

Dissertação

Mestrado em Engenharia da Conceção e Desenvolvimento do Produto



Reengenharia de uma polia de um sistema de ar condicionado

José António da Palma Bolrão

Leiria, Setembro de 2013



Dissertação

Mestrado em Engenharia da Conceção e Desenvolvimento do Produto

***Reengenharia de uma polia de um sistema de ar
condicionado***

José António da Palma Bolrão

Dissertação de Mestrado realizada sob a orientação do Doutor Carlos Alexandre Bento Capela, Professor Coordenador da Escola Superior de Tecnologia e Gestão do Instituto Politécnico de Leiria e co-orientação do Doutor Fernando Jorge Ventura Antunes, Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra.

Leiria, Setembro de 2013

À minha Família

Agradecimentos

Quero agradecer ao Doutor Carlos Alexandre Bento Capela por me dar a oportunidade de trabalhar sob a sua supervisão. Agradeço em particular as suas ideias, a sua disponibilidade e a sua amizade. Ao Doutor Fernando Jorge Ventura Antunes agradeço pelo apoio manifestado ao longo da execução da tese. A ambos agradeço também toda a leitura e revisão da tese.

Quero também agradecer a todos aqueles que, de forma científica ou não, contribuíram para a realização deste trabalho.

E por fim, mas não menos importante, agradeço à minha família pelo incentivo, pela compreensão, e pelo apoio incondicional ao longo destes anos.

Resumo

Componentes em plástico podem apresentar várias vantagens relativamente aos materiais metálicos e podem ser moldados num número relativamente elevado e baixo custo. No entanto, têm baixa resistência e são sensíveis à temperatura. A melhoria das propriedades mecânicas e térmicas pode ser conseguida com reforços de partículas. Os reforços tem efeitos importantes em termos de processamento, aparência, densidade e desempenho. Pretendeu-se com este trabalho realizar um estudo de reengenharia de uma polia eletromagnética de um sistema de ar condicionado de automóvel, recorrendo às técnicas de protótipagem rápida, Palma *et al* (2007). Este sistema, quando atuado, permite a transmissão de um binário ao compressor da unidade de frio. O corpo principal da polia existente é em aço e é obtida através de um conjunto de várias operações de fabrico.

O objetivo final é produzir uma polia eletromagnética utilizando uma tecnologia alternativa e novos materiais, simplificando a sua produção com um menor número de operações de fabrico. Consequentemente, o componente foi produzido por vazamento de um compósito de matriz polimérica com partículas esféricas metálicas num molde metálico. A adição de partículas metálicas foi fundamental para a obter propriedades magnéticas, melhorar as propriedades mecânicas, tais como resistência ao desgaste e rigidez. O comportamento mecânico dos materiais processados foi caracterizado mecânicamente por ensaios estáticos de flexão em três pontos. A variação da rigidez com a temperatura e a temperatura de transição vítrea foram determinadas por ensaios de DMA em flexão em três pontos. Foi também desenvolvido um modelo numérico de múltiplas fases, para prever as constantes elásticas de compósitos reforçados com partículas metálicas, e estudar o efeito da fração volúmica e as propriedades elásticas das fases (enchimento e matriz).

Palavras-chave: *materiais compósitos, técnicas de processamento, propriedades mecânicas, propriedades magnéticas, reengenharia, prototipagem rápida.*

Abstract

Plastic components can have several advantages over metal materials and can be formed in relatively high quantity and low cost. However, they have low resistance and are sensitive to temperature. The improved thermal and mechanical properties can be achieved with reinforcement particles. The reinforcements have important effects in terms of processing, appearance, density and performance. The intention of this work was to conduct a study of reengineering of a pulley of an electromagnetic air conditioning system car, using the rapid prototyping techniques, (Palma et al (2007)). This system, when actuated, enables transmission of a torque to drive the cold compressor. The main body of the current pulley is in steel and is obtained from a set of various manufacturing operations.

