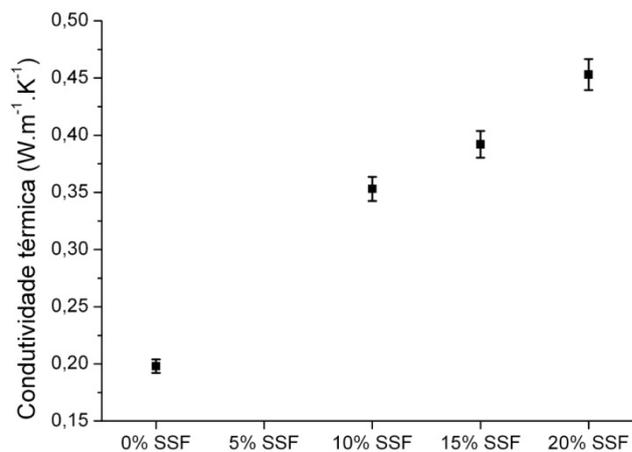


Figura 113: Valores de condutividade térmica dos compósitos com SSF.

Os valores da condutividade térmica também foram determinados para os compósitos comerciais, sendo apresentados na tabela 24.

Tabela 24: Valores de condutividade térmica para os compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.

Composições	Condutividade térmica ( $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ )
15% SSF	$0,392 \pm 0,012$
RenCast	$0,361 \pm 0,011$
Neukadur	$0,494 \pm 0,015$

Na figura 114 é possível verificar que o compósito com 15% SSF apresenta uma condutividade térmica que se situa entre os compósitos comerciais. O RenCast apresentou um valor de condutividade de  $0,361$   $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ , enquanto o Neukadur obteve  $0,494$   $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ . Desta forma, o compósito com 15% SSF apresentou um valor 9% superior ao primeiro e 21%

inferior ao segundo. Considerando que o RenCast apresenta uma fração em volume em torno de 30% e o Neukadur, certamente, uma fração superior a 30%, os compósitos com SSF apresentaram um bom desempenho em termos de condutividade térmica.

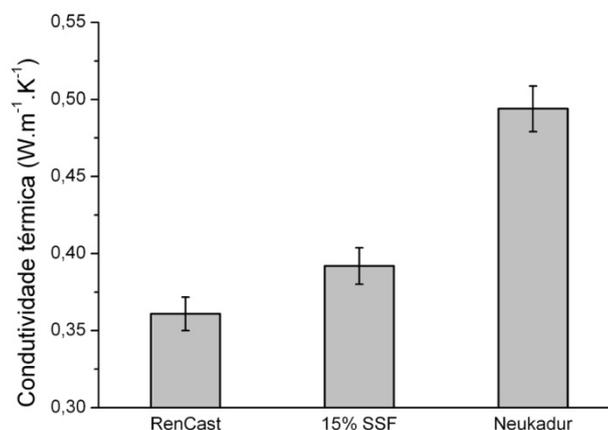


Figura 114: Valores de condutividade térmica para os compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur.

A influência do campo magnético na condutividade térmica foi investigada no compósito com 15% SSF em campos gerados em 1, 2 e 3 A. Os valores destas amostras são apresentados na tabela 25.

Tabela 25: Valores de condutividade térmica dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos (na direção de medição) com diversas intensidades de corrente na bobina.

Intensidade da corrente na bobina (A)	Condutividade térmica (W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )
1	0,656 ± 0,020
2	0,672 ± 0,020
3	0,687 ± 0,021

O aumento na condutividade apresenta uma tendência linear positiva com a intensidade do campo magnético. Em estudos iniciais deste trabalho, que empregaram o uso de campos magnéticos em compósitos com partículas de ferro, o aumento médio foi de 48% [114]. Os valores referentes às amostras com 15% SSF foram em média de 0,672 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>, sendo 71% superiores ao compósito contendo a mesma fração em volume com cura dinâmica e 36% superior ao Neukadur. A organização das fibras no compósito numa direção preferencial e a formação de caminhos que facilitam o fluxo de calor são os principais fatores que levaram a este aumento corroborando, novamente, com a hipótese que a influência da

forma da carga e da interconectividade entre as mesmas melhoram a condutividade térmica do compósito.

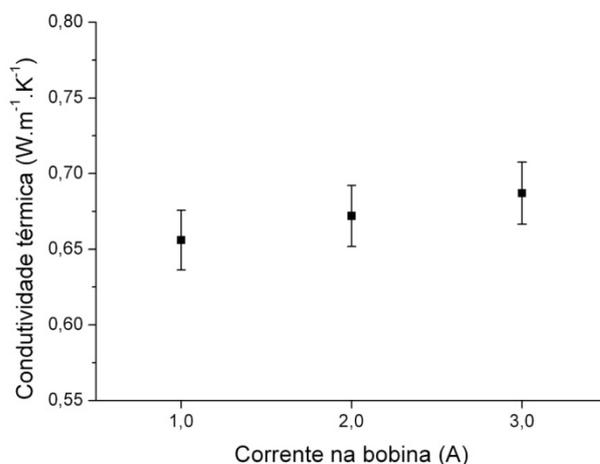


Figura 115: Condutividade térmica dos compósitos com 15% SSF e cura em campos magnéticos com diversas intensidades de corrente na bobina.

### 5.2.5 Avaliação da variação dimensional

Os resultados da variação dimensional para os diversos materiais investigados neste trabalho são apresentados no Anexo 8. De maneira geral, os resultados tiveram uma grande variação nas medidas para a cura, bem como, na pós-cura. Algumas medidas se mostraram superiores aos valores normalmente esperados para estes materiais. A possível causa para estas variações se deve ao procedimento adotado para realizar as medições na MMC, combinado com as variações na superfície do protótipo fabricado por estereolitografia pelo efeito escada [25, 56, 62]. O procedimento foi falho na escolha do plano de referência que determina o sistema de medição do eixo Z. As cotas nos eixos X e Y são dependentes ao plano de referência e, como existe a variação na cota Z, as imperfeições na superfície do modelo levam a um erro de medição. Um exemplo claro disto é referente à cota E onde os valores de contração na cura variaram de 1 a 14% o que evidentemente corresponde a um erro de medição. Outras cotas que também apresentaram problemas foram: C, J e N. Em razão destes problemas de medição que não puderam ser corrigidos e/ou refeitos em tempo útil, esta avaliação não pode ser considerada conclusiva, destinado-se a fins qualitativos.

Apenas as cotas A e B que representam a base no corpo de prova, são as cotas que representam de maneira mais confiável os valores de contração. Em relação à cura (figura 116a), observa-se que a resina RenLam tem uma contração de 0,58%. A incorporação de SSF diminuiu o percentual de contração. Para o compósito com 15% SSF o valor foi de 0,23% e para o compósito com 20% SSF o valor ficou próximo de zero. Em relação à pós-cura (figura

116b), os materiais apresentam uma variação negativa, ou seja, expandiram-se em relação à cota de cura. Nos compósitos SSF, esta expansão se manteve estável em 0,24% e a variação na fração de SSF não acarretou na variação da contração.

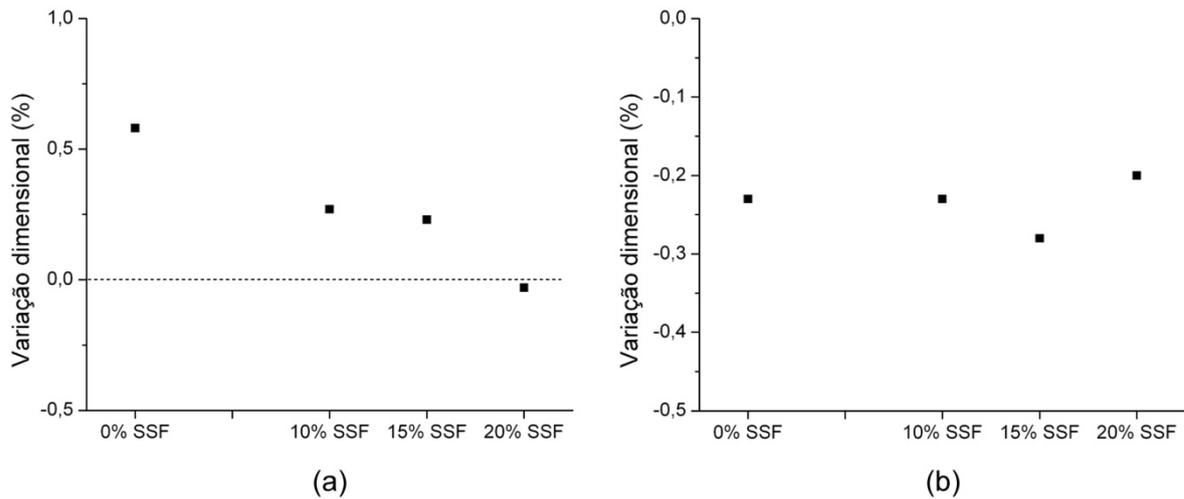


Figura 116: Variação dimensional nas cotas A e B dos compósitos SSF: (a) cura e (b) pós-cura.

Na figura 117 são apresentados os gráficos referentes à contração em função da distância nominal a ser medida. Apesar da grande dispersão dos pontos, pode-se admitir que para a cura (a) a maior parte dos pontos situa-se acima da linha de variação dimensional zero e para a pós-cura (b) situa-se abaixo. Isto ratifica as conclusões para as cotas A e B. Além disso, pode-se verificar que quanto maior à distância a ser medida, menores são as dispersões nas medidas, ou seja, o erro de medição causado pelo efeito escada é atenuado.

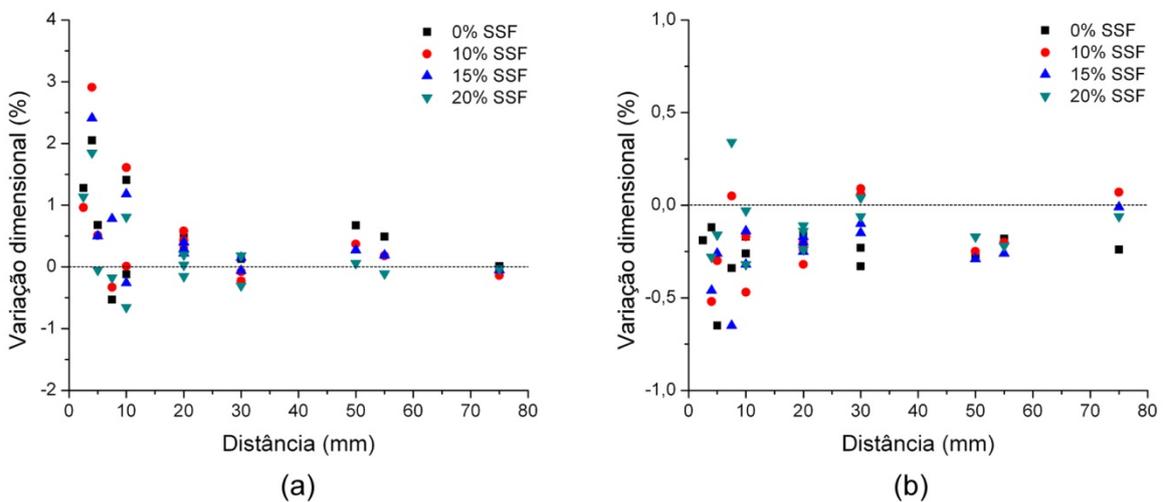


Figura 117: Variação dimensional em função da distância nominal: (a) cura e (b) pós-cura.

Conforme pode ser observado na figura 118, os materiais comerciais apresentaram praticamente a mesma tendência para a variação dimensional verificada nos compósitos com SSF. Para a cura (a) os valores do RenCast e do Neukadur foram em torno de 0,05%, inferiores ao compósito com 15% SSF. O valor de quase três vezes menor se deve, em grande parte, à maior fração de carga presente nos materiais comerciais. Em relação à contração de pós-cura (b), o compósito com 15% SSF apresentou um valor de expansão situado entre o Neukadur e RenCast que obtiveram -0,28 e -0,13%, respectivamente.

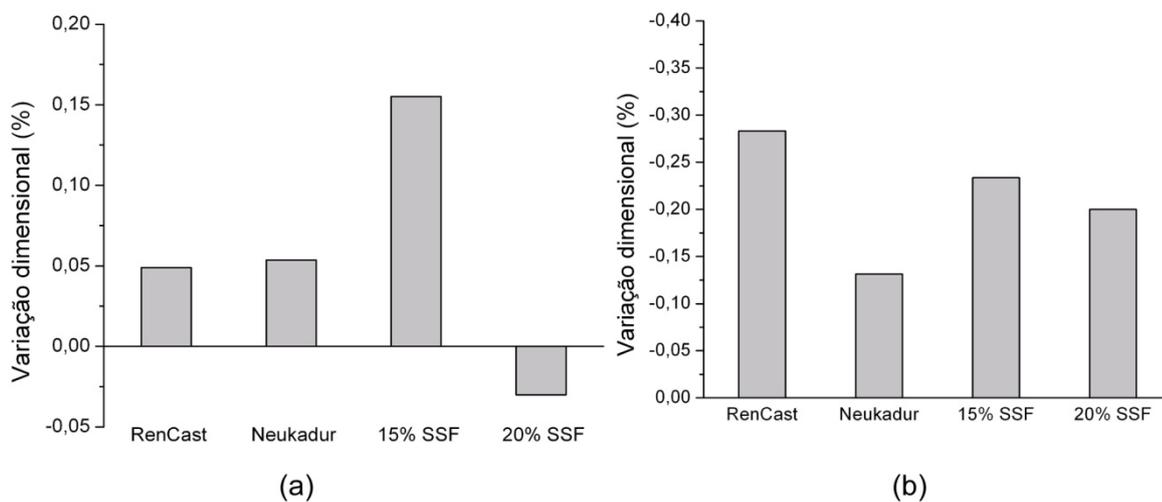


Figura 118: Variação dimensional nas cotas A e B dos compósitos 15 e 20% SSF, RenCast e Neukadur: (a) cura e (b) pós-cura.

### **5.2.6 Coeficiente de atrito**

Na tabela 26 são apresentados os valores de rugosidade média das amostras submetidas ao ensaio para determinação do coeficiente de atrito estático. Para cada condição, além dos corpos de prova obtidos diretamente dos moldes de silicone, avaliou-se um grupo onde realizou-se acabamento até a lixa de grana P4000.

Tabela 26: Valores de rugosidade média dos compósitos com SSF com e sem acabamento.

Composições	Acabamento	Rugosidade $R_a$ ( $\mu\text{m}$ )
0% SSF	Não	$1,11 \pm 0,13$
	Sim	$0,07 \pm 0,03$
10% SSF	Não	$1,52 \pm 0,13$
	Sim	$0,36 \pm 0,11$
15% SSF	Não	$1,29 \pm 0,17$
	Sim	$0,75 \pm 0,16$
20% SSF	Não	$1,15 \pm 0,30$
	Sim	$0,75 \pm 0,19$

Através da figura 119 é possível verificar que para os compósitos sem acabamento o aumento na fração de fibras acarretou na diminuição na rugosidade média de 1,52 até 1,15  $\mu\text{m}$ , respectivos aos compósitos com 10 e 20% SSF. No caso das amostras que tiveram acabamento, o efeito do aumento na fração de fibras foi contrário, subindo de 0,36  $\mu\text{m}$ , para o compósito com 10% SSF, até 0,75  $\mu\text{m}$  para compósito com 20% SSF.

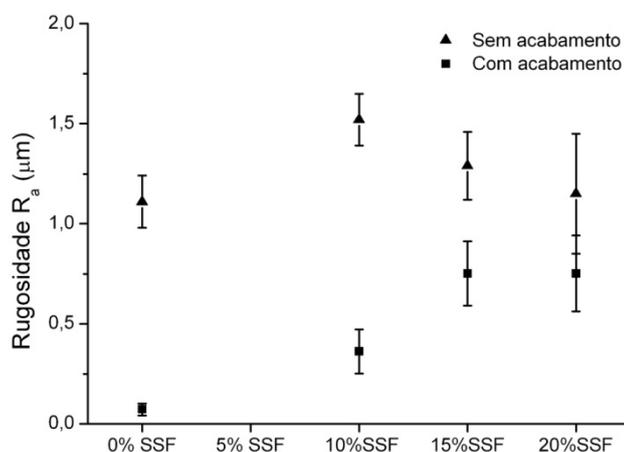


Figura 119: Rugosidade média dos compósitos com SSF com e sem acabamento.

A razão para estes efeitos contrários pode ser elucidada através da observação da figura 120. Nos compósitos não acabados (a) as fibras estão totalmente imersas na resina. Durante a cura, ocorre a contração da resina e, como as fibras não contraem, introduzem distorções na superfície do compósito. À medida que se aumenta a fração de fibras, as distorções na superfície tornam-se menos perceptíveis. Já para o caso dos compósitos que formam acabados (b), a camada que recobre as fibras é removida no lixamento. Em

conseqüência deste processo, algumas fibras são arrancadas da superfície do compósito deixando nos locais, as respectivas depressões. O aumento da rugosidade média se deve à remoção das fibras e quanto maior a fração de fibras, maior a tendência de remoção.

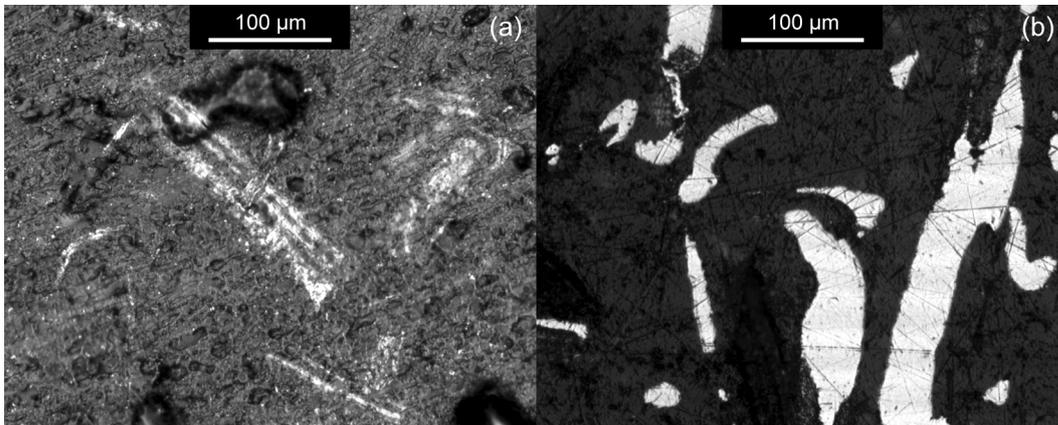


Figura 120: Micrografias do compósito 15% SSF nos estados: (a) sem e (b) com acabamento.

Para exemplificar o efeito de lixamento no compósito 20% SSF, uma micrografia foi trabalhada em um *software* de tratamento de imagens e o aspecto geral da superfície foi reconstruído a partir da diferença de tons (figura 121). É possível verificar que uma grande parcela das fibras presentes na superfície é arrancada durante processo de acabamento.

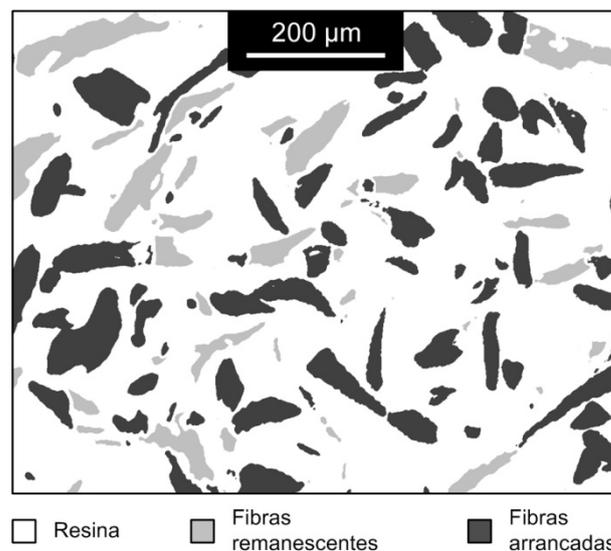


Figura 121: Reconstrução da superfície do compósito 20% SSF após acabamento.