The ultimate goal is to produce an electromagnetic pulley using an alternative technology and new materials, simplifying the production with a lower number of manufacturing operations. Consequently, the component was produced by casting a polymer matrix composite spherical metal in a mold of metal. The addition of metal particles is critical to obtain magnetic properties, to improve the mechanical properties such as wear resistance and rigidity. The mechanical behavior of the material was processed mechanically characterized by static tests of three point bending. The variation of stiffness with temperature and glass transition temperature were determined by testing the DMA three point bending. It was also developed a numerical model of multiple stages to provide the elastic constants of composites reinforced with metal particles and to study the effect of density fraction and the elastic properties of the phases (the matrix and filler).

Key-Words: composite materials, processing techniques, mechanical properties, magnetic properties, re-engineering, rapid prototyping.

Índice de Figuras

Figura 2.1. Esquema de classificação para materiais compósitos (Callister (1985); Gay (1997)).	7
Figura 2.2. Modelos para compósitos com partículas: a) modelo de elementos paralelos (deformação constante); b) modelo de elementos em serie (tensão constante); c) modelo Hirsch; d) modelo Counto.	9
Figura 2.3. Curvas de previsão de variação do módulo de elasticidade <i>versus</i> fração volúmica de <i>filler</i> , para os modelos representados na Figura 2.2 (curvas obtidas para a matriz polimérica, $E_m = 1,8$ GPa e para as partículas de aço, $E_p = 220$ GPa).	10
Figura 2.4. Processos de fabrico em função do tipo de materiais utilizados (polímeros termoplásticos ou termoendurecíveis, Moura <i>et al</i> (2005)).	19
Figura 2.5. Moldação por <i>Hand lay-up</i> , ou manual (Furtado (2009)).	20
Figura 2.6. Representação esquemática da moldação por <i>Spray-up</i> (Composites (2012)).	21
Figura 2.7. Representação esquemática do processamento por vácuo (Azobuild (2012)).	21
Figura 2.8. Representação esquemática do processamento por compressão (Composites (2012)).	22
Figura 2.9. Representação esquemática do processo de injeção (Lafranche <i>et al</i> , 2007).	23
Figura 2.10. Representação esquemática da moldação em autoclave.	24
Figura 2.11. Representação esquemática do processamento por RTM (Composites (2012)).	25
Figura 2.12. Exemplo de componentes obtidos através da moldação por RTM (Daniel <i>et al</i> (1994); Silva (2006)).	26
Figura 2.13. Etapas do processo RTM (Moura <i>et al</i> (2005)).	29
Figura 2.14. SCRIMP (variante do processo RTM (Moura <i>et al</i> (2005)).	30
Figura 3.1. Foto do material compósito L74_60 (superfície polida).	38
Figura 3.2. Geometrias dos provetes (dimensões em mm): a) ensaios DMA em flexão em 3 pontos; b) ensaios de flexão em 3 pontos e esquema de carga.	39
Figura 3.3. Produção de provetes para ensaios mecânicos: a) molde em silicone; b) Sistema eletromecânico de acionamento do molde em silicone.	40
Figura 3.4. Balança eletrónica de precisão usada na determinação das densidades.	41
Figura 3.5. Máquina de tração utilizada nos ensaios de flexão em 3 pontos.	42
Figura 3.6. Módulos de operação de um conjunto DMA a) compressão/penetração; b) fadiga; c) oscilação com carga estática; d) tração e e) flexão em três pontos.	43

Figura 3.7. Equipamento DMA usado nos estudos.	43
Figura 3.8. Equipamento Teslameter para medição de campos magnéticos.	44
Figura 3.9. Polia seccionada em aço.	45
Figura 3.10. Proverte em material compósito com 50% de microesferas metálicas	46
Figura 3.11. Íman.	46
Figura 3.12. Comparação entre o íman e uma ‘pen’.	46
Figura 3.13. Medição do campo magnético sem íman.	47
Figura 3.14. Medição do campo magnético com íman.	47
Figura 4.1. Módulo à flexão <i>versus</i> temperatura e composição do material (0%, 40%, 50% e 60% de micro esferas metálicas).	51
Figura 4.2. Módulo à flexão e <i>Loss modulus versus</i> temperatura para a resina epóxida e compósito com 60% de microesferas metálicas.	52
Figura 4.3. Módulo à flexão e <i>Tan Delta versus</i> temperatura para a resina epóxida e compósito com 60% de micro esferas metálicas.	52
Figura 4.4. Modelos de previsão do módulo e resultados experimentais <i>versus</i> fração volúmica e para a temperatura de 25° C.	53
Figura 4.5. Modelos de previsão do módulo e resultados experimentais <i>versus</i> fração volúmica e para a temperatura de 80° C.	54
Figura 4.6. Curvas típicas de carga <i>versus</i> deslocamento para os três materiais compósitos processados com diferentes frações volúmicas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas) à temperatura ambiente.	55
Figura 4.7. Curvas típicas de tensão <i>versus</i> deslocamento para os três materiais compósitos processados com diferentes frações volúmicas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas).	55
Figura 4.8. Valores experimentais e de previsão de tensão máxima em flexão <i>versus</i> fração volúmica de micro esferas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas).	56
Figura 4.9. Valores de previsão e experimentais de módulo de elasticidade em flexão <i>versus</i> fração volúmica de micro esferas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas).	56
Figura 5.1. Geometria e malha do elemento finito: a) Partícula. b) Matriz. c) Compósito.	60
Figura 5.2. Geometria e condições fronteira.	61
Figura 5.3. Evolução do refinamento da malha ($E_m= 2300$ MPa, $\nu_m=0.35$; $\nu_p=0.3$, $E_p= 210000$ MPa, $\nu_p=0.3$, $V_f=26.7\%$, $R_p=0.2$ mm).	63
Figura 5.4. Estudos ao espaço paramétrico.	63
Figura 5.5. Rigidez do compósito <i>versus</i> : a) fração volumétrica; b) propriedades do material.	64
Figura 5.6. Tensão equivalente de Von Mises; deformação 2x ($E_m= 2300$ MPa,	65

$E_p/E_m=87.5$; $V_f=15\%$).

Figura 5.7. Elemento bi-linear.	66
Figura 5.8. Curvas de rigidez.	67
Figura 5.9. Resultados numéricos <i>versus</i> resultados experimentais.	68
Figura 6.1. Modelo tridimensional da polia.	70
Figura 6.2. Tensão equivalente Von Mises para uma frequência de 6000 r/min.	71
Figura 6.3. Modelo em cera da polia.	72
Figura 6.4. Molde de silicone.	74
Figura 6.5. Componentes tridimensionais do molde.	75
Figura 6.6. Molde metálico.	75
Figura 6.7. Protótipo funcional.	76
Figura 6.8. Molde e posições moldantes em silicone.	76

Índice de Tabelas

Tabela 2.1. Comparação entre o RTM e outros processos de fabrico Moura <i>et al</i> (2005)	25
Tabela 2.2. Propriedades físicas e mecânicas de algumas resinas termoplásticas (Mazumdar (2002)).	34
Tabela 2.3. Propriedades físicas e mecânicas de algumas resinas termoendurecíveis (Mazumdar (2002)).	35
Tabela 3.1. Materiais compósitos processados.	38
Tabela 4.1. Resultados experimentais e teóricos das densidades dos materiais compósitos com diferentes frações volúmicas de esferas metálicas.	50
Tabela 4.2. Resultados DMA.	51
Tabela 4.3. Resultados dos ensaios estáticos de flexão em três pontos.	54
Tabela 4.4. Resultados das medições dos campos magnéticos.	57
Tabela 5.1. Coordenadas locais dos nós dos elementos.	66

Lista de Siglas e Unidades

ASTM	American Society for Testing and Materials
bar	Unidade de Pressão
$E_{\text{flexão}}$	Módulo de elasticidade à flexão
$E_{\text{tração}}$	Módulo de elasticidade à tração
g/m^2	Gramagem – grama por metro quadrado
GPa	Giga Pascal
I	Momento de Inércia [mm^4]
kg/m^3	Densidade – quilograma por metro cúbico
L	Comprimento
l	Distância entre apoios
mm	Milímetros
MPa	Mega Pascal
N	Newton
°C	Temperatura (graus Celcius)
P	Carga aplicada [N]
Tg	Temperatura de transição vítrea
$\sigma_{\text{max flexão}}$	Tensão máxima à flexão [MPa]
$\sigma_{\text{max tração}}$	Tensão máxima à tração [MPa]