Os valores de rugosidade média da amostras também foram medidos para os compósitos comerciais RenCast e Neukadur, sendo apresentados na tabela 27.

Tabela 27: Valores de rugosidade média dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com e sem acabamento.

Composições	Acabamento	Rugosidade $R_a$ ( $\mu\text{m}$ )
15% SSF	Não	$1,29 \pm 0,17$
	Sim	$0,75 \pm 0,16$
RenCast	Não	$1,50 \pm 0,09$
	Sim	$0,18 \pm 0,09$
Neukadur	Não	$1,20 \pm 0,15$
	Sim	$0,36 \pm 0,07$

Em comparação com o compósito com 15% SSF, os materiais comerciais RenCast e, Neukadur no estado não acabado, apresentam praticamente a mesma rugosidade média, com valores de 1,50 e 1,20  $\mu\text{m}$ , respectivamente (figura 122). Entretanto, com o acabamento, a rugosidade média do compósito com 15% SSF fica muito acima dos valores dos materiais comerciais que têm 0,18 e 0,36  $\mu\text{m}$ , respectivamente.

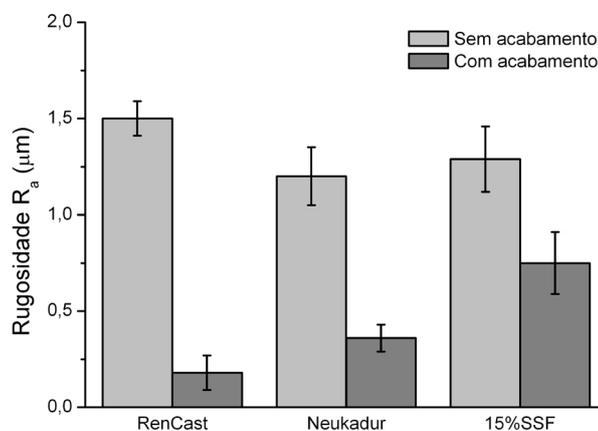


Figura 122: Rugosidade média dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur com e sem acabamento.

A razão para esta diferença se deve ao tamanho das partículas utilizadas nos compósitos comerciais. Assim como nos compósitos com SSF, as partículas metálicas são arrancadas durante o acabamento, entretanto, por apresentarem uma distribuição granulométrica inferior as SSF, o efeito na rugosidade média é menor (figura 123). Além disso, ambos os materiais apresentam carga de carbonato de cálcio que tende a se desgastar ao invés de ser arrancado da superfície.

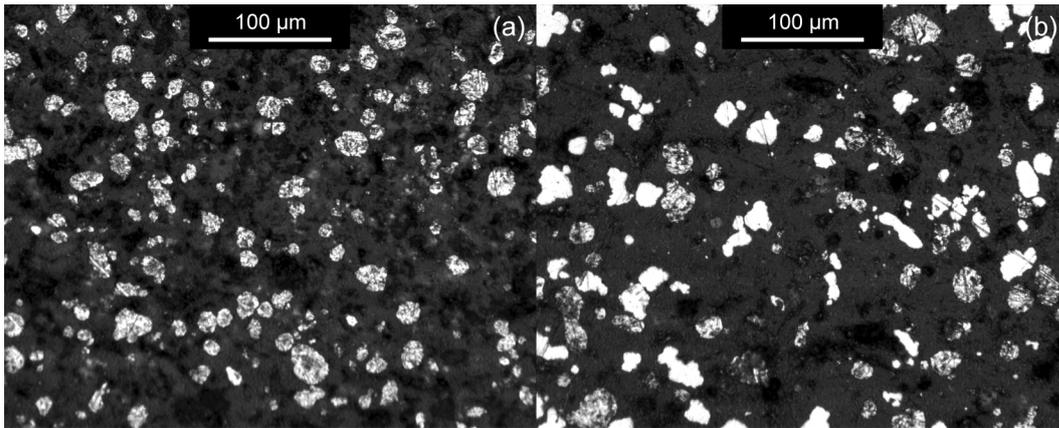


Figura 123: Micrografias dos compósitos comerciais (a) RenCast e (b) Neukadur após acabamento.

### 5.2.6.1 Efeito da rugosidade

A figura 124 apresenta o resultado do coeficiente de atrito medido nos compósitos com SSF. Para a resina sem carga, a diminuição da rugosidade através do acabamento leva ao aumento do coeficiente de atrito estático de 0,33 para 0,39, possivelmente devido afinidade entre as superfícies do contra-corpo e da peça moldantes. Nos compósitos com SSF sem acabamento, o aumento da fração de fibras acarretou na diminuição do coeficiente de atrito estático de 0,40 para 0,32, do compósito com 10% SSF para o com 15% SSF. Apesar da remoção das fibras, os compósitos SSF que tiveram acabamento superficial apresentaram coeficientes de atrito menores que os não acabados, diminuindo de 0,33 para 0,30 para as mesmas frações supracitadas. Isto pode ser explicado pelo aspecto menos rugoso e a exposição das fibras, diminuindo a tendência de afinidade química. Em ambas, observa-se a tendência de estabilização do coeficiente após 15% SSF.

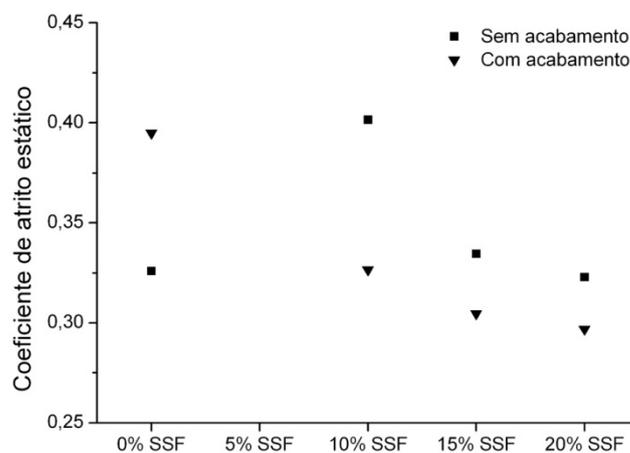


Figura 124: Coeficiente de atrito estático para os compósitos com SSF nos estados: sem e com acabamento (pressão de 350 kPa).

A diferença no coeficiente de atrito estático nas duas situações de acabamento para o compósito com 15% SSF foi menor que o apresentado para os materiais comerciais. O RenCast e o Neukadur obtiveram valores de coeficiente de atrito estático de 0,31 e 0,34 sem acabamento e de 0,23 e 0,26 com acabamento. Isto se deve aos menores valores de rugosidade que estes materiais tiveram após o acabamento.

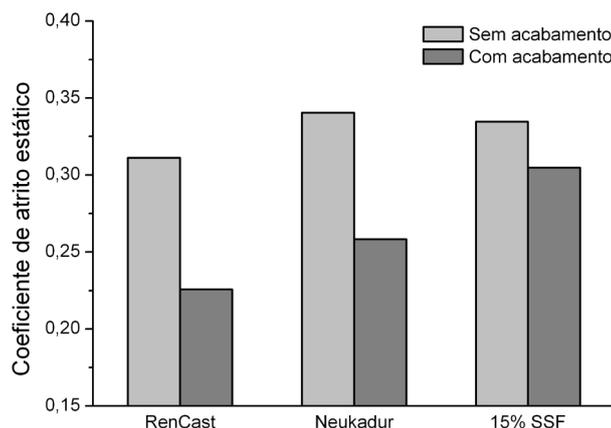


Figura 125: Coeficiente de atrito estático dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur: sem e com acabamento (pressão de 350 kPa).

#### 5.2.6.2 Efeito da pressão de contato

O efeito da pressão de contato no coeficiente de atrito estático em corpos de prova sem acabamento é apresentado na figura 126. Com pressões de contato maiores nota-se um maior coeficiente de atrito estático. Estes valores são coerentes, uma vez que neste caso existe uma maior replicação das características superficiais do corpo de prova no contra-corpo. Em ambos os casos, o aumento da fração de carga promove uma diminuição do coeficiente de atrito. No caso da pressão de 350 kPa, a redução foi de 0,33 para 0,30 e para a pressão de 550 kPa, a redução foi de 0,35 para 0,33 respectivos aos compósitos com 10 e 20% SSF.

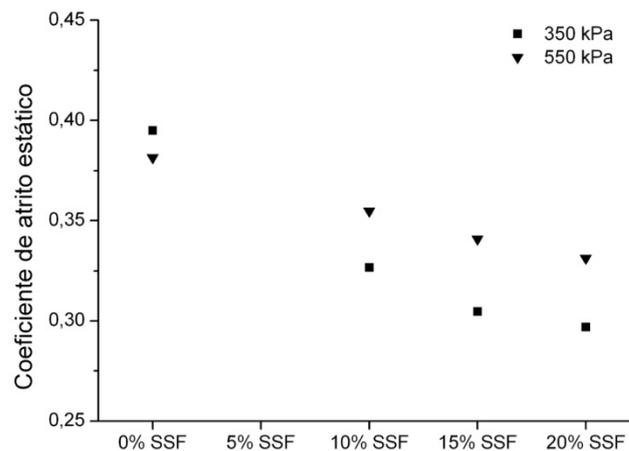


Figura 126: Coeficiente de atrito estático para os compósitos com SSF para as pressões de 350 e 550 kPa.

No caso dos materiais comerciais, a relação entre as pressões de contato se manteve num mesmo patamar de diferença. Para a pressão de 350 kPa, os valores do coeficiente de atrito estático foram de 0,23 e 0,26 e para a pressão de 550 kPa, os valores do coeficiente de atrito estático foram de 0,26 e 0,30, respectivos ao RenCast e Neukadur.

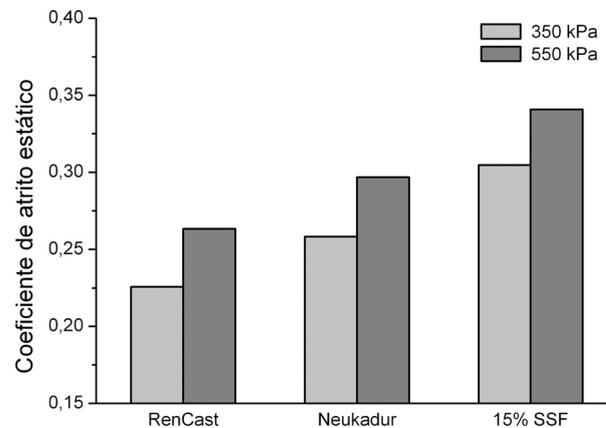


Figura 127: Coeficiente de atrito estático dos compósitos com 15% SSF, RenCast e Neukadur para as pressões de 350 e 550 kPa.

### 5.2.6.3 Efeito da velocidade

Considerando o efeito da velocidade para os compósitos com 15% SSF e 20% SSF, observou-se a existência de uma tendência para que o coeficiente de atrito estático aumente à medida que a taxa de deslocamento entre o corpo de prova e contra-corpo é aumentada (figura 128). No caso do compósito com 15% SSF, o coeficiente de atrito aumenta de 0,27 até 0,40. Já para o compósito com 20% SSF os valores foram menores e variaram de 0,14 até 0,22.

Este efeito pode ser resultado de uma característica do processo de atrito que é associado à deformação das asperezas na superfície de contato (rugosidade) dos materiais que são viscoelásticos por natureza. Em razão do aumento da taxa de deformação o material se torna mais rígido, aumentando a força de atrito e, conseqüentemente, o coeficiente de atrito. A velocidade de extração em máquinas injetoras pode variar de 10 a 550 mm.s<sup>-1</sup> fazendo com que a caracterização do coeficiente de atrito estático nesta faixa de trabalho também deva ser considerada.

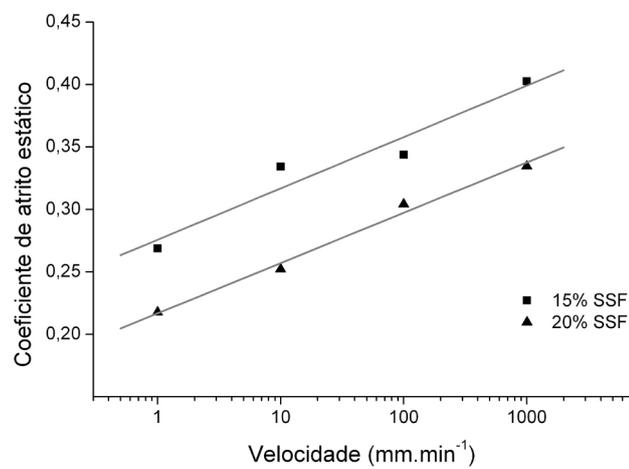


Figura 128: Coeficiente de atrito estático nos compósitos com 15e 20% SSF para diferentes velocidades de deslocamento (pressão de 350 kPa).



## ***Capítulo 6 Estudo de caso***

### ***6.1 Considerações iniciais***

O presente estudo de caso teve como objetivo avaliar um inserto fabricado em compósito com SSF na moldagem por injeção de peças de plástico. Dentre as frações volumétricas estudadas, foi selecionado o compósito fabricado com 15% SSF que nos diversos ensaios realizados mostrou-se o mais viável para utilização em moldes híbridos. O inserto com 15% SSF foi comparado a um material comercial. Neste sentido, a escolha do Neukadur foi motivada por seu melhor desempenho nos testes preliminares ao estudo de caso frente ao RenCast. A moldagem das peças foi realizada numa injetora Engel 200/45, de 450 kN de força de fechamento.

### ***6.2 Procedimento experimental***

#### ***6.2.1 Geometria da peça e molde de injeção***

A geometria selecionada para este estudo corresponde a uma peça tubular curta com espessura de 2 mm, diâmetro externo de 60 mm e comprimento de 60 mm (figura 129) que apresenta um volume de 24,7 cm<sup>3</sup>. A geometria foi idealizada para estudos de desgaste e medição da força de extração em peças injetadas em moldes híbridos [133], desta forma, considerada adequada aos propósitos deste trabalho.

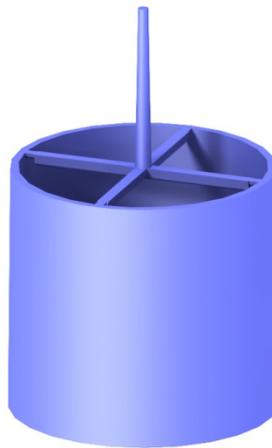


Figura 129: Peça moldada e sistema de alimentação (canais de alimentação e pontos de injeção).

O molde, constituído de quatro pontos de injeção ou entrada de material na cavidade tubular, tem como sua principal vantagem o fato de permitir o uso de insertos intercambiáveis, facilitando a montagem e desmontagem sem a necessidade de retirada de todo o molde da máquina injetora (figura 130).

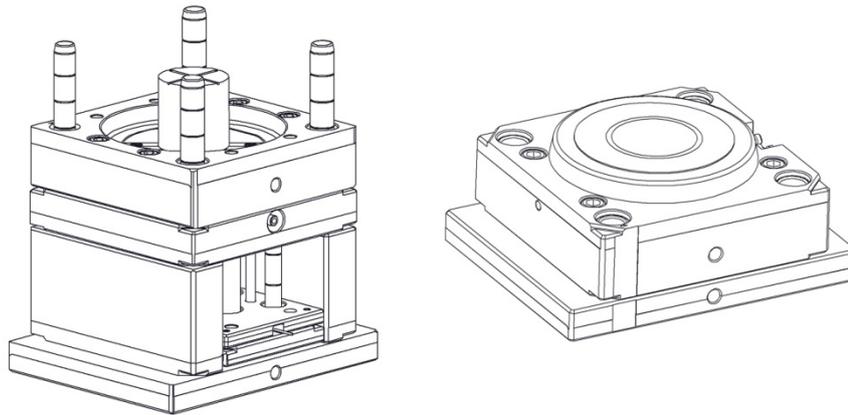


Figura 130: Conjuntos móvel e fixo do molde de injeção.

No trabalho experimental foram utilizados os seguintes conjuntos diferentes de elementos intercambiáveis:

- Macho e cavidade em aço originais do molde (utilizados apenas para produzir o primeiro lote de 200 peças para registro de dados de temperatura e ajustes no ciclo de injeção);
- Macho em resina Neukadur e cavidade em aço;
- Macho em compósito com 15% SSF e cavidade em aço.

### **6.2.2 Método de avaliação do desempenho**

Os critérios utilizados para avaliar o desempenho dos insertos foi a durabilidade e o desgaste. Tendo em conta a aplicação deste processo de fabricação rápida (moldes para pequenas séries), foi estipulada a moldagem de 1000 peças, com a produção sequencial de lotes de 200 peças, ao fim de cada qual se efetuou a avaliação do desgaste por medição de rugosidade média e inspeção visual. Na avaliação da durabilidade dos insertos em resina, foi utilizado um equipamento de contagem de ciclos, procedendo-se à moldagem das peças até completar os lotes. O desgaste nos insertos foi avaliado por análises microscópicas e medidas de rugosidade média em quatro zonas correspondentes aos pontos de injeção da peça. A rugosidade média foi medida com o equipamento nos mesmos procedimentos descritos na seção 3.5.4. O desgaste do inserto foi avaliado através de análise microscópica que empregou uma lupa estereoscópica Olympus BH (Japão), com ampliação de 1,5×, na obtenção das imagens. A figura 131 identifica as zonas e localiza as regiões do inserto onde foram

realizadas as análises microscópicas (a) e as medições de rugosidade média (b) para cada lote de 200 peças moldadas.

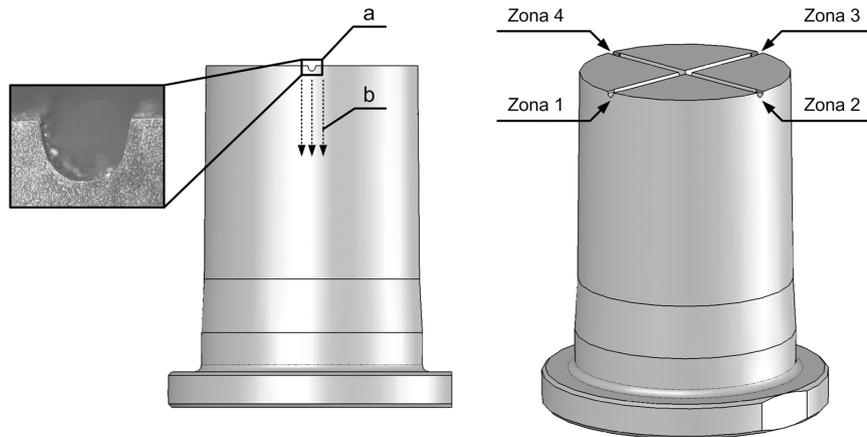


Figura 131: Identificação das zonas e localização das regiões onde foram realizadas a análises microscópicas (a) e a medição da rugosidade média (b).

### 6.2.3 Fabricação dos insertos em compósitos reforçados

Os insertos em compósitos reforçados foram produzidos por vazamento a partir do respectivo bloco em aço P20 (CLC 1.2312) do molde instrumentado que foi utilizado como modelo. Com isto, além de obter a forma básica do inserto, foi possível copiar fielmente os canais de alimentação e os pontos de injeção. O procedimento utilizado para a obtenção do molde em silicone foi idêntico ao descrito na seção 3.3.2 utilizando a alternativa de construção tipo peça e com cura dinâmica. Entretanto, como se trata de uma peça que necessita ser montada com precisão, foi previsto um sobre material de 3 mm na aba para permitir a sua ajustagem ao molde. Na figura 132 são apresentados esquematicamente os aspectos construtivos do molde em silicone que deu origem aos insertos em resina.

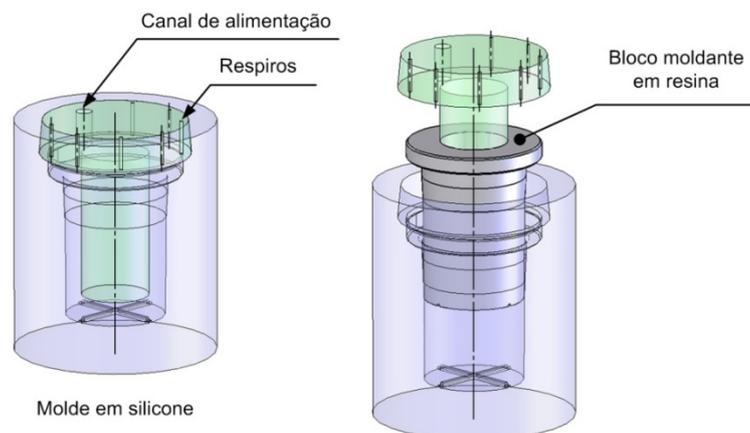


Figura 132: Esquema de obtenção dos insertos em resina.

A figura 133 mostra os insertos fabricados na resina Neukadur e em compósito com 15% SSF já instalados no molde e prontos para a moldagem das peças na injetora.

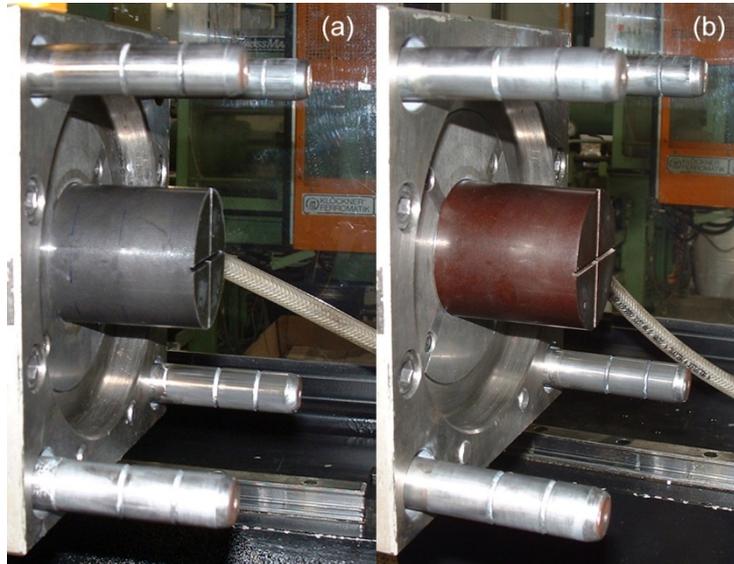


Figura 133: Insertos na resina Neukadur (a) e em compósito com 15% SSF (b) montados na injetora.

#### 6.2.4 Sensoriamento dos insertos

Os insertos foram instrumentados conforme ilustrado na figura 134. No macho foi instalado um termopar tipo K, localizado a meia espessura (T1). Na cavidade foi instalado um termopar Hotset - TEF 15 (Alemanha) que foi posicionado sobre um dos pontos de injeção (T2). Suas principais características são apresentadas no Anexo 9. Os dados de temperatura foram obtidos mediante o uso de um leitor de termopares USB TC-08 Picotech (Reino Unido).

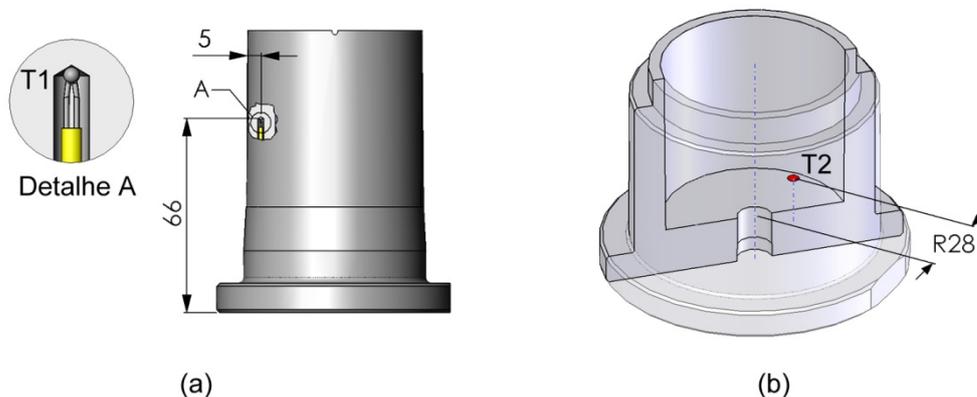


Figura 134: Posicionamento dos sensores: no macho (a) e na cavidade (b).

### 6.2.5 Termoplástico usado na moldagem

Em estudos de injeção realizados com a mesma geometria na Universidade do Minho, o uso de polipropileno (PP) não produziu desgaste significativo nos insertos fabricados no material comercial Neukadur [133]. A razão para isto se deve à fácil moldabilidade, baixa temperatura de processamento e não interação do PP com a resina epóxi do molde. Como neste caso o trabalho se destina a comparar o desempenho dos materiais na moldagem, se fosse utilizado o PP o teste iria se estender por muitos ciclos até que uma falha viesse a ocorrer. Desta maneira, para o estudo do desgaste e da durabilidade dos insertos foi selecionada uma blenda PC/ABS, com designação comercial Cycloy, grau C2800, do fabricante GE Plastics (Holanda). Este termoplástico apresenta um nível maior de severidade, pois comparado ao PP, tem uma temperatura de processamento e resistência mecânica superior e possui o parâmetro de solubilidade de Hildebrand mais próximo do epóxi (tabela 28). Seu uso é conveniente pelo fato de ser um material freqüentemente empregado na fabricação de gabinetes de eletro-eletrônicos que é um dos setores industriais que cada vez mais tem se utilizado dos processos de fabricação rápida. As propriedades mais relevantes do Cycloy C2800 para o processamento estão listadas no Anexo 11.

Tabela 28: Parâmetros de solubilidade dos polímeros estudados [134, 135]

Termoplástico	Parâmetro de solubilidade (MPa <sup>-2</sup> )
PP	16,5 - 18,8
Blenda PC/ABS	19,5 - 20,0
Epóxi	22,3

### 6.2.6 Definição das condições de processamento

As simulações computacionais foram realizadas no *software* Moldflow MPI 6.1 (EUA). Como se trata de uma geometria simples optou-se por criá-la diretamente no Moldflow a partir de uma superfície à meia espessura. Logo, para esta superfície, adotou-se uma malha do tipo plano médio (*midplane*), considerando uma espessura média de 2 mm. A malha foi gerada com 3456 elementos, com razão de aspecto igual a dois e comprimento de aresta abaixo de 2,5 mm. Os sistemas de alimentação e os canais de resfriamento foram modelados de modo a se aproximar das formas e dimensões presentes nos insertos. Na figura 135 está representado o modelo final utilizado nas simulações contendo todos os elementos necessários nas simulações.

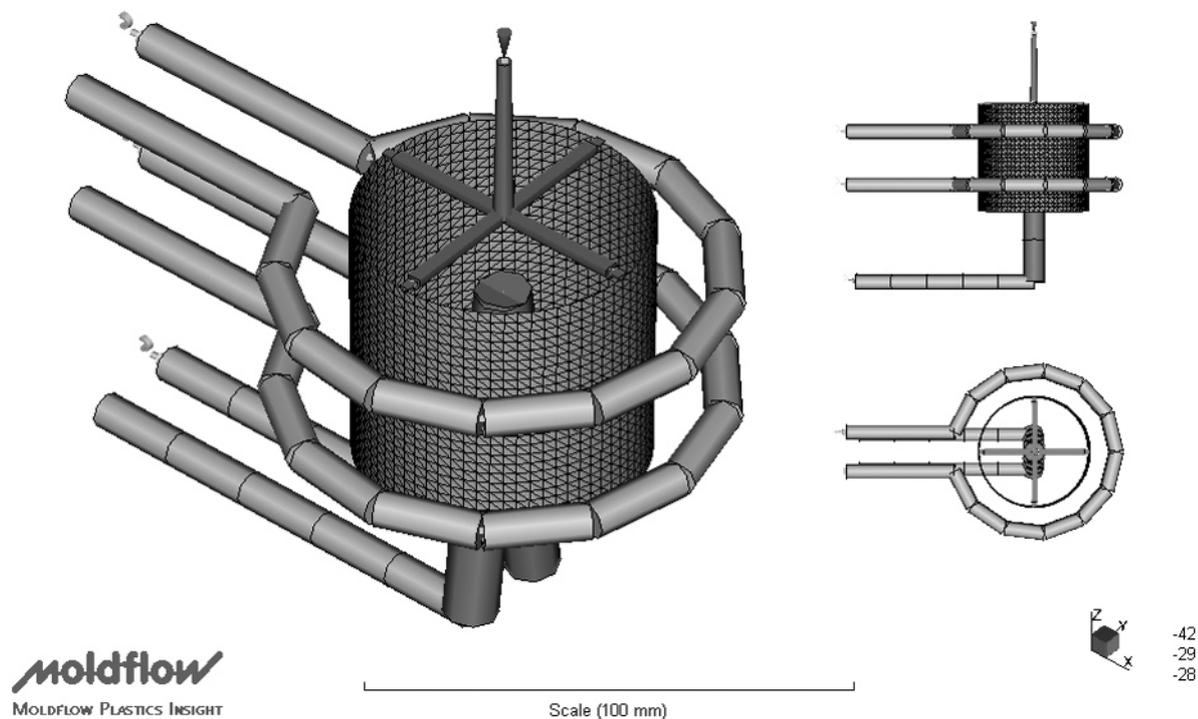


Figura 135: Modelagem completa da peça, dos canais de alimentação, dos pontos de injeção e canais de resfriamento no Moldflow.

As simulações foram iniciadas com a configuração dos insertos em aço P20. As temperaturas adotadas para o material fundido e no sistema de resfriamento são apresentadas na tabela 29.

Tabela 29: Valores adotados nas simulações das condições de processamento.

<b>Características</b>	<b>Unidade</b>	<b>Valor</b>
Temperatura do fundido	°C	240
Temperatura da água na entrada dos canais de resfriamento	°C	30
Temperatura de molde	°C	50
Temperatura de extração	°C	90

De acordo com os resultados obtidos nas simulações no Moldflow (figura 136), o tempo de injeção da peça ficou em 0,9 s, representando uma vazão de injeção média de  $28,3 \text{ cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$ .

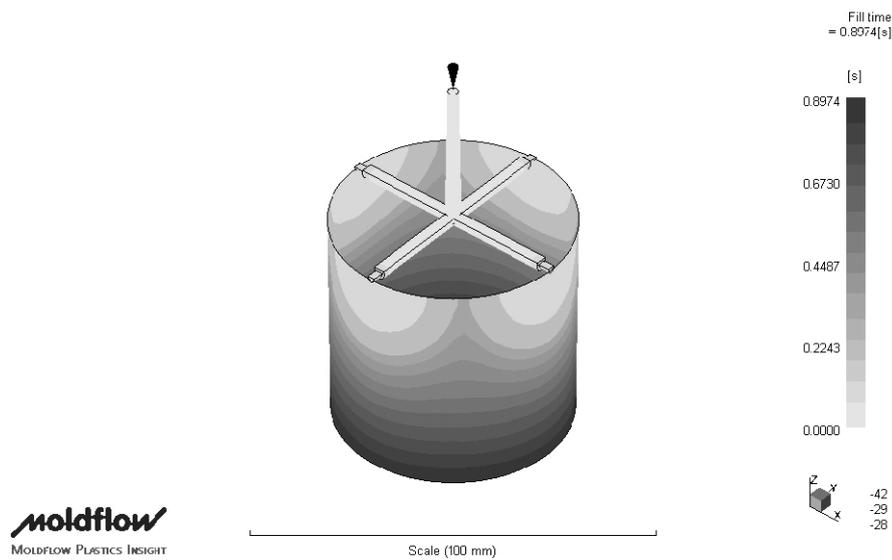


Figura 136: Resultado do tempo de injeção no software Moldflow.

O perfil de pressão no ponto de injeção é apresentado na figura 137. Nestas simulações adotou-se o valor de 80% da pressão máxima alcançada na pressurização para o recalque. O tempo desde a injeção até o resfriamento foi de 13,3 s.

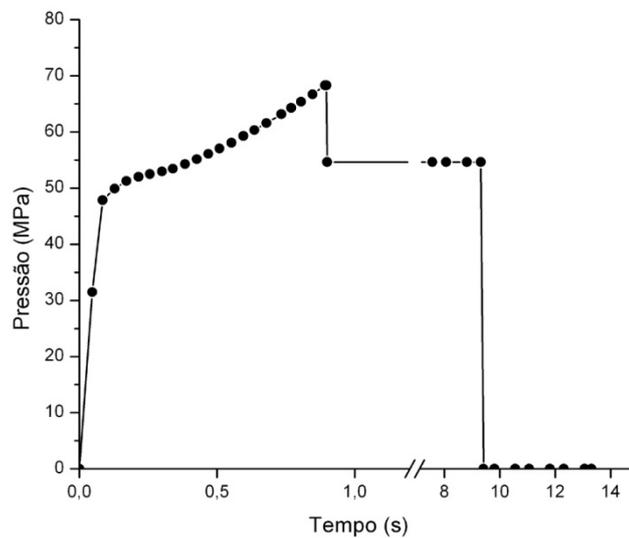


Figura 137: Variação da pressão na entrada do canal da bucha de injeção no ciclo de injeção.

O tempo de recalque para o inserto em P20 foi determinado através da figura 138 que apresenta o tempo para atingir a temperatura de não-fluxo. Considerando que os canais impossibilitam a passagem de material após atingir a referida temperatura, o instante de 8,5 s foi adotado como tempo de recalque.

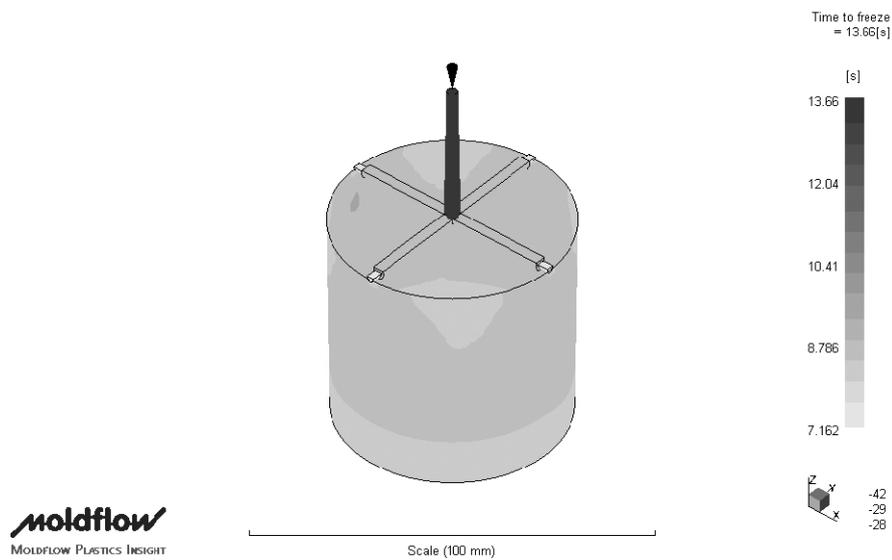


Figura 138: Resultado do tempo para atingir a temperatura de *no-flow* no software Moldflow.

O preenchimento da peça ocorre por quatro pontos de injeção que promovem a divisão do fluxo do canal de injeção. As frentes de fluxo, na cavidade, se encontram praticamente quando a peça está na metade de seu preenchimento. Observando a figura 139 é possível admitir que a união na junção seja forte, uma vez que a temperatura ao final do preenchimento tende a ser maior em razão da dissipação viscosa na passagem pelos pontos de injeção e, combinada com a pressão existente, oferece uma condição favorável para a boa soldagem (vide figura 140) [16].

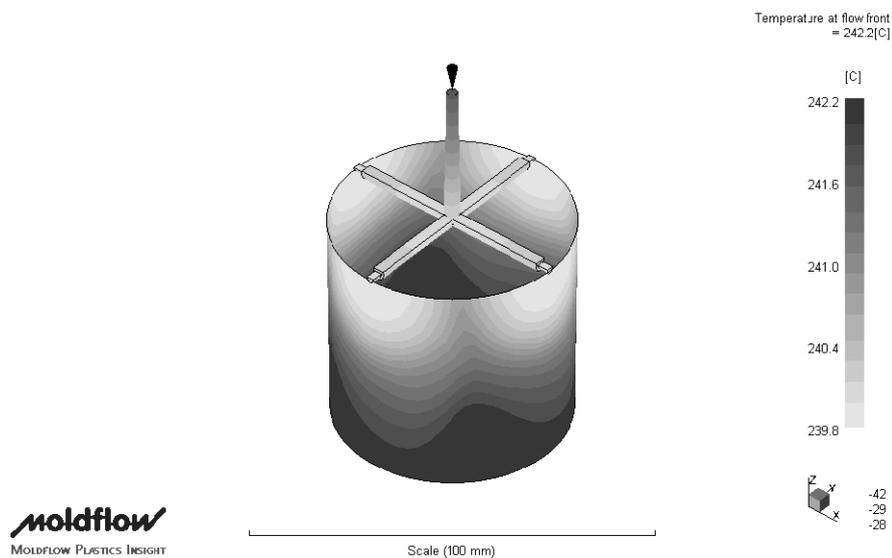


Figura 139: Resultado da temperatura na frente de fluxo no software Moldflow.

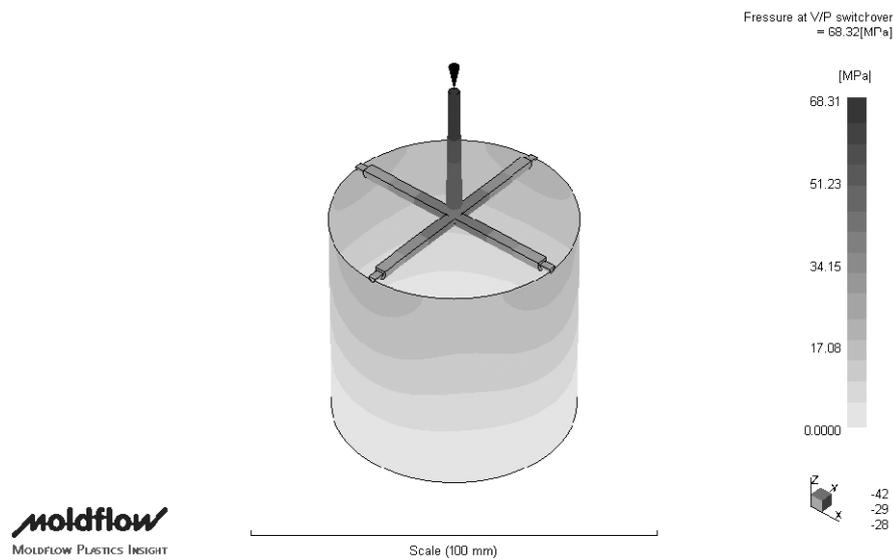


Figura 140: Resultado da pressão no instante da comutação no software Moldflow.

Para as simulações dos moldes em resina, o material da malha no interior foi alterado para as características dos materiais. A cavidade em aço ajuda muito a reduzir o ciclo de injeção de forma que o tempo seja menor em comparação a uma suposta configuração completamente em resina. Como, nesta situação, parte da área de contato nos canais de injeção fica com a resina o tempo de não-fluxo no canal aumentou conforme era esperado. Neste sentido, para manter o recalque até a solidificação do ponto de injeção, estendeu-se o tempo de recalque para 10 s. Em razão da menor taxa de transferência de calor no núcleo, o tempo do ciclo também aumentou. Nas simulações, para que o mesmo critério fosse alcançado, para a extração do moldado na configuração em aço, seria necessário um período em torno de 135 s. Entretanto, no caso das moldagens em resina, optou-se por limitar o valor para 40 s visando produzir um ciclo mais curto e submeter os insertos a uma condição de injeção mais severa. A tabela 30 apresenta os valores adotados na programação da máquina injetora.

Tabela 30: Ajustes na máquina para a injeção das diferentes configurações de insertos.