Índice

DEDICATÓRIA	I
AGRADECIMENTOS	III
RESUMO	V
ABSTRACT	VII
ÍNDICE DE FIGURAS	IX
ÍNDICE DE QUADROS	XIII
LISTA DE SIGLAS E UNIDADES	XV
ÍNDICE	XVII
CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO	1
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	1
1.2 OBJETIVOS	1
1.3 ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO	2
CAPÍTULO II - REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1 INTRODUÇÃO	5
2.2 COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIMÉRICA REFORÇADOS COM PARTÍCULAS	7
2.2.1 MÓDULO DE ELASTICIDADE DE MATERIAIS COMPÓSITOS COM PARTÍCULAS	8
2.2.2 RESISTÊNCIA MECÂNICA DE MATERIAIS COMPÓSITOS COM PARTÍCULAS	14
2.2.3 PROCESSOS DE FABRICO DE MATERIAIS DE COMPÓSITOS	18
2.3 REFORÇOS	30
2.3.1 ADIÇÃO DE REFORÇOS A POLÍMEROS	31
2.3.2 FIBRAS	31
2.3.2 TIPOS DE MATRIZES	32
CAPÍTULO III - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	37
3.1 MATERIAIS ENSAIADOS	37
3.2 GEOMETRIA DE PROVETES	38
3.3 DETERMINAÇÃO DE DENSIDADES	40
3.4 ENSAIO ESTÁTICO DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS	41
3.6.1 MATERIAIS UTILIZADOS	45
CAPÍTULO IV – APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS	49
4.1 RESULTADOS EXPERIMENTAIS	50
4.1.1 ENSAIOS DE DENSIDADES	50
4.1.2 RESULTADOS OBTIDOS NOS ENSAIOS DMA	50
4.1.3 RESULTADOS ESTÁTICOS	54
4.1.4 RESULTADOS DAS MEDIÇÕES DOS CAMPOS MAGNÉTICOS	57
CAPÍTULO V - RESULTADOS NUMÉRICOS	59

5.1 MODELO NUMÉRICO	59
5.2.1 ESTUDO DO REFINAMENTO DA MALHA	62
5.2.2 ESTUDO PARAMÉTRICO	62
5.2.3 MODELO DE INTERPOLAÇÃO	66
5.2.4 PREDIÇÃO DAS PROPRIEDADES DO MATERIAL.....	68
CAPÍTULO VI – DESENVOLVIMENTO E FABRICO DE UMA POLIA	69
6.1 MODELAÇÃO TRIDIMENSIONAL DO PRODUTO.....	69
6.2 PROJETO MECÂNICO E ANÁLISE ESTRUTURAL	70
6.3 INK-JET PRINTING (THERMOJET).....	71
6.4 RAPID TOOLING ATRAVÉS DE MOLDES DE SILICONE.....	72
6.5 MODELAÇÃO TRIDIMENSIONAL DO MOLDE METÁLICO.....	74
6.6 MAQUINAÇÃO DO MOLDE METÁLICO	75
6.7 RIM (REACTION INJECTION MOULD)	77
CAPÍTULO VII – CONCLUSÕES E DESENVOLVIMENTOS FUTUROS.....	79
7.1 CONCLUSÕES.....	79
7.2 DESENVOLVIMENTOS FUTUROS	81
BIBLIOGRAFIA	83

Capítulo I - Introdução

1.1 Considerações iniciais

Pretende-se realizar um trabalho de reengenharia de uma polia eletromagnética de um sistema de ar condicionado de automóvel, recorrendo às técnicas de prototipagem rápida. Este sistema, quando atuado, permite a transmissão de um binário ao compressor da unidade de frio. O corpo principal da polia existente é em aço e é obtida através de um conjunto de várias operações de fabrico. Pretende-se, deste modo, fabricar a polia eletromagnética, utilizando processos alternativos e novos materiais, de forma a minimizar o número de operações de fabrico.