Características	Unidade	P20	Neukadur	15% SSF
Temperatura no bico	°C	240	240	240
Temperatura da água na entrada do canais de resfriamento	°C	30	30	30
Temperatura do molde	°C	50	50	50
Pressão de injeção (hidráulica)	MPa	7	7	7
Pressão de recalque (hidráulica)	MPa	5,6	5,6	5,6
Tempo de injeção	s	0,9	0,9	0,9
Tempo de recalque	s	8,5	10	10
Tempo da injeção ao resfriamento	s	13	40	40

### **6.3 Temperaturas dos insertos durante a moldagem das peças**

Na figura 141 são apresentadas as curvas de quatro ciclos consecutivos de moldagem monitorados pelos termopares, à meia espessura, nos insertos em Neukadur e em 15% SSF. Com base nas curvas, é possível determinar os tempos médios de ciclo que foram de 43,1 e 42,6 s, respectivamente. Conforme era esperado, em função de ter uma menor condutividade térmica, o inserto em compósito 15% SSF alcançou uma temperatura máxima superior em comparação ao Neukadur. Além disso, o incremento médio de temperatura em cada ciclo também foi superior (9,5 contra 7,5°C do Neukadur), corroborando com a condição de menor condutividade térmica.

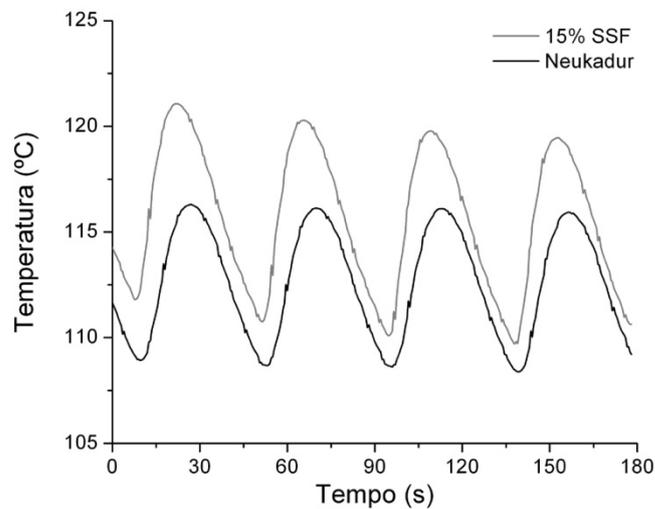


Figura 141: Variação da temperatura no macho durante a moldagem das peças.

Em razão da utilização da cavidade em aço P20, o comportamento das temperaturas em ambos os casos foi similar, tanto no tempo de ciclo, como no incremento de temperatura, como mostra a figura 142.

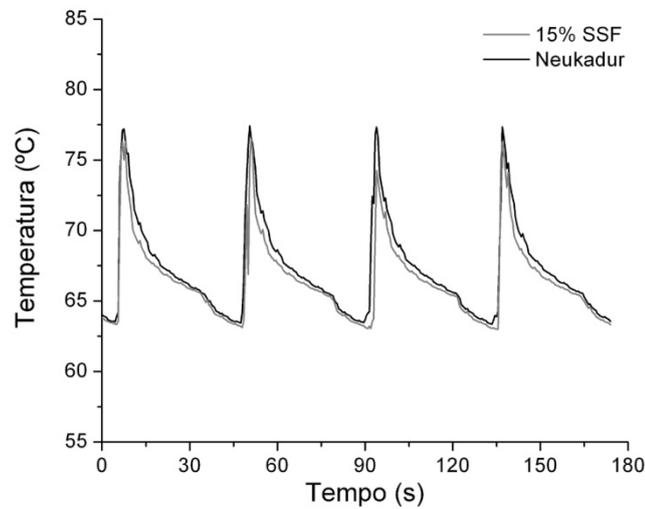


Figura 142: Temperatura na cavidade durante a moldagem das peças.

#### 6.4 Avaliação do desempenho (desgaste e durabilidade)

Os resultados para o Neukadur mostram que o aumento da rugosidade média ocorreu logo no primeiro lote de 200 peças para valores em torno de  $1,5 \mu\text{m}$  (figura 143). Este efeito acredita-se ser atribuída a remoção de parte das partículas na superfície do molde, que aumentou a rugosidade média. Após o lote de 400 peças, observou-se uma regressão na rugosidade média, retornando quase ao mesmo patamar de rugosidade apresentada no início dos testes com valores de  $1,2 \mu\text{m}$ . Isto pode ser explicado por uma possível suavização da superfície na região na qual as partículas foram removidas em função da diminuição da resistência mecânica do material em razão da temperatura de trabalho estar próxima da  $T_g$ .

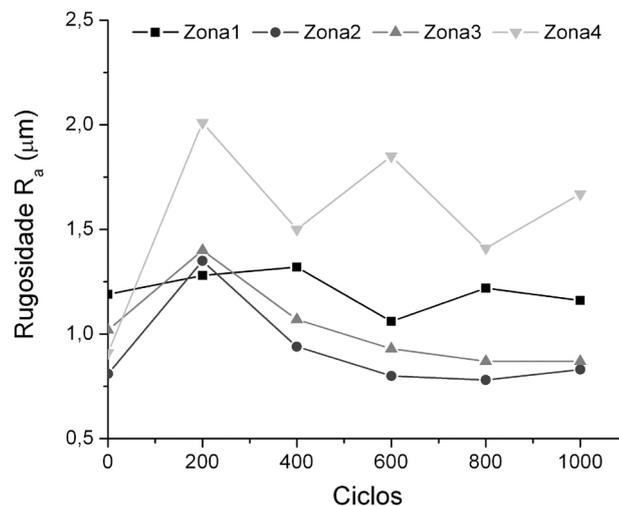


Figura 143: Rugosidade média nas zonas de medição no material Neukadur.

Para o compósito 15% SSF o comportamento da rugosidade média é apresentado na figura 144. A rugosidade se manteve praticamente inalterada nos dois lotes iniciais em 0,5  $\mu\text{m}$ . No terceiro e quarto lotes, observou-se um aumento na rugosidade média para 1,9, em razão também da remoção de fibras na superfície do molde. No lote seguinte, no inserto com 15% SSF observou-se um predomínio de redução dos valores de rugosidade para uma média em torno de 1,1  $\mu\text{m}$ , porém, em função do término dos ensaios, não se pode afirmar que este comportamento se estabilizaria como observado com o Neukadur (figura 144).

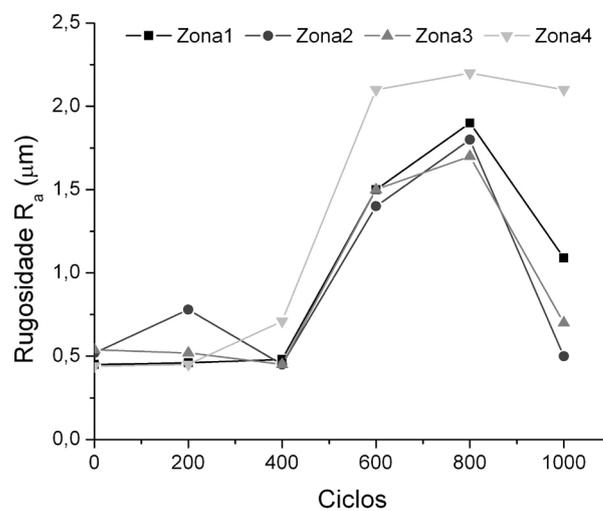


Figura 144: Rugosidade média nas zonas de medição no compósito com 15% SSF.

Para facilitar a comparação, os dados dos insertos em resina foram sobrepostos com a projeção de rugosidade média do bloco em aço, conforme observado na figura 145. Os insertos em resina apresentaram uma rugosidade média superior ao inserto em aço P20. Até 500 ciclos, o compósito com 15% SSF manteve uma rugosidade inferior ao Neukadur. Acredita-se que isto se deve principalmente às propriedades térmicas da resina RenLam, empregada no referido inserto. Como a diferença entre as  $T_g$  das resinas é superior a 50°C (tabela 22) o compósito com SSF manteve a integridade da superfície por mais ciclos. A partir de 500 ciclos, a rugosidade média passou a ser maior, possivelmente, motivada pela remoção de fibras na superfície em razão das solicitações termo-mecânicas.

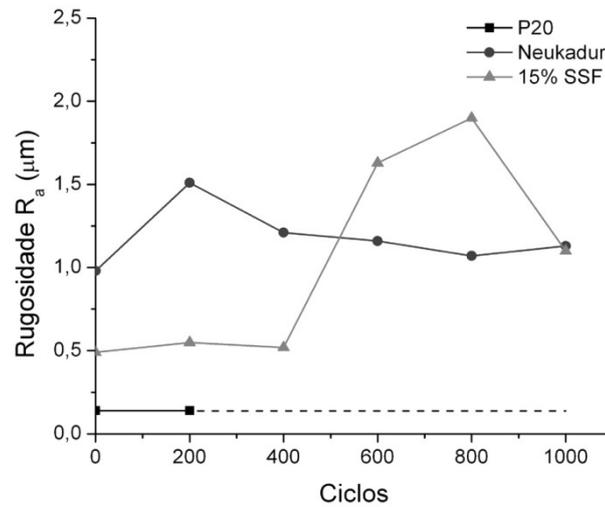


Figura 145: Rugosidade média das zonas para o compósito com 15% SSF e Neukadur.

Durante o teste, os principais danos ocorreram nos pontos de injeção que sofreram um desgaste contínuo, porém, não inviabilizaram a fabricação, nem interferiram na qualidade das peças moldadas. No inserto em Neukadur (figura 146) foi observado o desgaste nos pontos de injeção no primeiro lote na zona 1, com a ruptura de uma das laterais. No segundo lote, houve uma progressão do desgaste na zona 1 e o desgaste da zona 3. No inserto em compósito com 15% SSF (figura 147), o desgaste iniciou também no primeiro lote na zona 1, com intensidade maior e progredindo nos lotes seguintes. No terceiro lote ocorreu a quebra na zona 2 que se manteve até o fim do teste.

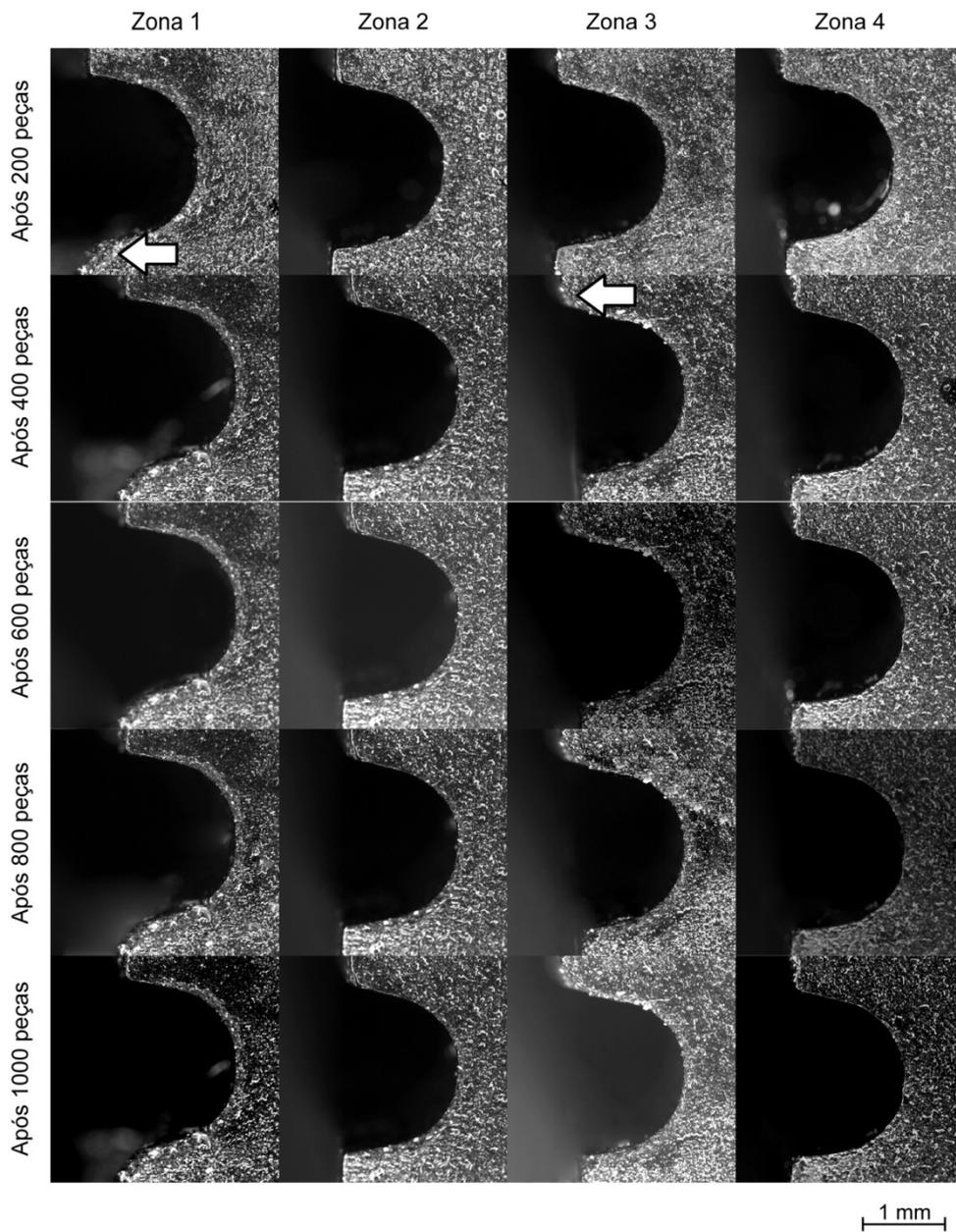


Figura 146: Micrografias dos pontos de injeção no inserto em Neukadur em função do lote de injeção, evidenciando (setas) as rupturas/desgaste.

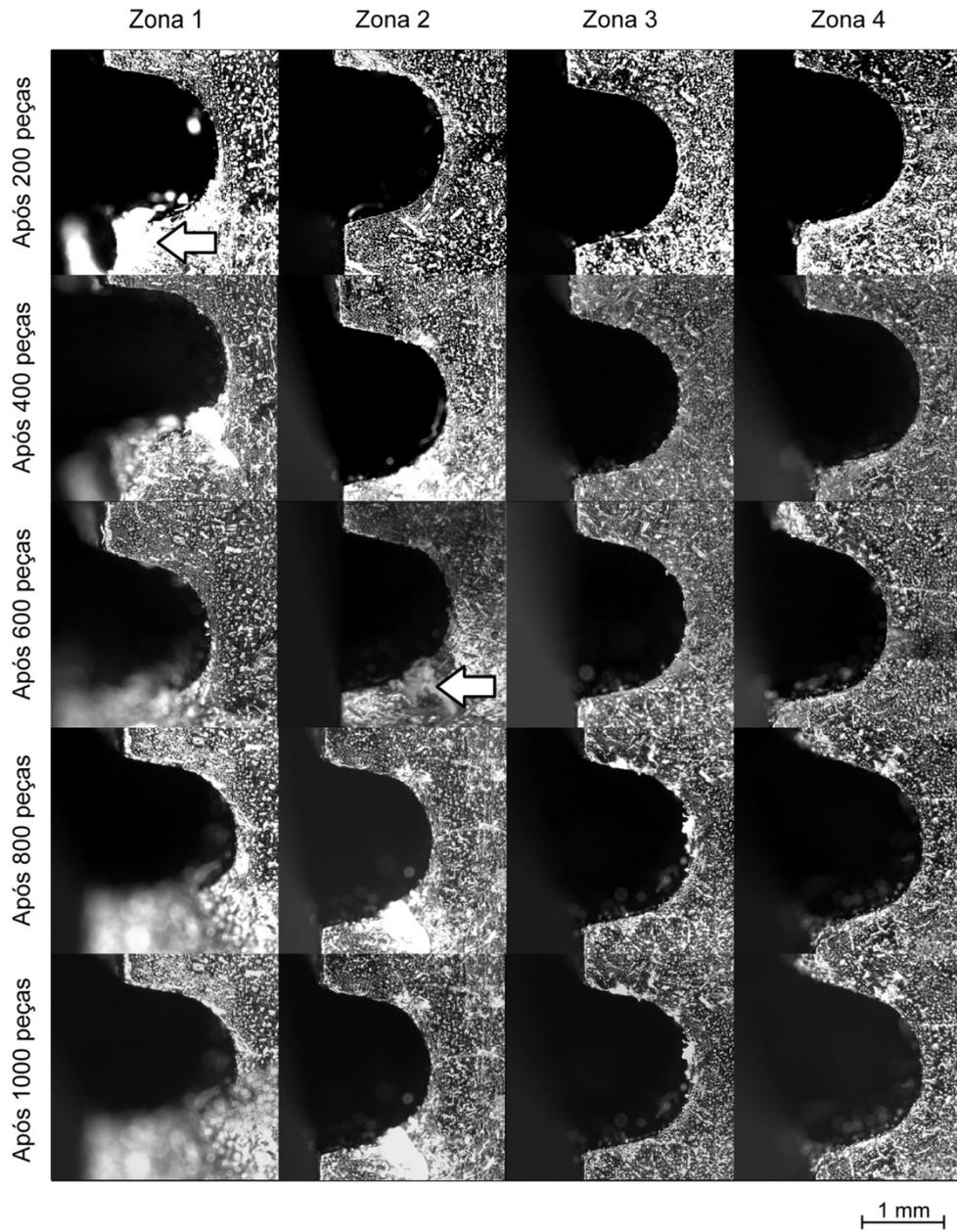


Figura 147: Micrografias dos pontos de injeção no inserto em compósito 15% SSF em função do lote de injeção, evidenciando (setas) as rupturas/desgaste.



## ***Capítulo 7 Conclusões e sugestões para trabalhos futuros***

### ***7.1 Conclusões***

Neste trabalho procurou-se ampliar os conhecimentos sobre fabricação rápida de moldes por vazamento. Os estudos centraram-se no desenvolvimento de material compósito baseado em resina epóxi e fibras curtas de aço (SSF), destinado para a obtenção de pequenas séries de peças moldadas por injeção de termoplástico. A utilização de fibras motivou o desenvolvimento de novos processos de forma a evitar a sedimentação durante a cura da resina. Para avaliar os compósitos com SSF, de uma forma mais criteriosa, os desempenhos dos mesmos foram comparados com dois materiais comerciais com a mesma aplicação em diversos testes e ensaios. As principais conclusões, a serem destacadas ao fim deste trabalho são apresentadas a seguir.

#### ***Fibras de aço***

- Para as SSF atuarem como reforço e serem utilizadas no compósito em maior quantidade, deve-se eliminar do material comercial ML-90 as fibras enroladas e as partículas finas presentes.

#### ***Estudo de pós-cura da resina RenLam***

- Os resultados dos ensaios de DSC mostraram que tanto a pós-cura por patamares quanto a com taxa de aquecimento constante têm valores próximos para a energia associada à cura. A cura por patamares deve ser utilizada se houver limitações técnicas de controle na estufa, caso contrário deve-se preferir a cura com taxa de aquecimento constante que controle mais simples.
- O estudo de pós-cura da resina permitiu avaliar o comportamento da resistência à tração e da contração com a variação dos fatores: taxa de aquecimento, temperatura de tratamento e tempo de tratamento. Somente a taxa de aquecimento não se mostrou significativa para os efeitos investigados. Para aumentar a resistência à tração e evitar a expansão deve-se adotar temperatura e tempo de tratamento nos níveis altos.

#### ***Equipamentos desenvolvidos***

- O equipamento desenvolvido para a mistura em vácuo dos compósitos foi importante para evitar a incorporação de ar que posteriormente acarretaria em vazios no material. Para o desenvolvimento de compósitos desta natureza o misturador externo se mostrou

necessário, uma vez que as máquinas de vazamento em vácuo não apresentam a potência necessária para realizar mistura de materiais de alta viscosidade.

- O equipamento desenvolvido para evitar a sedimentação se mostrou eficaz para evitar a sedimentação das SSF, tornando-se uma alternativa para a cura de resinas com alto tempo de gel com cargas de alta densidade.
- As modificações realizadas no equipamento-protótipo utilizado na determinação do coeficiente de atrito estático se mostraram imprescindíveis para avaliar compósitos de baixa condutividade térmica. As modificações trouxeram melhorias no procedimento de ensaio, permitindo uma boa replicação da superfície das amostras e um tempo de ensaio reduzido para a medição da força de atrito, ampliando, desta forma, o campo de aplicação do equipamento.

#### ***Processamento dos compósitos com SSF***

- A análise da quantidade de fibras na camada sedimentada possibilitou determinar o limite prático para incorporação de SSF. Para as fibra e resina empregada no trabalho o limite foi pouco acima de 20%.
- Os compósitos com SSF até 15% em volume apresentaram uma processabilidade comparável aos materiais comerciais estudados. Com 20% em volume o compósito com SSF diminui sua capacidade de processamento, acarretando em vazios no material.

#### ***Estudo dos métodos de cura dos compósitos com SSF***

- Para as condições experimentais deste trabalho, a cura estática dificilmente teria uma aplicação prática na fabricação de moldes por vazamento, uma vez que as SSF sedimentam durante o processo de cura. A cura dinâmica evitou a sedimentação das SSF e pôde-se verificar visualmente e por meio de análise microscópica que as fibras distribuíram-se de forma uniforme no compósito. A cura em campo magnético equivaleu-se à cura dinâmica ao evitar a sedimentação das fibras. Na faixa de variação dos campos magnéticos investigada, a distribuição das fibras na seção transversal se mostrou uniforme.

#### ***Propriedades mecânicas à tração***

- Na cura estática, o aumento na fração volumétrica de fibras praticamente não trouxe efeito significativo para a resistência à tração do compósito. O valor médio da

---

resistência à tração foi em torno de 46 MPa. Na cura dinâmica, observou-se um aumento na resistência à tração até a fração com 15% SSF e um efeito contrário a partir deste ponto em diante. O compósito com 15% SSF apresentou o melhor desempenho com uma resistência à tração de 71,4 MPa. Os compósitos com cura em campo magnético apresentaram um ganho médio em resistência à tração de 8% em relação à cura dinâmica, tendo o compósito com 15% SSF alcançado o valor de 77,3 MPa.

- Os valores obtidos experimentalmente para os compósitos com 10 e 15 % SSF, curados de forma dinâmica, se mostraram próximos dos valores calculados através do modelo de Kelly-Tyson para fibras de seção elíptica, para uma resistência na interface pouco inferior a 60 MPa, mostrando que a interação da fibra e da resina não é fraca.
- Para a cura estática, o módulo de elasticidade também não obteve um aumento significativo. Na cura dinâmica o aumento foi mais pronunciado no início e estabilizou em 15% SSF. Já para a cura em campo magnético o aumento foi menos pronunciado e cresceu linearmente até 20% SSF.
- Em relação aos compósitos comerciais, o fabricado com 15% SSF, com cura dinâmica, se equivaleu ao Neukadur e sendo superior ao RenCast em 13% na resistência à tração e em 40% em módulo de elasticidade.

### ***Propriedades mecânicas à flexão***

- Os ensaios de flexão foram realizados apenas na condição de cura dinâmica. O comportamento da resistência à flexão foi similar ao da tração. A curva obedeceu a mesma tendência, com o valor máximo em 15% SSF com 84,2 MPa, o que o situou entre os materiais comerciais, sendo 25% superior ao RenCast e 3% inferior ao Neukadur. A diferença em relação ao ensaio de tração se deve ao ensaio de flexão ser uma combinação de tração e compressão. Como o Neukadur apresenta quase o dobro de carga, presente no compósito com 15% SSF, provavelmente apresenta uma maior resistência à compressão e, conseqüentemente, à maior resistência à flexão.

### ***Resistência ao impacto***

- Os ensaios de impacto foram realizados na condição de cura dinâmica em corpos de prova com diferentes raios de entalhe. Em ambas as condições, o aumento da fração volumétrica proporcionou uma melhoria na resistência ao impacto. No entalhe com raio de 0,25 mm o aumento foi de 130% e no de 1 mm de 37%. Este comportamento é

louvável, sobretudo para a situação mais severa. Em relação aos materiais comerciais pode-se dizer que o comportamento do compósito com 15% SSF no raio de entalhe maior foi similar. Entretanto, para a situação mais crítica, a resistência do compósito foi o dobro do RenCast e um terço superior ao Neukadur.

- As superfícies de fratura do ensaio de impacto permitiram comprovar que as rupturas dos corpos de prova ocorreram de forma frágil e de forma intergranular, envolvendo o descolamento e arrancamento das partículas à medida que a frente de propagação da trinca avançava. É possível associar a resistência ao impacto ao aspecto da superfície de fratura, neste sentido as fibras mostraram-se com uma maior resistência à propagação da trinca, contudo este aspecto sugere uma adesão interfacial que não é muito forte.

#### ***Avaliação das propriedades dinâmico-mecânicas***

- Os ensaios dinâmico-mecânicos mostraram que a adição de SSF deslocou a  $T_g$  para temperaturas superiores. Este foi um efeito benéfico uma vez que a  $T_g$  é uma propriedade importante para aplicação em moldagem por injeção. Neste sentido, o compósito com 15% SSF apresentou uma  $T_g$  de quase 193°C, sendo, em média, 45°C superior aos materiais comerciais.
- Também foi possível verificar que para o caso da moldagem de termoplásticos de engenharia, que tem temperatura de processamento mais elevada, uma vez que nesta situação o compósito com SSF tem uma resistência superior quando comparado aos materiais comerciais.

#### ***Avaliação da condutividade térmica***

- A condutividade térmica dos compósitos SSF mostrou uma tendência linear positiva em relação à fração em volume empregada no caso da cura dinâmica. O compósito com 15% SSF obteve uma condutividade térmica de  $0,4 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$  que foi o dobro da condutividade da resina sem SSF. O valor obtido para o compósito com 15% SSF situou-se entre os materiais comerciais RenCast e o Neukadur, sendo 9% superior ao primeiro e 20% inferior ao segundo. No entanto, levando-se em consideração que a fração de carga presente nos materiais comerciais é muito superior, as fibras desempenharam um importante papel na melhoria das propriedades de condutividade térmica da resina RenLam.

- No caso do compósito com 15% SSF, obtido com o método de cura em campo magnético, a condutividade térmica foi em média de  $0,7 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$  que é 71% superior ao mesmo compósito produzido por cura dinâmica. Aliás, o compósito com cura em campo magnético apresentou uma condutividade 36% maior que o Neukadur que certamente tem o dobro de carga. Isto confirmou a hipótese que o alinhamento das fibras favorece esta propriedade física no sentido de aplicação do campo magnético.

### ***Variação dimensional***

- Em razão dos problemas de medição na máquina de medição por coordenadas, o estudo da variação dimensional não proporcionou resultados quantitativos. Mesmo assim, pode-se tirar uma tendência dos resultados. Durante o processo de cura, os compósitos apresentam contração inversamente proporcional à fração de fibras no compósito. No caso da pós-cura, os compósitos podem contrair ou expandir-se dependendo do tratamento que são submetidos. Nos tratamentos com temperatura de  $200^{\circ}\text{C}$  (acima da  $T_g$ ) a tendência é de contração em razão da formação de novas ligações cruzadas. Nos tratamentos com temperatura de  $160^{\circ}\text{C}$  (abaixo da  $T_g$ ) a tendência é de expansão em razão do rearranjo e acomodação das moléculas.
- Por conter uma menor fração volumétrica de carga, o compósito com 15% SSF apresentou uma contração de 0,15% sendo três vezes superior aos compósitos comerciais. Entretanto, na pós-cura sua expansão foi inferior ao RenCast e superior ao Neukadur.

### ***Determinação do coeficiente de atrito estático***

- Os resultados experimentais mostraram que coeficiente de atrito estático diminuiu conforme se aumentou a fração de SSF. Como a superfície que entrou em contato com o material termoplástico foi inteiramente de resina, possivelmente, a maior troca de calor entre as superfícies, diminuiu a tendência de adesão por afinidade química. A redução do coeficiente entre as frações de 10 e 15% SSF foi de 20%.
- Ao se realizar o acabamento superficial, o acabamento diminuiu a rugosidade em relação aos corpos de prova não acabados, porém a diminuição foi menor para os compósitos com maior fração de SSF. Em razão disto, o coeficiente de atrito estático, acompanhou a mesma tendência dos corpos de prova não acabados, embora de forma mais branda. Em comparação com o caso anterior (sem acabamento) a diminuição foi de 7%.

- Em comparação com os materiais comerciais, o compósito com 15% SSF apresentou coeficiente de atrito estático no mesmo patamar para os corpos de prova não acabados e superior em 18% para os acabados em função da maior rugosidade pelo arrancamento das fibras.

### ***Estudo de caso***

- Para a realização do estudo de caso foram escolhidos o compósito com 15% SSF e o material comercial Neukadur em função dos desempenhos obtidos nos diversos ensaios realizados.
- O limite estipulado de 1000 peças moldadas com uma blenda PC/ABS foi atingido para ambos os materiais avaliados. O inserto fabricado em compósito SSF teve um bom desempenho, sendo possível a sua utilização na moldagem de peças plásticas.
- Durante o ensaio, o desgaste na superfície foi avaliado através do aumento da rugosidade média. No compósito com SSF, o aumento ocorreu a partir dos 500 ciclos. No material comercial Neukadur, este aumento ocorreu já no início das moldagens. Pode-se afirmar que o fator fundamental para este bom desempenho está na maior  $T_g$  em relação ao Neukadur.
- Os principais danos observados no ensaio ocorreram nos pontos de injeção, corroborando com resultados da literatura. Os pontos de injeção mostraram um desgaste progressivo que, no entanto, não inviabilizaram a moldagem das peças.

### ***7.2 Sugestões para trabalhos futuros***

Tendo em vista o trabalho realizado e visando a continuidade desta linha de pesquisa, sugerem-se as seguintes propostas de trabalho:

- Avaliar o uso de resinas com menor tempo de gel ou empregar aceleradores à resina utilizada neste trabalho, com objetivo de minimizar os efeitos da sedimentação das cargas.
- Avaliar a influência do tratamento superficial das fibras, para melhorar as propriedades mecânicas do compósito.
- Avaliar a introdução de cargas particuladas, com propriedades lubrificantes, ao compósito com 15% SSF, visando diminuir o coeficiente de atrito e melhorar a condutividade térmica.

- 
- Estudar o uso de fibras com maior grau de uniformidade e menor escala de tamanho, objetivando melhorar as propriedades mecânicas e acabamento superficial.
  - Complementar os estudos em campo magnético de maior intensidade, visando avaliar a melhoria das propriedades de condutividade térmica e resistência mecânica.
  - Melhorar a rotina do ensaio para determinação da força de extração, por meio da reprogramação do *software* existente, e tornar o processo automatizado, no caso da medição em materiais de baixa condutividade térmica.
  - Repetir os estudos de moldagem com PP, com objetivo de medir a força de extração para posteriormente comparar valores de modelos matemáticos existentes empregando os coeficientes de atrito estático determinados neste trabalho.
  - Realizar estudos de moldagem complementares, visando avaliar o desempenho do material em geometrias de cavidades mais complexas.



## *Referências*

1. GORDON JR., M.J. **Industrial design of plastics products**. Hoboken: Wiley-Interscience, 2002. 592 p.
2. AVERY, J. **Injection molding alternatives: a guide for designers and product engineers**. Munich: Carl Hanser Verlag, 1998. 331 p.
3. GEMSER, G. e LEENDERS, M.A.A.M. How integrating industrial design in the product development process impacts on company performance. **Journal of Product Innovation Management**, v. 18, n. 1, p. 28-38, 2001.
4. KARAPATIS, N.P., VAN GRIETHUYSEN, J.P.S. e GLARDON, R. Direct rapid tooling: a review of current research. **Rapid Prototyping Journal** v. 4, n. 2, p. 77 - 89, 1998.
5. BERNSEN, J. **Design: defina primeiro o problema**. Florianópolis: Senai/LBDI, 1995. 119 p.
6. SMITH, P.G. e REINERTSEN, D.G. **Desenvolvendo produtos na metade do tempo: a agilidade como fator decisivo diante da globalização do mercado**. São Paulo: Futura, 1997. 358 p.
7. OSSWALD, T.A., TURNG, L.S. e GRAMANN, P.J. **Injection molding handbook**. Munich: Carl Hanser Verlag, 2001. 748 p.
8. HARPER, C.A. **Handbook of materials for product design**. New York: McGraw-Hill, 2001. 1000 p.
9. MENGES, G., MICHAELI, W. e MOHREN, P. **How to make injection moulds**. 3rd ed. Munich: Hanser, 2001. 312 p.
10. REES, H. **Mold engineering**. Munich: Carl Hanser Verlag, 1995. 621 p.
11. HILTON, P.D. e JACOBS, P.F. **Rapid tooling: technologies and industrial applications**. New York: Marcel Dekker, 2000. 269 p.
12. PAHL, G. e BEITZ, W. **Engineering design: a systematic approach**. 2nd ed. London: Springer-Verlag, 1999. 574 p.
13. ROOZENBURG, N.J.M. e EEKELS, J. **Product design: fundamentals and methods**. New York: John Wiley & Sons, 1995. 422 p.
14. ULRICH, K.T. e EPPINGER, S.D. **Product design and development**. 1st ed. New York: McGraw-Hill, 1995. p.
15. OGLIARI, A. **Sistematização da concepção de produtos auxiliada por computador com aplicações no domínio de componentes de plástico injetados**. 1999. 349 f. Tese (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
16. MALLOY, R.A. **Plastic part design for injection molding: an introduction**. Munich: Carl Hanser Verlag, 1994. 460 p.

17. FERREIRA, C.V. **Metodologia para as fases de projeto informacional e conceitual de componentes de plástico injetados integrando os processos de projeto e estimativa de custos**. 2002. 330 f. Tese (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
18. DARÉ, G. **Proposta de um modelo de referência para o desenvolvimento integrado de componentes de plástico injetados**. 2001. 219 f. Dissertação (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
19. SARAIVA, V.M., LIMA, M. e POUZADA, A.S., *Concurrent engineering in the design of injection moulds for plastics*, in *International Conference on Advanced Engineering Design*. 2001: Glasgow, Scotland.
20. FOLKESTAD, J.E. e JOHNSON, R.L. Resolving the conflict between design and manufacturing: integrated rapid prototyping and rapid tooling (IRPRT). **Journal of Industrial Technology**, v. 17, n. 4, p. 1-7, 2001.
21. BAXTER, M. **Projeto de produto: guia prático para o design de novos produtos**. 2ª edição. São Paulo: Edgard Blucher, 2000. p.
22. BLANCHARD, B.S. e FABRYCKY, W.J. **Systems engineering and analysis**. Prentice Hall, 1990. 576 p.
23. OLIVEIRA, V. e POUZADA, A.S. Desenvolvimento de produto. **O Molde**, v. -, n. 50, p. 6-, 2001.
24. SABINO NETTO, A.C. **Proposta de sistemática para avaliação de soluções de projeto de componentes moldados por injeção auxiliada por protótipos físicos**. 2003. f. Dissertação (Engenharia mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
25. JACOBS, P. **Stereolithography and other RP&M technologies: from rapid prototyping to rapid tooling**. Society of Manufacturing Engineers, 1996. p.
26. CHUA, C.K. **Rapid prototyping: principles and applications in manufacturing**. World Scientific Publishing, 2000. 336 p.
27. CHUA, C.K., CHOU, S.M. e WONG, T.S. A study of the state-of-the-art rapid prototyping technologies. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 14, n. 2, p. 146-152, 1998.
28. **Wohlers report 2007 finds extraordinary growth in additive fabrication**. Disponível em: <http://wohlersassociates.com/press43.htm>. Acesso em: Setembro de 2007.
29. COOPER, K.G. **Rapid prototyping technology: Selection and application**. New York, USA: Marcel Dekker, 2001. 226 p.
30. DECELLES, P. e BARRITT, M. **Direct AIM Prototype Tooling Procedural Guide, P/N 70275/11-12-96** Valencia, California, USA, 3D Systems Inc, 1996. p.
31. RAHMATI, S. e DICKENS, P. Stereolithography for injection mould tooling. **Rapid Prototyping Journal**, v. 3, n. 2, p. 53-60, 1997.

- 
32. HOPKINSON, N. e DICKENS, P. Study of ejection forces in the AIM™ process. **Materials and Design**, v. 20, n. 2, p. 99-105, 1999.
  33. HOPKINSON, N. e DICKENS, P.M. Using Stereolithography Tools for Injection Moulding: Research into Tensile Tool Failure and Unexpected Benefits of the Process. **Proceedings of the I MECH E Part B Journal of Engineering Manufacture**, v. 214, n. 10, p. 891-899, 2000.
  34. HOPKINSON, N. e DICKENS, P. Predicting stereolithography injection mould tool behaviour using models to predict ejection force and tool strength. **International Journal of Production Research**, v. 38, n. 16, p. 3747-3757, 2000.
  35. CEDORGE, T., BAUT, Y., PALMER, A. e COLTON, J. *Design Rules for Stereolithography Injection Molding Inserts*. in *Proceedings of 8th European Conference on Rapid Prototyping and Manufacturing*. 1999. Nottingham, UK.
  36. COLTON, J. e BLAIR, B. Experimental study of post-build cure of stereolithography polymers for injection molds. **Rapid Prototyping Journal**, v. 5, n. 2, p. 72 - 81, 1999.
  37. PALMER, A.E. e COLTON, J.S. Failure mechanisms in stereolithography injection molding tooling. **Polymer Engineering and Science**, v. 40, n. 6, p. 1395-1404, 2000.
  38. CEDORGE, T. e COLTON, J. Draft angle and surface roughness effects on stereolithography molds. **Polymer Engineering and Science**, v. 40, n. 7, p. 1581-1588, 2000.
  39. FERREIRA, A.C. e LAFRATTA, F.H. Conheça alguns meios para a obtenção de protótipos de peças injetadas. **Revista Plástico Industrial**, São Paulo, v. 1, n. 1, p. 24-30, Set. 1998.
  40. GOMIDE, R.B. **Fabricação de componentes injetados com o uso de insertos de resina termofixa produzidos por estereolitografia**. 2000. 156 f. Dissertação (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
  41. GRELLMANN, D.A. **Utilização das tecnologias de estereolitografia e microfusão para aplicações em prototipagem rápida e ferramental rápido** 2001. 153 f. Dissertação (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
  42. LAFRATTA, F.H. **Uso de fluido refrigerante, temporariamente confinado, em ferramental rápido para a injeção de termoplásticos**. 2003. 180 f. Tese (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
  43. LENCINA, D.C. **Fabricação rápida de ferramentas produzidas por estereolitografia e recobertas com níquel-fósforo depositado por eletroless - com estudos de caso em moldagem de plásticos por injeção e fundição em areia aglomerada por resinas do tipo caixa fria**. 2003. 166 f. Tese (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
  44. RIBEIRO JR, A.S. **Proposta de utilização de ferramentas CAE no planejamento do processo de moldagem por injeção de termoplásticos em moldes de**

**estereolitografia.** 2003. 133 f. Tese (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

45. VANDRESEN, M. **Aplicação da técnica de núcleo perdido na injeção de peças complexas, em moldes de ferramental rápido, a partir da estereolitografia.** 2003. f. Tese (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
46. BUSATO, F.A. **Parâmetros de modelagem por injeção de termoplásticos em moldes fabricados por estereolitografia com resina SOMOS 7110.** 2004. 130 f. Dissertação (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
47. GONÇALVES, M.W. **Estudo do comportamento das resinas de estereolitografia Huntsman 5260 e Somos 7110 na fabricação rápida de moldes para injeção de PP, ABS, PA 6.6 e PET.** 2005. 89 f. Dissertação (Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
48. REINERT, A.F. **Estudo da influência da pressão de recalque na moldagem por injeção de POM em moldes fabricados por estereolitografia.** 2005. 83 f. Dissertação (Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
49. YAÑEZ, F.A.V. **Moldes rápidos fabricados por vazamento de resina epóxi/alumínio: Investigação sobre o processo de fabricação e o desempenho termomecânico durante a injeção de termoplásticos.** 2005. 103 f. Dissertação (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
50. CAVALHEIRO, A.Z. **Influência dos parâmetros de moldagem na estrutura e propriedade de peças de paredes espessas e finas de polipropileno isotático injetadas em moldes-protótipo fabricados por vazamento de resina epóxi.** 2007. 224 f. Tese de Doutorado (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
51. PEREIRA, L.E.C. **Análise por sistemas CAE de pontos de injeção de seção retangular para moldes fabricados em resina termofixa.** 2007. 109 f. Dissertação de Mestrado (Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
52. MATEUS, A., GAGO, P., OLIVEIRA, V., SARAIVA, V.M., LIMA, M., MONTEIRO, A.C. e POUZADA, A.S., *Hybrid moulds – integration of alternative materials and manufacturing processes*, in *16th International Conference on Production Research*. 2001: Prague.
53. LIMA, P., RAMOS, J. e POUZADA, A.S., *Thermal performance of hybrid injection moulds with epoxy mouldings inserts*, in *RPD 2002 – Advanced Solutions and Development*. 2002: Marinha Grande.
54. LIMA, P.S., RAMOS, J. e POUZADA, A.S. *Thermal Performance of Hybrid Injection Moulds With Epoxy Inserts*. in *ANTEC 2003*. 2003. Nashville.
55. MARTINHO, P., BÁRTOLO, P., QUEIRÓS, M.P., PONTES, A.J. e POUZADA, A.S. *Hybrid moulds: the use of combined techniques for the rapid manufacturing of*