Os materiais a considerar neste estudo são compósitos de matriz polimérica reforçada com partículas metálicas. Uma outra solução que poderia ser de considerar seria o fabrico do corpo principal da polia por fundição injetada de alumínio com inserto em material magnetizável.

A utilização de processos produtivos vantajosos, tendo em vista *designs* inovadores e novos materiais permite o desenvolvimento de produtos com vantagens competitivas em termos de mercados altamente competitivos.

1.2 Objetivos

Pretende-se com este trabalho efetuar o estudo de reengenharia e de fabrico de uma polia eletromagnética de um sistema de ar condicionado para o mercado automóvel. Os principais objetivos deste trabalho são:

- Desenvolver o produto com recurso às técnicas de prototipagem rápida: protótipo em material compósito;
- Estudar as propriedades do material compósito reforçado com partículas metálicas;

- Otimizar os parâmetros de processamento de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com partículas metálicas;
- Caracterizar o compósito, para diferentes frações volumétricas de partículas para diferentes temperaturas de serviço;
- Realizar análises computacionais de acordo com as normas aplicáveis;
- Validar experimentalmente o componente.

1.3 Estrutura da dissertação

O presente trabalho está organizado para que haja inicialmente um enquadramento sobre materiais compósitos e suas características, com a principal incidência nos compósitos com partículas. É apresentado o projeto de desenvolvimento de uma polia eletromagnética, a caracterização experimental das propriedades mecânicas e estudo numérico relativo à previsão das propriedades elásticas dos materiais processados. Deste modo os capítulos estão organizados do seguinte modo:

CAPÍTULO II – Revisão bibliográfica

Inicialmente é realizada uma abordagem geral aos materiais e aos materiais compósitos, modelos de previsão, propriedades, características e suas aplicações, bem como técnicas de processamento de materiais.

CAPÍTULO III – Materiais e procedimentos experimentais

Neste capítulo é descrito o método de processamento dos diferentes materiais compósitos processados e procedimentos relativos aos vários ensaios de caracterização mecânica e física de ensaios (equipamentos, provetes e métodos) realizados no âmbito deste trabalho.

CAPÍTULO IV – Apresentação e Discussão de Resultados

São apresentados os resultados experimentais obtidos nos ensaios estáticos de flexão em três pontos, ensaios de DMA, densidades e testes magnéticos com os compósitos processados no âmbito deste trabalho. Os resultados experimentais são analisados com base nos modelos de previsão referidos no capítulo II.

CAPÍTULO V – Resultados numéricos

Neste capítulo é apresentado um modelo numérico de múltiplas fases desenvolvido para prever as constantes elásticas de compósitos reforçados com partículas metálicas por forma a estudar o efeito da fração volúmica e as propriedades elásticas das fases (enchimento e matriz).

CAPÍTULO VI – Desenvolvimento e fabrico de uma polia

É exposto um novo design da polia em material compósito com recurso a técnicas de prototipagem rápida. Neste capítulo é apresentado o desenvolvimento de um pequeno protótipo.

CAPÍTULO VII – Conclusões e desenvolvimentos futuros

Capítulo onde é feito um levantamento das principais conclusões deste trabalho.

Por fim, destacam-se futuros trabalhos que podem ainda ser desenvolvidos neste âmbito.

Bibliografia

Contém as fontes das referências bibliográficas utilizadas para o desenvolvimento do presente trabalho.

Capítulo II - Revisão da literatura

2.1 Introdução

O desenvolvimento deste tipo de componente para aplicação automóvel teve como objetivo encontrar soluções para aumentar a competitividade deste produto dado que a sua produção requer demasiadas operações de fabrico. A polia é atualmente fabricada em aço o qual é conformado, torneado, furado, retificado e estampado. A reengenharia baseada na utilização de novos materiais, como as resinas epóxicas com partículas metálicas podem ser uma solução mais eficaz dado reduzir drasticamente as operações de fabrico. A polia a desenvolver faz parte do compressor do sistema de ar condicionado.