- 
- injection mould.* in *Proceedings of VRAP 2005 – 2nd International Conference on Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping.* 2005. Leiria.
56. DUNNE, P., SOE, S.P., BYRNE, G., VENUS, A. e WHEATLEY, A.R. Some demands on rapid prototypes used as master patterns in rapid tooling for injection moulding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 150, n. 3, p. 201-207, 2004.
57. BEER, D.D., BOOYSEN, G., BARNARD, L. e TRUSCOTT, M. Rapid tooling in support of accelerated new product development. **Assembly Automation** v. 25, n. 4, p. 306-308, 2005.
58. CHIANG, W.M., LIM, C.S., CHUA, C.K., LO, P.L. e ENG, C.T. Application of rapid prototyping and tooling in customised airway management. **Rapid Prototyping Journal**, v. 11, n. 2, p. 106-112, 2005.
59. CHUNG, S., IM, Y., JEONG, H., JEONG, D., CHO, K., LEE, S., CHOI, B. e CHOI, H. Rapid fabrication of aluminum shoe mold using vacuum sealed casting process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 142, n. 2, p. 326-333, 2003.
60. DING, Y.C., LAN, H.B., HONG, J. e WU, D.L. An integrated manufacturing system for rapid tooling based on rapid prototyping. **Robotics and Computer-Integrated Manufacturing**, v. 20, n. 4, p. 281-288, 2004.
61. FERREIRA, J.C., SANTOS, E., MADUREIRA, H. e CASTRO, J. Integration of VP/RP/RT/RE/RM for rapid product and process development. **Rapid Prototyping Journal**, v. 12, n. 1, p. 18-25, 2006.
62. AHRENS, C.H., FERREIRA, C.V., PETRUSH, G., CARVALHO, J.D., SANTOS, J.R.L.D., SILVA, J.V.L.D. e VOLPATO, N. **Prototipagem rápida: tecnologias e aplicações.** São Paulo: Edgard Blucher 2007. 272 p.
63. MENGES, G. e MOHREN, P. **How to make injection moulds.** Hanser, 1993. p.
64. KING, D. e TANSEY, T. Alternative materials for rapid tooling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 121, n. 2-3, p. 313-317, 2002.
65. JESUS, M.S. **Desenvolvimento de um compósito polímero-metal a base de epoxi para aplicações em moldes rápidos.** 2005. 102 f. Dissertação de Mestrado (Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
66. WHOLERS, T. **Rapid prototyping & tooling state of the industry annual worldwide progress report.** Colorado, Wohlers Associates Inc., 2002. p.
67. BARETTA, D.R., R.P., Z., POUZADA, A.S. e COSTA, C.A., *Application of alternative materials in hybrid mould cores*, in *RPD 2006 – Building the Future by Innovation.* 2006: Marinha Grande.
68. HARADA, J. **Moldes para injeção de termoplásticos: Projetos e princípios básicos.** São Paulo: Artliber, 2004. 308 p.

69. PONTES, A.J., BRITO, A.M., MATOS, A., ARAÚJO, B. e MENDES, S.S., Sistema de extração., In: **Manual do Projetista para Moldes de Injeção de Plástico**. 2004. Centife: Marinha Grande, p. 61.
70. BEAL, V.E., SABINO NETTO, A.C. e AHRENS, C.H. *Evaluating the use of aluminum inserts on stereolithography puzzle molds for injection molding of complex parts: a case study*. in *Proceedings of SPE-ANTEC 61rst Annual Technical Conference*. 2003. Nashville.
71. AHRENS, C.H. e SALMORIA, G.V. **Projeto AMPLAS - Aspecto metálico em peças de plástico**: Projeto final, Florianópolis, Cimject/EMC/UFSC, 2008. 89 p.
72. *RenCast 436/Ren HY 150. Sistema de Fundição Resistente ao Calor*, in *Folha de dados*. 2003, Huntsman Brasil.
73. *NEUKADUR VG SP 5. Production of injection moulds (prototyping)*, in *Folha de dados*. 2006, ALTROPOL KUNSTSTOFFE GmbH.
74. SABINO-NETTO, A.C., YAÑEZ, F.A., SALMORIA, G.V. e AHRENS, C.H. *Effects of mixture parameters on quality of composite epoxy-aluminum tools*. in *PPS-2004 Americas Regional Meeting Symposia*. 2004. Florianópolis.
75. WOOD, S.L. e ULLMAN, D.G. The functions of plastic injection moulding features. **Design Studies**, v. 17, n. 2, p. 201-213, 1996.
76. **CROSSLINKTECH. Degassing epoxy and polyurethane composites**. Disponível em: [http://www.crosslinktech.com/degassing\\_materials.htm](http://www.crosslinktech.com/degassing_materials.htm). Acesso em: Setembro de 2005.
77. GONÇALVES, M.W. **Avaliação do comportamento mecânico de moldes fabricados por estereolitografia com a resina vantico 5260 e SOMOS 7110 na moldagem por injeção de PP, ABS, PET e PA66**. 2003. f. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
78. DSM, *Datasheet NanoForm<sup>TM</sup> 15120*, in *Strong, stiff, high temperature nanocomposite resin for stereolithography*. 2004. p. 3.
79. MILTON, G.W. **The theory of composites**. Cambridge Monographs on Applied and Computational Mathematics. 1st edition. Cambridge: Cambridge University Press, 2001. 800 p.
80. MENDONÇA, P.D.T.R. **Materiais compostos e estruturas-sanduíche**. Barueri: Manole, 2005. 656 p.
81. CALLISTER JR., W.D. **Fundamentals of materials science and engineering**. 5ª edição. John Wiley & Sons Inc., 2001. 552 p.
82. PETERS, S.T. **Handbook of composites**. Hanser, 1998. p.
83. LINO, F.J., VASCONCELOS, P.V.D.S.M. e NETO, R.J. *Indirect rapid tooling with aluminium and milled fibre reinforcement resins*. in *ICIT 2005. 5th International Conference on Industrial Tools*. 2005. Celje.

- 
84. RABELLO, M. **Aditivação de polímeros**. 1ª ed. São Paulo: Artliber, 2001. 250 p.
85. VARGA, Z., FILIPCSEI, G. e ZRINYI, M. Smart composites with controlled anisotropy. **Polymer**, v. 46, n. 18, p. 7779-7787, 2005.
86. WYPYCH, G. **Handbook of fillers**. 2nd Ed. ChemTec, 2000. 890 p.
87. GERMAN, R.M. **Powder metallurgy science**. 2ª. Metal Powder Industries Federation, 1994. 472 p.
88. CHUNG, S.I., IM, Y.G., JEONG, H.D. e NAKAGAWA, T. The effects of metal filler on the characteristics of casting resin for semi-metallic soft tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 134, n. 1, p. 26-34, 2003.
89. VASCONCELOS, P.V.D.S.M. **Fabrico rápido indirecto de ferramentas compósitas a partir de modelos de prototipagem rápida**. 2004. 398 f. Tese de Doutorado (Engenharia Mecânica), Universidade do Porto, Porto.
90. BRITO, Z. e SANCHEZ, G. Influence of metallic fillers on the thermal and mechanical behaviour in composites of epoxy matrix. **Composite structures**, v. 48, n. 1-3, p. 79-81, 2000.
91. YAÑEZ, F.A., SABINO NETTO, A.C., BIAVA, M., N., P.A.T., SALMORIA, G.V. e AHRENS, C.H. *Investigation of the thermal behavior of rapid tools of epoxy-aluminium resin during the injection molding of PP and PET*. in *PPS-2004 Americas Regional Meeting Symposia*. Novembro, 2004. Florianópolis (SC).
92. MATWEB. **Online material data sheet**. Disponível em: <http://www.matweb.com/>. Acesso em: Setembro de 2007.
93. MAMUNYA, Y.P., DAVYDENKO, V.V., PISSIS, P. e LEBEDEV, E.V. Electrical and thermal conductivity of polymers filled with metal powders. **European Polymer Journal**, v. 38, n. 9, p. 1887-1897, 2002.
94. WEIDENFELLER, B., HOFER, M. e SCHILLING, F.R. Thermal conductivity, thermal diffusivity, and specific heat capacity of particle filled polypropylene. **Composites Part a-Applied Science and Manufacturing**, v. 35, n. 4, p. 423-429, 2004.
95. CHUNG, S., IM, Y., KIM, H., PARK, S. e JEONG, H.D. Evaluation for micro scale structures fabricated using epoxy-aluminum particle composite and its application. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 160, n. 2, p. 168-173, 2005.
96. JACOBS, P. The effects of random noise shrinkage on rapid tooling accuracy. **Materials and Design**, v. 21, n. 2, p. 127-136, 2000.
97. MARTINHO, P.G., BARTOLO, P.J. e POUZADA, A.S. *Efficient design solutions for hybrid moulds and the widening of the lifecycle of injection moulds*. in *PMI 2007 – Int. Conf. on Polymers & Moulds Innovations*. 2007. Gent.
98. VASCONCELOS, P.V., LINO, F.J., BAPTISTA, A.M. e NETO, R.J.L. Tribological behaviour of epoxy based composites for rapid tooling. **Wear**, v. 260, n. 1-2, p. 30-39, 2006.

99. LI, X.B., GAO, Y.M., XING, J.D., WANG, Y. e FANG, L.A. Wear reduction mechanism of graphite and MoS<sub>2</sub> in epoxy composites. **Wear**, v. 257, n. 3-4, p. 279-283, 2004.
100. SHIAO, S.J. e WANG, T.Z. Dry self-lubricating composites. **Composites Part B-Engineering**, v. 27, n. 5, p. 459-465, 1996.
101. YASMIN, A. e DANIEL, I.M. Mechanical and thermal properties of graphite platelet/epoxy composites. **Polymer**, v. 45, n. 24, p. 8211-8219, 2004.
102. MENNIG, G. **Wear in plastics processing** how to understand, protect, and avoid. Munich: Carl Hanser Verlag, 452 p.
103. GONCALVES, M.W., SALMORIA, G.V. e POUZADA, A.S. Study of tribological properties of moulds obtained by stereolithography. **Virtual and Physical Prototyping**, v. 2, n. 1, p. 29-36, 2007.
104. SALMORIA, G.V., AHRENS, C.H., FREDEL, M., SOLDI, V. e PIRES, A.T.N. Stereolithography of 7110 resin: mechanical behavior and fractography of parts post-cured by different methods. **Polymer Testing**, v. 24, n. 2, p. 157-162, 2005.
105. KELLY, A. e TYSON, W.R. Tensile properties of fibre-reinforced metals - copper/tungsten and copper/molybdenum. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 13, n. 6, p. 329-, 1965.
106. GUL, V.E. e GOLUBEVA, M.G. Investigation of electrically conducting anisotropic structures in polymer materials. Influence of a magnetic field on conductivity of polymer materials containing conductive fillers. **Colloid Journal-Ussr**, v. 30, n. 1, p. 9-, 1968.
107. GOLUBEVA, M.G., SHISHKIN, T.I. e GUL, V.E. Influence of magnetic-field on system polymer-ferromagnetic filler. **Kolloidnyi Zhurnal**, v. 35, n. 6, p. 1145-1148, 1973.
108. GOLUBEVA, M.G., TURKOVA, N.N., SHENFIL, L.Z. e GUL, V.E. Electrical conductivity mechanism of anisotropic metal-filled polymeric materials. **Kolloidnyi Zhurnal**, v. 35, n. 4, p. 745-747, 1973.
109. JIN, S., SHERWOOD, R.C., MOTTINE, J.J., TIEFEL, T.H., OPILA, R.L. e FULTON, J.A. New, z-direction anisotropically conductive composites. **Journal of Applied Physics**, v. 64, n. 10, p. 6008-6010, 1988.
110. HYPERPHYSICS. Disponível em: <http://www.hyperphysics.com/>. Acesso em: Setembro de 2007.
111. JIN, S., TIEFEL, T.H. e WOLFE, R. Directionally-conductive, optically-transparent composites by magnetic alignment. **IEEE Transactions on Magnetism**, v. 28, n. 5, p. 2211-2213, 1992.
112. MARTIN, J.E., VENTURINI, E., ODINEK, J. e ANDERSON, R.A. Anisotropic magnetism in field-structured composites. **Physical Review E**, v. 61, n. 3, p. 2818-2830, 2000.

- 
113. BOCZKOWASKA, A. e AWIETJAN, S. *Effect of the processing conditions on the mechanical properties of urethane magnetorheological elastomers*. in *Materiais 2007*. 2007. Porto.
114. SABINO NETTO, A.C., SALMORIA, G.V., JESUS, M.S. e AHRENS, C.H. *Investigation of thermal and mechanical performance of an iron-epoxy composite for rapid tooling*. in *Proceedings of RPD 2006 - Building the Future by Innovation*. 2006. Marinha Grande.
115. HALLIDAY, D., RESNICK, R. e WALKER, J. **Fundamentos de física: eletromagnetismo**. 4ª edição. Rio de Janeiro: 1996. 350 p.
116. *Distribuição granulométrica do pó de aço ML-90*. 2005, Bombril S.A.
117. *Laminating Resin RenLam LY 5210/ Ren HY 5158. Exceptional heat resistant epoxy system*, in *Folha de dados*. 2005, Huntsman.
118. **High Temperature Tooling in CFK and GFK Technology** Huntsman Company - Advanced Materials Division, 2006. p.
119. SIKORA, R., KRASON, P. e GRAMZ, M. Synthesis of the magnetic field due to a thin-walled solenoid. **IEEE Transactions on Magnetics**, v. 17, n. 3, p. 3, 1981.
120. POUZADA, A.S., FERREIRA, E.C. e PONTES, A.J. Friction properties of moulding thermoplastics. **Polymer Testing**, v. 25, n. 8, p. 1017-1023, 2006.
121. FERREIRA, E.C., NEVES, N.M., MUSCHALLE, N.M. e POUZADA, A.S. *Friction properties of thermoplastics in injection molding*. in *ANTEC 2001*. 2001. Dallas.
122. MONTGOMERY, D.C., RUNGER, G.C. e HUBBLE, N.F. **Estatística aplicada à engenharia**. Rio de Janeiro: LTC, 2004. p.
123. BRETAS, R.E.S. e D'ÁVILA, M.A. **Reologia de polímeros fundidos**. São Carlos: EDUFSCAR, 2005. 257 p.
124. PENN, H. **Handbook of composites**. 2nd Ed. California, USA: Chapman & Hall, 1998. p.
125. FONER, S. Versatile and sensitive vibrating-sample magnetometer. **Review of Scientific Instruments**, v. 30, n. 7, p. 548-557, 1959.
126. FELISBERTO, M.D.V. **Adequação de homogeneidade e ajuste de parâmetros no reator de plasma excitado por microondas de modo a otimizar a produção de intersticiais  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x(x=3)$** . 2006. 48 f. Dissertação (Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
127. VINCENT, P.I. **Impact tests and service performance of thermoplastics**. London: The Plastics Institute, 1971. p.
128. VASCONCELOS, P.V., LINO, F.J., MAGALHAES, A. e NETO, R.J.L. Impact fracture study of epoxy-based composites with aluminium particles and milled fibres. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 170, n. 1-2, p. 277-283, 2005.

129. SCHRAMM, G. **Reologia e reometria: Fundamentos teóricos e práticos**. 2ª edição. São Paulo: Artliber editora, 2006. 238 p.
130. THUMMLER, F. e OBERACKER, R. **An introduction to powder metallurgy**. Cambridge: Ashgate Publishing, 1993. 320 p.
131. MONTEIRO, S.N., AQUINO, R.C.M.P., LOPESA, F.P.D. e D'ALMEIDA, J.R.M. Tenacidade ao entalhe por impacto Charpy de compósitos de poliéster reforçados com fibras de piaçava. **Revista Matéria**, v. 11, n. 3, p. 204 - 210, 2006.
132. LUCAS, E.F., SOARES, B.G. e MONTEIRO, E. **Caracterização de polímeros: Determinação de peso molecular e análise térmica**. Rio de Janeiro: e-papers, 2001. 360 p.
133. GOMES, C., J., L., CARDON, L., S., P.A. e PONTES, A.J., *An insight on the thermo-mechanical behaviour of deep core hybrid moulds*, in *PMI 2007 – Int. Conf. on Polymers & Moulds Innovations*. 2007: Gent: April.
134. BAIJAL, M.D. **Plastics polymer science and technology**. New York: J. Wiley, 1982. 945 p.
135. BRANDRUP, J., IMMERGUT, E.H. e GRULKE, E.A. **Polymer handbook**. 4th Ed. New York: J. Wiley, 1999. 783 p.

## *Anexos*



## Anexo 1 Ficha técnica da resina RenLam LY5210-HY5158



### Laminating Resin

### RenLam<sup>®</sup> LY 5210/ Ren<sup>®</sup> HY 5158

### Exceptional heat resistant epoxy system

#### Key properties

- Good wetting properties
- Long pot life
- Partial curing at room temperature completed with indicated post cure
- Exceptional heat resistance

#### Applications

- For heat- resistant tools with glass or carbon fibre fabrics
- Prepreg lay-up tools
- Parts and structures
- In combination with an appropriate gelcoat system to construct high temperature tools

#### Product data

Property	Unit	RenLam LY 5210	Ren HY 5158
Appearance		Clear liquid	Clear liquid
Colour	visual	Brown	Pale yellow
Viscosity at 25°C	mPas	2,300-3,300	1,000-2,000
Density	g/cm <sup>3</sup>	1.2	1.01

#### Processing

Mix ratio	Parts by weight
RenLam LY 5210	100
Ren HY 5158	25

Mix the two components thoroughly in the ratio indicated, then impregnate each layer of cloth as it is laid up to construct the laminate.  
Post-curing will improve final properties.

**Properties**

Resin/Hardener mix:	Volume	Unit	LY 5210 HY 5158
Appearance			Yellowish
Viscosity at 25°C		m Pa s	3,000
Pot life at 25°C	500 ml	min	150
Demoulding time		h	3-4 days RT /14 h 40°C

*After cure: 14h gradually up to 160°C*

Density	ISO 1183	g/cm <sup>3</sup>	1.1
Deflection temperature	ISO 75	°C	160-170

**Storage**

Store LY 5210 at a temperature between 2 and 8°C, in its original container. Quantities of materials for immediate use (up to 5 days) can be held at room temperature without risk of deterioration.

Store HY 5158 in a closed container between 6 and 28°C.

**Working conditions**

The product should be used when in the temperature range 18-25°C.

**Packaging**

System	LY 5210	HY 5158
Quantity and Weight	1 x 25kg	1 x 6.25kg
Quantity and Weight	4 x 5kg	4 x 1.25kg

**Handling precautions**

**Caution**

Our products are generally quite harmless to handle provided that certain precautions normally taken when handling chemicals are observed. The uncured materials must not, for instance, be allowed to come into contact with foodstuffs or food utensils, and measures should be taken to prevent the uncured materials from coming in contact with the skin, since people with particularly sensitive skin may be affected. The wearing of impervious rubber or plastic gloves will normally be necessary; likewise the use of eye protection. The skin should be thoroughly cleansed at the end of each working period by washing with soap and warm water. The use of solvents is to be avoided. Disposable paper - not cloth towels - should be used to dry the skin. Adequate ventilation of the working area is recommended. These precautions are described in greater detail in the Material Safety Data sheets for the individual products and should be referred to for fuller information.

**Huntsman Advanced Materials (UK) Limited**

All recommendations for the use of our products, whether given by us in writing, verbally, or to be implied from the results of tests carried out by us, are based on the current state of our knowledge. Notwithstanding any such recommendations the Buyer shall remain responsible for satisfying himself that the products as supplied by us are suitable for his intended process or purpose. Since we cannot control the application, use or processing of the products, we cannot accept responsibility therefore. The Buyer shall ensure that the intended use of the products will not infringe any third party's intellectual property rights. We warrant that our products are free from defects in accordance with and subject to our general conditions of supply.

Duxford, Cambridge  
England CB2 4QA

Tel: +44 (0) 1223 493 000  
Fax: +44 (0) 1223 493 002

www.renshape.com

© 2004 Huntsman Advanced Materials (Switzerland) GmbH

® Ren, RenShape, RenPaste, RenGel, RenLam, RenCast, RenLease, RenPIM and Parts In Minutes are registered trademarks of Huntsman LLC or an affiliate thereof in one or more, but not all, countries.

## Anexo 2 Ficha técnica da resina RenCast 436-Ren HY 150



### RenCast 436 Ren HY 150

#### Sistema de Fundição Resistente ao Calor

#### Descrição

O RENCAST 436 Resina pode ser usado em conjunto com o Ren HY150 Endurecedor para produzir um sistema de fundição carregado com alumínio, que possibilite o uso contínuo a 150 °C. A utilização a 180 °C é possível, desde que intermitente. Cargas de alumínio granulado podem ser adicionadas ao sistema RENCAST 436 para reduzir a contração e a exotermia enquanto o custo total da ferramenta diminui.

#### Aplicações

Moldes de sopro, moldes para injeção de termoplásticos e termoformagem a vácuo (vacuum forming), matrizes para estiramento, gabaritos de fixação, montagem e colagem que são submetidos a temperaturas elevadas.

#### Mistura

**Proporção da mistura** 100 R para 6 E por **peso**

**Mistura:** mexer bastante cada componente antes de misturá-los entre si. Pesar cada um deles de forma precisa ( $\pm 5\%$ ) em recipientes limpos. Colocar a resina e o endurecedor juntos e mexer durante, no mínimo, 3 minutos, para que o resultado seja homogêneo. Não se esquecer de raspar as laterais, o fundo do recipiente e a própria espátula misturadora várias vezes para assegurar a uniformidade da mistura.

#### Propriedades Típicas da Mistura

Propriedade	Método de Ensaio ASTM	Valores de Teste <sup>(1)</sup>
Tempo de gel (120 g)	D-2471	60 minutos
Cor da mistura Resina	Visual	Cinza
Viscosidade - mPas	D-2393	7000 - 11000

<sup>(1)</sup> Testado a 25 °C

#### **Propriedades Típicas do Produto Curado**

<b>Propriedade</b>	<b>Método de Ensaio ASTM</b>	<b>Valores de Teste <sup>(1)</sup></b>
Peso específico (g/cm <sup>3</sup> )	D-792	1,39
Dureza, Shore D	D-2240	85 - 90
Resistência à flexão (kg/mm <sup>2</sup> )	D-790	7,5
Resistência à tração (kg/mm <sup>2</sup> )	D-638	4,5

<sup>(1)</sup> Ciclo de Cura: 24 horas em temperatura ambiente + 2 horas a 70°C + 2 horas a 90 °C + 2 horas a 120 °C + 8 - 16 horas a 150 °C, testados a 25 °C, exceto quando mencionada outra temperatura.

#### **Nota:**

##### Propriedades Típicas

Essas propriedades físicas correspondem aos valores de ensaio típicos obtidos por nosso laboratório. Se for necessário auxílio para estabelecer as especificações do produto, favor consultar o nosso Departamento de Atendimento ao Cliente.

#### **Instruções de Cura**

Após endurecer a temperatura ambiente por aproximadamente 24 horas, é recomendável que seja realizada a pós-cura de 2 horas a 70 °C, somada a 2 horas a 90°C, 2 horas a 120 °C e, por fim, de 8 a 16 horas a 150 °C.

As limitações de temperatura do molde ou molde indicarão se há possibilidade de serem utilizados como suporte de estrutura durante o ciclo de pós-cura. Talvez a ferramenta tenha que ser retirada do molde para a pós-cura e, neste caso, deve-se providenciar uma armação/reforço para o suporte.

Deverá haver distribuição uniforme de calor durante a pós-cura, como ocorre em uma estufa com circulação interna de ar. Calor concentrado como, por exemplo, a colocação de uma lâmpada direcionada e próxima ao material aplicado, poderá causar empenamento e deformações na ferramenta.

#### **Armazenamento**

Conforme orientações, este material deve ser estocado em sua embalagem original para que tenha condições de uso durante, no mínimo, um ano após a data de envio.

#### **Manipulação e Armazenamento**

##### RENCAS 436 Resina e Ren HY 150 Endurecedor

Armazenar a embalagem lacrada sob temperatura de 18 °C a 38 °C em local seco.

Trabalhar em local ventilado e utilizar ferramentas limpas e secas durante a mistura e a aplicação. Combinar a resina e o endurecedor conforme as proporções de mistura. Misturar bastante e utilizar logo em seguida. A temperatura do material não deve ser inferior a 18 °C enquanto estiver sendo realizada a mistura.

##### RENCAS 436 Resina

Este produto pode apresentar cristalização quando armazenado. Caso isto ocorra, abrir o recipiente e aquecer a 50 °C - 60 °C até a dissolução dos cristais. Agitar bem após o produto estar liquefeito.

Misturar bem antes de usar. Este material apresenta sedimentação

### Precauções de Segurança

**Não utilizar ou manipular o produto antes que o Folheto de Segurança (MSDS) seja lido e compreendido.**

#### RENCAS 436 Resina

Provoca graves irritações na pele. Causa irritações nos olhos, podendo gerar queimaduras e reações alérgicas.

Evitar contato com os olhos, a pele e as roupas. Não estabelecer contato prolongado com a pele e lavar as mãos com bastante água após o uso.

#### Ren HY 150 Endurecedor

**ATENÇÃO! CORROSIVO.** Provoca queimaduras na pele e nos olhos. O produto pode ser absorvido pela pele. Além disso, ele pode causar queimaduras e reações respiratórias.

Não deixar atingir os olhos, a pele e as roupas. Evitar a inalação de vapor ou névoa. Manter o recipiente fechado. Utilizar o produto somente sob ventilação adequada e lavar as mãos com bastante água após o uso.

Pode ocorrer a formação de pó nas operações em que o material curado for lixado e ou serrado. Providenciar as EPI's necessárias.

### Precauções de Manipulação

Os procedimentos de higiene industrial obrigatórios e recomendados devem ser observados sempre que os nossos produtos forem manipulados e processados. Informações adicionais podem ser encontradas nos Folhetos de Dados de Segurança (MSDS) correspondentes e no folheto "Precauções de Higiene Durante a Manipulação dos Produtos Plásticos da Vantico" (publicação nº 24264/e).

### Nota de Precaução

Os sistemas termofixos geram calor durante a cura. A quantidade de calor e o tempo enquanto o calor é liberado varia significativamente entre os sistemas. Além disso, a temperatura do ambiente ou produto, a quantidade de material e a forma do molde ou recipiente, também são fatores que influenciam o perfil da temperatura de um sistema de mistura.

Em alguns casos, a reação exotérmica pode ser vigorosa, gerando calor o suficiente para provocar a decomposição do sistema com subsequente liberação de grandes volumes de fumaça acre.

Uma boa regra geral é nunca misturar material além do que pode ser aplicado durante o tempo de uso ou o tempo de gel. Tomar cuidado ao utilizar materiais em outras aplicações além das mencionadas no folheto de dados do produto, como por exemplo uma resina para laminação sendo usada por fundição.

Favor entrar em contato com nosso Departamento de Atendimento ao Cliente ou ligar para o representante local da Vantico Ltda. solicitando todas as informações necessárias antes de iniciar seu trabalho.



### Anexo 3 Ficha técnica da resina Neukadur VG SP 5

ALTROPOL KUNSTSTOFF GmbH Daimlerstraße 9 · D-23617 Stockelsdorf Telefon (+49) · 04 51 · 4 99 60 - 0 Telefax (+49) · 04 51 · 4 99 60 - 20 <a href="http://www.altropol.de">http://www.altropol.de</a> · e-mail: <a href="mailto:info@altropol.de">info@altropol.de</a>		
<b>NEUKADUR VG SP 5</b> <b>production of injection moulds (prototyping)</b>		
<b>Description</b>	NEUKADUR VG SP 5 is a casting compound based on epoxide resin enriched with special fillers (mineral and metallic). Together with NEUKADUR hardener SP 6 the final product is a hard and heat resistant (after tempering) material which can be machined. The NEUKADUR VG SP 5 systems shows good flowing conditions and can be used without any gelcoat. NEUKADUR VG SP 5 can be cured at room temperature. The first curing step should be done at room temperature. An additional tempering is necessary.	
<b>Mixing ratio</b>	100 p.b.w. NEUKADUR VG SP 5 7 p.b.w. NEUKADUR hardener SP 6	
<b>Fields of application</b>	Production of injection moulds and highly stressed vacuum moulds.	
<b>Processing</b>	<p>The resins compound should be stirred thoroughly as there may be a possibility of sedimentation occurring through storage. A careful and intensive intermix of the hardener and resin will reduce the amount of entrapped air and will give a more favourable wetting of the coated surface. It is advisable to wait about 10 -15 minutes before casting in order that any entrapped air can escape.</p> <p>Backfilling or core production: The NEUKADUR VG SP 5 systems can be added with aluminium fillers eg. MR 7(round granules 1-2 mm) or K 12 (irregular structured granules 1-1,5 mm) to become a castable or bulkable mass.</p> <p>mixing ratio 1 : 0.6 - 0.8 = castable          1 : 0.8 - 1.0 = bulkable</p>	
<b>Pot-life</b>	The pot-life depends on the temperature. At 20°C a quantity of 1.000 g has a pot-life of approx. 250 minutes.	
<b>Availability</b>	NEUKADUR VG SP 5 NEUKADUR hardener SP 6	10 kg package 0,7 kg package
<b>Shelf life</b>	NEUKADUR hardener VG SP 5 crystallized at temperatures below 15° C. After heating the material up to approx. 40° C it will remove in its initial condition without loosing its good properties. Shelf life at RT (18 - 25°C) and in closed original drums max. 6 months.	

		<b>NEUKADUR VG SP 5</b>	<b>NEUKADUR hardener SP 6</b>
<b><u>Properties of the components</u></b>			
Colour		black	transparent
Density	g/cm <sup>3</sup>	approx. 2,8	approx. 0,9
Viscosity (20 °C)	mPa·s	approx. 400.000	approx. 800
<b><u>Properties of the mixture</u></b>			
Mixing ratio		100 p.b.w.	7 p.b.w.
Mixing viscosity (20 °C)	mPa s		approx. 30.000
Pot-life (20 °C) 1000 g	minutes		approx. 60
Curing time (20 °C) according to thickness	hours		approx. 24
shore D-hardness after 24 hours	DIN 53505	points	approx. 85
after 72 hours	DIN 53505	points	approx. 87
<p>After curing at room temperature the material is in a phase of brittleness. Therefore the demoulding time should be 48 hours. An additional tempering is absolutely necessary. The following steps are recommended: 4 hours at 40 °C after that 2 hours at 60 / 80 / 120 / 150 °C</p>			
<b><u>Properties of the reaction product - tempered</u></b>			
Density	DIN 53479	g/cm <sup>3</sup>	approx. 2,7
Shore D-hardness	DIN 53505	points	approx. 90
Tensile strength	DIN 53455	N/mm <sup>2</sup>	approx. 50
Elongation	DIN 53455	%	0,3 - 0,4
Modulus of elasticity	DIN 53457	N/mm <sup>2</sup>	approx. 9.800
Compressive strength	DIN 53454	N/mm <sup>2</sup>	approx. 180
Ball indentation hardness 30"	DIN 53456	N/mm <sup>2</sup>	approx. 180
Dimensional stability under heat (Martens)	DIN 53458	°C	approx. 150
Thermal conductivity	DIN 52612	W/K·m	approx. 0,7
Coefficient of linear thermal expansion (with aluminium filler)	VDE	10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>	approx. 30
Coefficient of linear thermal expansion (without aluminium filler)	VDE	10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>	approx. 35
Linear shrinkage (specimen 500 x 20 x 25)		mm/m	approx. 0,1
<p>Our technical service – in words, in writing or by trials – is given according to the current state of our knowledge. It does however not relieve you from the duty to check by yourselves if the products supplied by us are suitable for the intended processes and purposes. Application, use and processing of the products take place beyond our control possibilities and lie therefore exclusively in the area of responsibility of the processor. Any existing property rights of third parties are to be considered. We guarantee the perfect quality of our products in accordance with our general terms and conditions of business. When handling our products, you have to observe the legal rules and the rules for the industrial hygiene. As for the rest, we refer to the corresponding safety data sheets.</p>			
E-032802 / an			

## Anexo 4 Ficha técnica do PP Domolen 1100N

## Data Sheet



## Domolen 1100 N

Domolen 1100N is a good flow homopolymer with a conventional molecular weight distribution and is formulated with a general-purpose additive package. Domolen 1100 N is used for general injection moulding applications

**Food Contact Applications:** This grade is in compliance with most regulations regarding food contact applications (EU, FDA). Specific information is available upon request.

### Properties Typical value

Properties	Unit	Test method	Value	
<b>Melt flow rate</b> MFR 230 / 2.16	g/10 min	ISO 1133	12	
<b>Technical properties</b>				
Tensile modulus of elasticity (v = 1mm / min)	MPa	ISO 527-2	1550	
Tensile yield stress (v = 50mm / min)	MPa	ISO 527-2	35	
Tensile yield strain (v = 50mm / min)	%	ISO 527-2	8	
Tensile strain at break (v = 50mm / min)	%	ISO 527-2	>50	
Tensile creep modulus (1000h, elongation ≤ 0.5%)	MPa	ISO 899-1	380	
Shear modulus	MPa	ISO 6721-2	800	
Charpy impact strength notched	+ 23 <sup>0</sup> C - 30 <sup>0</sup> C	kJ/m <sup>2</sup> kJ/m <sup>2</sup>	ISO 179 / 1eA ISO 179 / 1eA	3 1.5
Charpy impact strength unnotched	+ 23 <sup>0</sup> C - 30 <sup>0</sup> C	kJ/m <sup>2</sup> kJ/m <sup>2</sup>	ISO 179 / 1eU ISO 179 / 1eU	110 14
Izod impact strength notched	+ 23 <sup>0</sup> C - 30 <sup>0</sup> C	kJ/m <sup>2</sup> kJ/m <sup>2</sup>	ISO 180 / 1A ISO 180 / 1A	3 1.3
Ball indentation hardness (H 132/30 - *H 358-/30)	MPa	ISO 2039-1	78*	
<b>Thermal properties</b>				
Melting point, DSC	<sup>0</sup> C	ISO 3146	163	
Heat deflection temperature:				
- HDT / A (1.8 MPa)	<sup>0</sup> C	ISO 75-2	55	
- HDT / B (0.45 MPa)	<sup>0</sup> C	ISO 75-2	85	
Vicat softening temperature:				
- VST / A (10N)	<sup>0</sup> C	ISO 306	154	
- VST / B (50N)	<sup>0</sup> C	ISO 306	90	
<b>Other properties</b>				
Haze *1	%	ASTM D	60	
Density	g/cm <sup>3</sup>	ISO 1183	0.91	
<b>Applications</b>				
Closures, furniture, housewares, general injection				

\*1 = Injection-moulded disk, thickness = 1mm

Issued 01/02/2004

DOMO Polypolyethylene B.V.  
Meyweg 24  
NL-3197 EG Botlek RT  
Tel. +31 181 247070  
Fax: +31 181 247979

You can find out more about DOMO by contacting our website: <http://www.domo-international.com>

DOMO cannot anticipate all conditions under which this information and our products or the products of other manufacturers in combination with our products may be used. DOMO accepts no responsibility for results obtained by the application of this information or the safety and suitability of our products alone or in combination with other products. Users are advised to make their own tests to determine the safety and suitability of each such product or product combination for their own purposes. Unless otherwise agreed in writing, DOMO sells the products without warranty, and buyers and users assume all responsibility and liability for loss or damage arising from handling and use of our products, whether used alone or in combination with other products. The property values quoted are typical of European produced grades only and do not constitute a specification. Unless specifically indicated, the grades mentioned are not suitable for applications in the pharmaceutical/medical sector.



### **Anexo 5 Determinação das massas para preparação do compósito**

Partindo-se de um volume de compósito ( $V_c$ ) desejado obtêm-se os volumes de resina, agente de cura e carga a partir das equações (43), (44) e (45), respectivamente:

$$V_r = \frac{V_c \cdot (1 - \phi_f)}{1 + wt_e \cdot \frac{\rho_r}{\rho_e}} \quad (43)$$

$$V_e = wt_e \cdot V_r \cdot \frac{\rho_r}{\rho_e} \quad (44)$$

$$V_f = V_c \cdot \phi_f \quad (45)$$

sendo:

$V_r$  - volume de resina

$V_e$  - volume de agente de cura

$V_f$  - volume de fibras

$\phi_f$  - fração em volume de fibras

$wt_e$  - fração em massa de agente de cura em relação à massa de resina

$\rho_r$  - massa específica da resina

$\rho_e$  - massa específica do agente de cura

Para obter os valores de massa basta multiplicar as equações (46), (47) e (48), pelos valores de densidade da resina, do agente de cura e da carga, respectivamente nas equações abaixo:

$$m_r = V_r \cdot \rho_r \quad (46)$$

$$m_e = V_e \cdot \rho_e \quad (47)$$

$$m_f = V_f \cdot \rho_f \quad (48)$$

onde:

$m_r$  - massa de resina

$m_e$  - massa de agente de cura

$m_f$  - massa de carga

$\rho_f$  - massa específica da carga

No caso dos materiais comerciais, como já são fornecidos reforçados, a determinação das massas é mais simples e pode ser obtida a partir das equações (49) e (50):

$$m_r = \frac{V_c \cdot \rho_r}{1 + wt_e \cdot \frac{\rho_r}{\rho_e}} \quad (49)$$

$$m_e = wt_e \cdot m_r \quad (50)$$

### Anexo 6 Determinação das propriedades mecânicas

Na figura 148 é apresentada uma curva tensão-deformação típica obtida através do ensaio de tração dos materiais estudados.

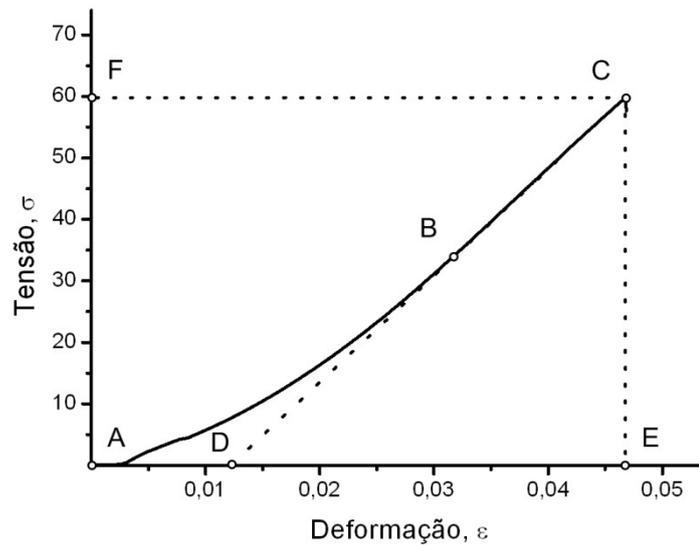


Figura 148: Curva tensão-deformação típica obtidas nos ensaios de tração.