Um compressor de um sistema de ar condicionado consiste num dispositivo que promove a movimentação do fluido refrigerante num circuito fechado. Convencionalmente, o acionamento do compressor é realizado através de correias ligadas ao motor de combustão interna do automóvel. Uma vez que o compressor está constantemente acoplado ao motor do veículo, torna-se necessário um mecanismo que permita que o compressor permaneça em repouso quando o sistema de ar condicionado esteja desligado, mesmo com o motor em funcionamento. Tal mecanismo consiste na embraiagem magnética, que é disposta entre o eixo e a polia do compressor. A embraiagem magnética é composta por uma bobina indutora e um prato de acionamento que quando acionada, permite passagem de corrente elétrica na bobina o que tem como resultado a atração desta ao prato de acionamento. A atração entre os dois elementos resulta na transmissão do movimento rotativo da polia para o eixo do compressor.

Desta forma é importante desenvolver um material compósito de matriz polimérica com partículas metálicas, por vazamento em vácuo, de modo a que a polia venha a ter boas propriedades magnéticas.

O projeto e fabrico de componentes obtidos por moldação por vazamento e injeção têm evoluído consideravelmente ao longo dos últimos anos. Os fatores que contribuíram de modo decisivo para o seu desenvolvimento foram os processos de projeto assistido por computador e as técnicas de prototipagem rápida. A evolução dos sistemas de modelação por sólidos, a análise por elementos finitos, a análise estrutural e a simulação do processo tem contribuído para a redução do tempo de chegada de um novo produto ao consumidor. Apesar da existência destas ferramentas auxiliares de conceção e projeto, as técnicas de prototipagem rápida com recurso a modelos físicos continua a ter um papel importante no desenvolvimento de produtos.

As técnicas de prototipagem rápida permitem materializar de modo expedito os modelos tridimensionais obtidos por modelação gráfica assistida por computador e apresentam como principais vantagens a possibilidade de criação de modelos físicos funcionais ou semi-funcionais num intervalo de tempo reduzido com custos relativamente baixos. Assim, estas técnicas têm um papel importante na conceção e no desenvolvimento de novos produtos, sendo possível, a realização de testes relacionados com aspetos funcionais e de conformidade dos modelos físicos desenvolvidos. Deste modo, pode-se obter uma economia de tempo e de custos devido a eventuais erros de projeto e que podem levar à redução dos prazos e dos custos globais de lançamento de novos produtos.

Um material denomina-se de compósito quando resulta da combinação de dois ou mais materiais distintos (Moura *et al* (2005); Smith (1998); Capela *et al* (1996);. Os materiais que formam o compósito podem ser classificados como matriz e reforço. A matriz tem como função manter os reforços unidos, transmitindo-lhes carregamento. Devido à grande variedade de matrizes e reforços foi decidido classificá-los como: compósitos reforçados por partículas, compósitos reforçados por fibras e compósitos estruturais (Figura 2.1).