A resistência máxima, representada pelo ponto F, foi determinada a partir da razão entre a máxima força registrada na máquina de ensaio pela área inicial da secção transversal do corpo de prova. Para a obtenção dos valores do módulo de elasticidade e da deformação realizou-se uma reinterpretação da curva obtida, uma vez que a região AB é influenciada por deslocamentos decorrentes de desalinhamentos, folgas e acomodação do corpo de prova nas garras de fixação. Isto não faz parte do comportamento do material e, desta forma, precisa ser desconsiderado. A partir da região da curva que apresenta comportamento linear (BC), foi traçada uma reta que se estende até o eixo das abcissas. A intersecção da reta com o eixo dá origem ao ponto D que é considerado o ponto inicial para a medição da deformação. Assim, a deformação total é a distância compreendida pela deformação inicial (D) e o ponto correspondente a tensão máxima suportada pelo material (E). O módulo elástico, pode ser determinado através da divisão da tensão em qualquer ponto ao longo da linha BC pela deformação correspondente, considerando o ponto D como o início da deformação.



**Anexo 7 EDX**

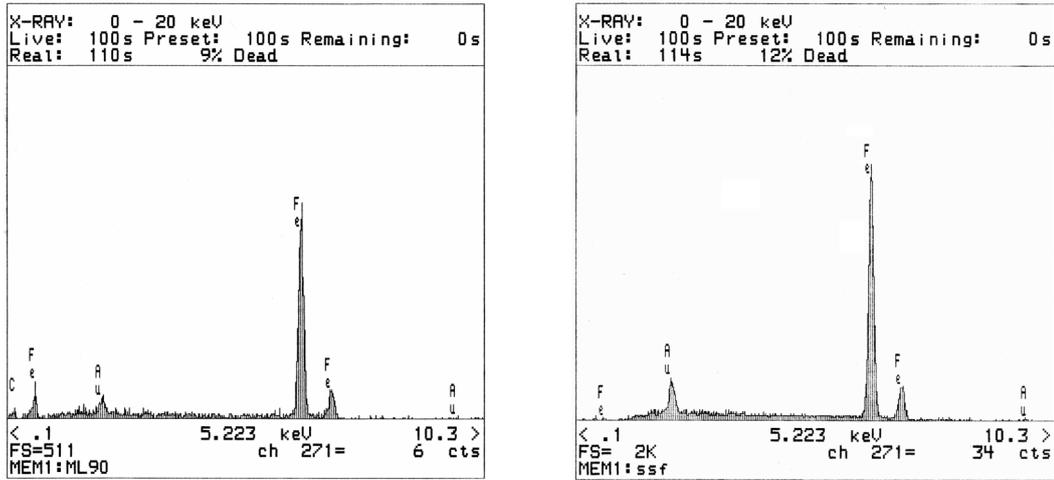


Figura 149: Espectros de EDX das fibras conforme fornecimento (esq.) e após o peneiramento (dir.).

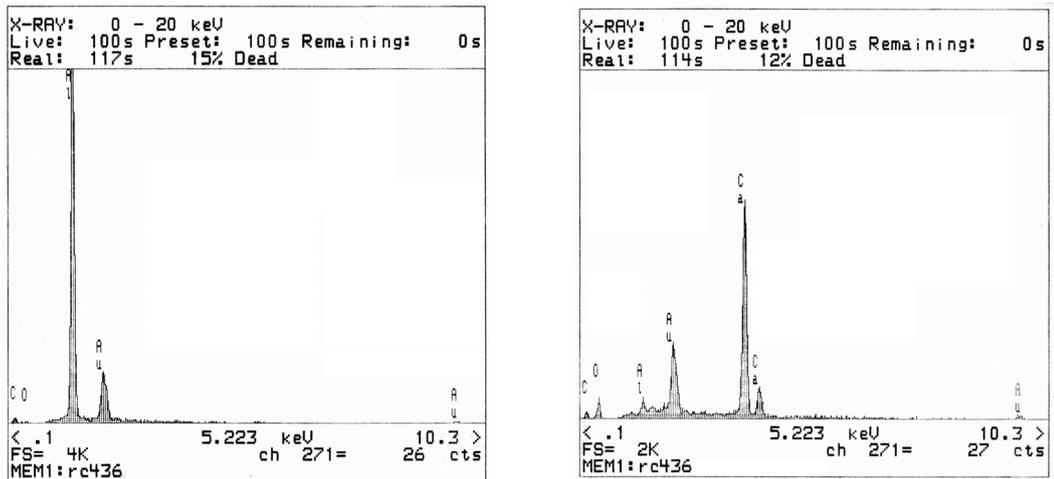


Figura 150: Espectros de EDX do compósito RenCast sobre: uma partícula de alumínio (esq.) e partícula de carbonato de cálcio (dir.).

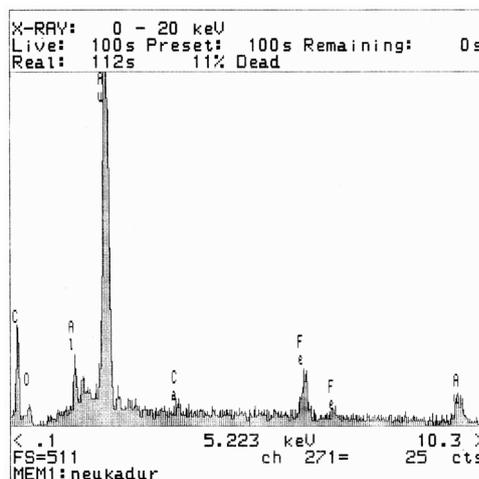


Figura 151: Espectro de EDX do compósito Neukadur.



**Anexo 8 Gráficos de variação dimensional**

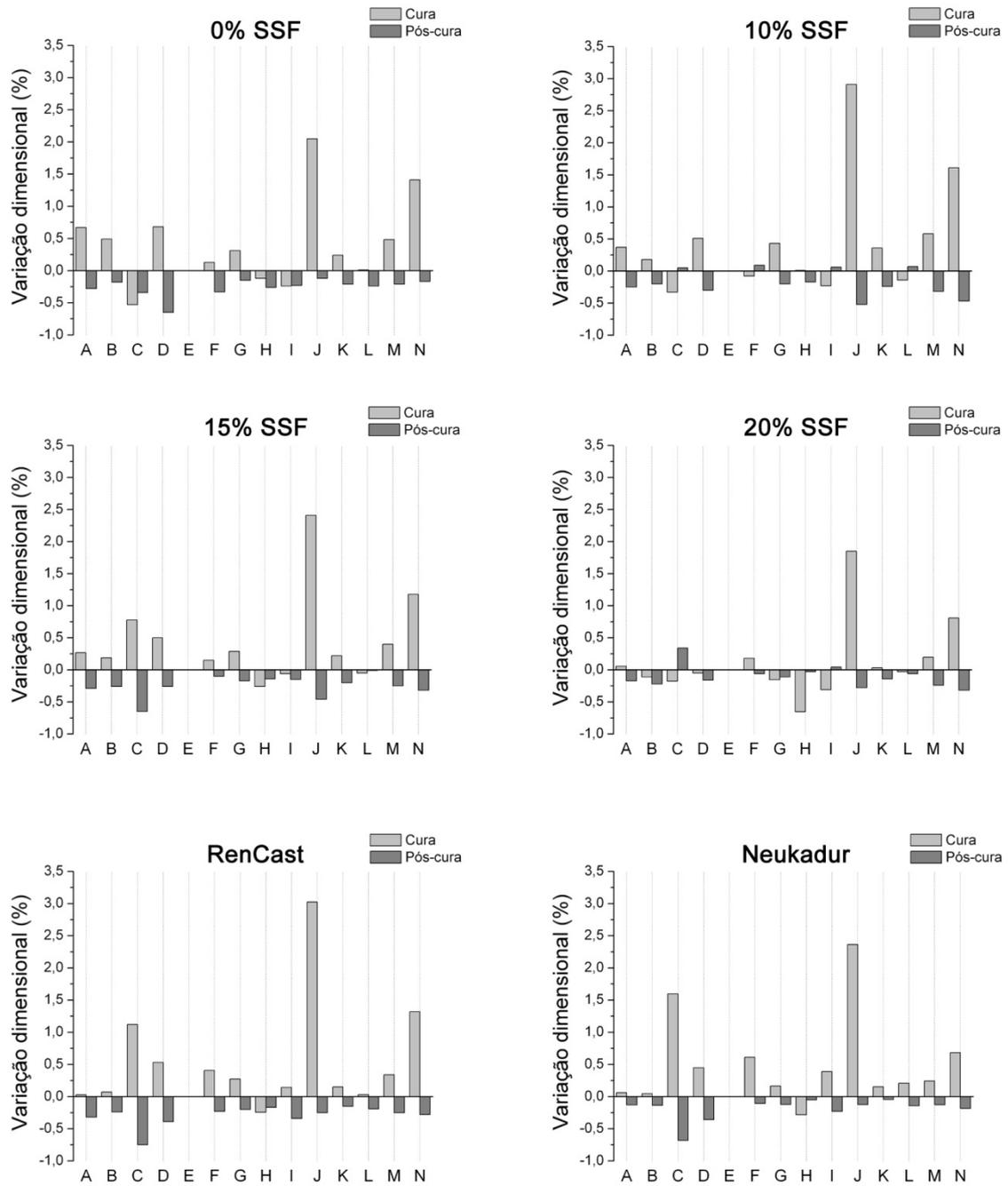


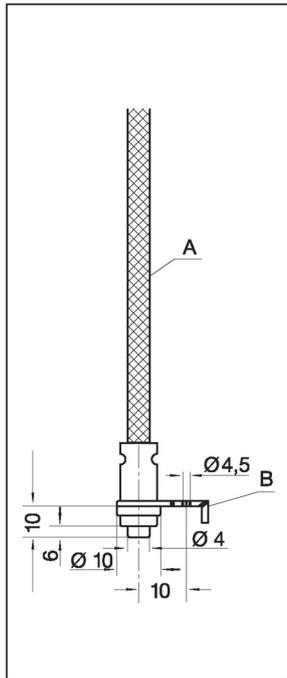
Figura 152: Variação dimensional na cura e pós-cura de para as diversas cotas analisadas.



## Anexo 9 Termopar utilizado na cavidade.



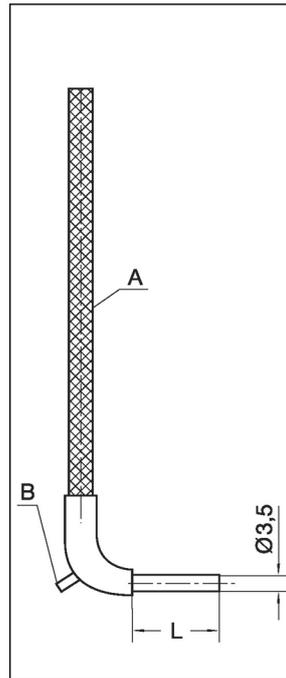
### Thermocouples (TEF), Resistance Sensors (PWF)



#### TEF 14

surface sensor

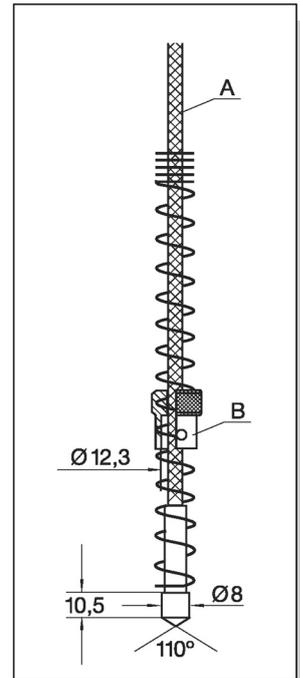
- sensor plane  $\varnothing$  10 mm
- with tab  $\varnothing$  4 mm, length 6 mm and fixing bracket (B) for installation with screw M 4
- FeCu-Ni, NiCr-Ni
- compensation line (A)  $2 \times 1.0 \text{ mm}^2$ , 2000 mm long



#### TEF 15

plug sensor for bores of  $\varnothing$  3.6 mm

- sensor tube  $\varnothing$  3.5 mm
  - sensor is fixed in the bore hole with a tension spring
  - length (L) 20 mm or any other length on request
  - FeCu-Ni, NiCr-Ni
  - compensation line (A)  $2 \times 1.0 \text{ mm}^2$ , 2000 mm long
- B: tension spring



#### TEF 16, PWF 16

- sensor tube  $\varnothing$  8 mm, length 10.5 mm
- with sensor tip  $110^\circ$
- fitting depth of bayonet-cap (B)  $\varnothing$  12.3 mm can be adjusted with screws on a 200 mm long compression spring
- FeCu-Ni, NiCr-Ni
- PT 100 (PWF 16)
- compensation line (A)  $2 \times 1.0 \text{ mm}^2$ , 2000 mm long



## Anexo 10 Ficha técnica da blenda PC/ABS Cycloloy C2800.

### SABIC Innovative Plastics Cycloloy® C2800 ABS + Polycarbonate (Europe)

**Categories:** [Polymer](#); [Thermoplastic](#); [Polycarbonate](#); [ABS Polymer](#)

**Material Notes:** Information provided by GE Plastics for their European product line. This product is also a part of their North American product line.

Saudi Basic Industries Corporation (SABIC) announced on August 31st, 2007, the completion of its purchase of GE Plastics.

**Vendors:** No vendors are listed for this material. Please [click here](#) if you are a supplier and would like information on how to add your listing to this material.

Physical Properties	Metric	English	Comments
Density	1.17 g/cc	0.0423 lb/in <sup>3</sup>	ASTM D 792
	1.17 g/cc	0.0423 lb/in <sup>3</sup>	ISO 1183
Moisture Absorption at Equilibrium	0.200 %	0.200 %	(23 C / 50% RH) 1L; ISO 15512
Water Absorption at Saturation	0.600 %	0.600 %	23C; ISO 62
Viscosity	173000 cP	173000 cP	Melt Viscosity (MV), 260 C, 1500 1/sec; DIN 54811
Linear Mold Shrinkage	0.00400 - 0.00600 cm/cm	0.00400 - 0.00600 in/in	Flow; ASTM D 955
Melt Flow	15.0 g/10 min	15.0 g/10 min	cm3/10min; Melt Volume Rate, MVR at 260C/2.16 kg; ISO 1133
Mechanical Properties	Metric	English	Comments
Hardness, Rockwell R	122	122	ISO 2039/2
Hardness, H358/30	115 MPa	16700 psi	ISO 2039/1
Tensile Strength, Ultimate	40.0 MPa	5800 psi	5 mm/min; ISO 527
	40.0 MPa	5800 psi	50 mm/min; ISO 527
Tensile Strength, Yield	50.0 MPa	7250 psi	5 mm/min; ISO 527
	55.0 MPa	7980 psi	50 mm/min; ISO 527
Elongation at Break	>= 50.0 %	>= 50.0 %	50 mm/min; ISO 527
	29.0 %	29.0 %	5 mm/min; ISO 527
Elongation at Yield	3.00 %	3.00 %	5 mm/min; ISO 527
	3.00 %	3.00 %	50 mm/min; ISO 527
Tensile Modulus	2.70 GPa	392 ksi	1 mm/min; ISO 527
Flexural Modulus	2.60 GPa	377 ksi	2 mm/min; ISO 178
Flexural Yield Strength	90.0 MPa	13100 psi	2 mm/min; ISO 178
Izod Impact, Unnotched (ISO)	NB	NB	80°10'4 +23 C; ISO 180/ 1U
Izod Impact, Unnotched Low Temp (ISO)	NB	NB	80°10'4 -30 C; ISO 180/ 1U
Izod Impact, Notched, Low Temp (ISO)	10.0 kJ/m <sup>2</sup>	4.76 ft-lb/in <sup>2</sup>	80°10'4 -30 C; ISO 180/ 1A
Charpy Impact, Notched, Low Temp	0.900 J/cm <sup>2</sup>	4.28 ft-lb/in <sup>2</sup>	at -30C, V-notch Edgew 80°10'4 sp=62; ISO 179/1eA
Charpy Impact, Notched	3.00 J/cm <sup>2</sup>	14.3 ft-lb/in <sup>2</sup>	23C, V-notch Edgew 80°10'4 sp=62; ISO 179/1eA
Taber Abrasion, mg/1000 Cycles	72.0	72.0	CS-17, 1 kg; GE Test
Izod Impact, Notched (ISO)	30.0 kJ/m <sup>2</sup>	14.3 ft-lb/in <sup>2</sup>	80°10'4 +23 C; ISO 180/ 1A
Electrical Properties	Metric	English	Comments
Volume Resistivity	>= 1.00e+15 ohm-cm	>= 1.00e+15 ohm-cm	IEC 60093
Surface Resistivity per Square	>= 1.00e+15 ohm	>= 1.00e+15 ohm	ROA; IEC 60093
Dielectric Constant	2.70	2.70	1 MHz; IEC 60250
	2.80	2.80	50 Hz; IEC 60250
Dielectric Strength	17.0 kV/mm	432 kV/in	in oil, 3.2 mm; IEC 60243-1
	25.0 kV/mm	635 kV/in	in oil, 1.6 mm; IEC 60243-1
	35.0 kV/mm	889 kV/in	in oil, 0.8 mm; IEC 60243-1
Dissipation Factor	0.00400	0.00400	50 Hz; IEC 60250
	0.00600	0.00600	1 MHz; IEC 60250
Arc Resistance	6.00 sec	6.00 sec	Tungsten; ASTM D 495
Comparative Tracking Index	275 V	275 V	Stand. Black; IEC 60112/3rd
	600 V	600 V	IEC 60112/3rd
	600 V	600 V	Electr Grey; IEC 60112/3rd
Thermal Properties	Metric	English	Comments
CTE, linear 20°C	80.0 µm/m-°C	44.4 µin/in-°F	23C-60C, flow; ISO 11359-2
CTE, linear 20°C Transverse to Flow	80.0 µm/m-°C	44.4 µin/in-°F	23C-60C; ISO 11359-2
Thermal Conductivity	0.200 W/m-K	1.39 BTU-in/hr-ft <sup>2</sup> -°F	ISO 8302
Hot Ball Pressure Test	<= 80.0 °C	<= 176 °F	IEC 60335-1
Deflection Temperature at 0.46 MPa (66 psi)	88.0 °C	190 °F	HDT/Be, 0.45MPa Edgew 120°10'4 sp=100mm; ISO 75/Be
Deflection Temperature at 1.8 MPa (264 psi)	78.0 °C	172 °F	HDT/Ae, 1.82 MPa Edgew 120°10'4 sp=100mm; ISO 75/Ae
Vicat Softening Point	92.0 °C	198 °F	B/50; ISO 306
	95.0 °C	203 °F	B/120; ISO 306
UL RTI, Electrical	60.0 °C	140 °F	UL 746B
UL RTI, Mechanical with Impact	60.0 °C	140 °F	UL 746B
UL RTI, Mechanical without Impact	60.0 °C	140 °F	UL 746B
Flammability, UL94	V-2	V-2	0.89 mm
	V-0	V-0	1.5 mm
	5VB	5VB	at 2.3 mm

Flammability Test	1.60	1.60	mm; IEC Needle Flame Test, 10 s , passes at; IEC 60695-2-2
Oxygen Index	32.0 %	32.0 %	ISO 4589
Glow Wire Test	850 °C	1560 °F	Passes at 1 mm; EDF HN60S02
	950 °C	1560 °F	Passes at 1 mm; IEC 60695-2-1
	960 °C	1760 °F	Passes at 3.2 mm; EDF HN60S02
	960 °C	1760 °F	Passes at 3.2 mm; IEC 60695-2-1

**Descriptive Properties**

Ball Pressure Test, 75 C +/- 2 C	PASSES	IEC 60035-1
----------------------------------	--------	-------------

Some of the values displayed above may have been converted from their original units and/or rounded in order to display the information in a consistent format. Users requiring more precise data for scientific or engineering calculations can click on the property value to see the original value as well as raw conversions to equivalent units. We advise that you only use the original value or one of its raw conversions in your calculations to minimize rounding error. We also ask that you refer to MatWeb's disclaimer and terms of use regarding this information. [Click here](#) to view all the property values for this datasheet as they were originally entered into MatWeb.

PGE8U074