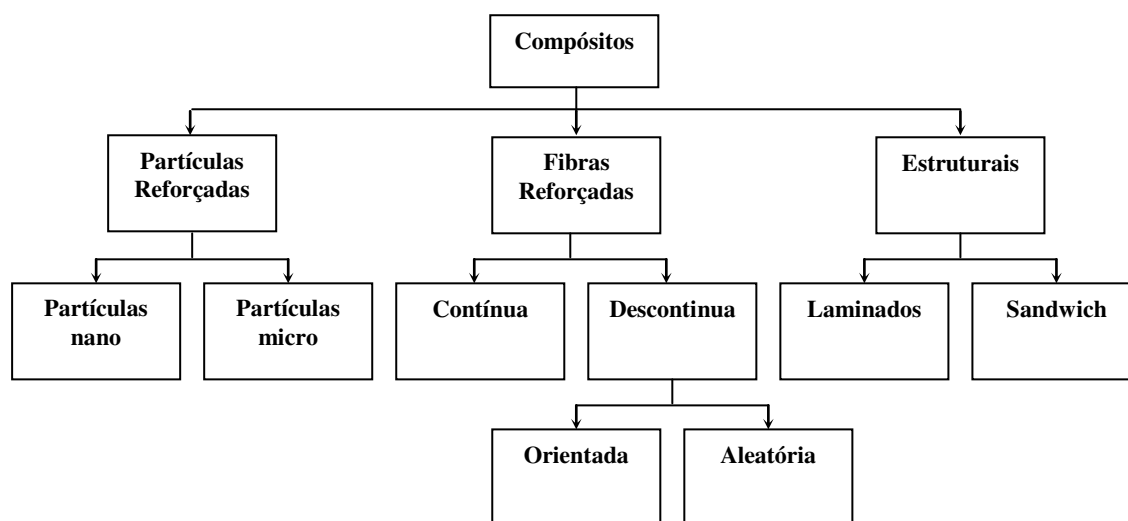


Figura 2.1. Esquema de classificação para materiais compósitos (Callister (1985); Gay (1997)).

2.2 Compósitos de matriz polimérica reforçados com partículas

Um material compósito pode ser considerado como formado de pelo menos duas fases (Moura *et al* (2005); Smith (1998); Capela *et al* (1996)), uma com a função de matriz, enquanto a outra, imergente da primeira, se encontra sobre a forma de fibras muito resistentes ou sob outras formas nomeadamente partículas de enchimento (Rubio *et al* (2007)). A matriz pode ser constituída por resinas, por metais ou por materiais cerâmicos e nesse caso as fibras podem ser de simples filamentos mais ou menos finos ou de monocristais no estado filamentosos (whiskers).

A adição de partículas rígidas a polímeros ou a outro tipo de matrizes tem como objetivo produzir um número de efeitos desejáveis: aumento da rigidez, redução do coeficiente de expansão térmica, melhoria de resistência à fluência e melhoria da tenacidade à fratura. Estes efeitos resultam de uma ação complexa entre as propriedades das fases constituintes individualmente: resina, material de enchimento e região interfacial (S. Ahmed *et al* (1990, 1988); Jackson *et al* (1996)). As propriedades mecânicas do compósito podem ser afetadas pelos seguintes parâmetros: percentagem volumétrica, tamanho da partícula de enchimento, forma, alongamento e distribuição das partículas de reforço na matriz polimérica. O grau de

orientação, é importante considerar no caso de partículas não esféricas, relativamente à tensão aplicada. A adição de cargas cerâmicas a matrizes poliméricas permite, além de reduzir custos de produção, obter combinações de propriedades. É importante obter uma boa dispersão de carga e ter em atenção a influência do tratamento superficial das partículas de carga, pois ao modificar a interface entre as partículas e a matriz polimérica, podemos estar a modificar propriedades do conjunto.

Têm sido desenvolvidos ao longo do tempo um conjunto de teorias com o objetivo de prever a resistência e os módulos de elasticidade de materiais compósitos reforçados com partículas. O estado da interface entre as partículas e a matriz é responsável pelo comportamento macroscópico destes materiais compósitos. Outros modelos têm sido desenvolvidos para descrever um conjunto particular de dados experimentais.

2.2.1 Módulo de elasticidade de materiais compósitos com partículas

A distribuição ao acaso das fases, num sistema de enchimento, torna necessária uma abordagem estatística e um conhecimento da distribuição das fases individualmente. Com o objetivo de simplificar, o problema foi reduzido a um modelo de duas fases, no qual as tensões e as deformações médias são consideradas existentes em cada fase; o comportamento médio do compósito é definido em termos de um elemento representativo do volume.

O caso mais simples possível para um material de duas fases, arranjos em série e em paralelo, é mostrada na Figura 2.2. Para o caso 2.2a) disposição de elementos em paralelo (Voigt), em que cada elemento é sujeito à mesma deformação, o módulo é dado por (Broutman *et al* (1967); Ghesquiere *et al* (1976)):

$$E_C = E_P V_P + E_m V_m \quad (2.1)$$

onde V , E , p , m e c representam, respetivamente, a fração volúmica, módulo de Young, partícula, matriz e compósito.

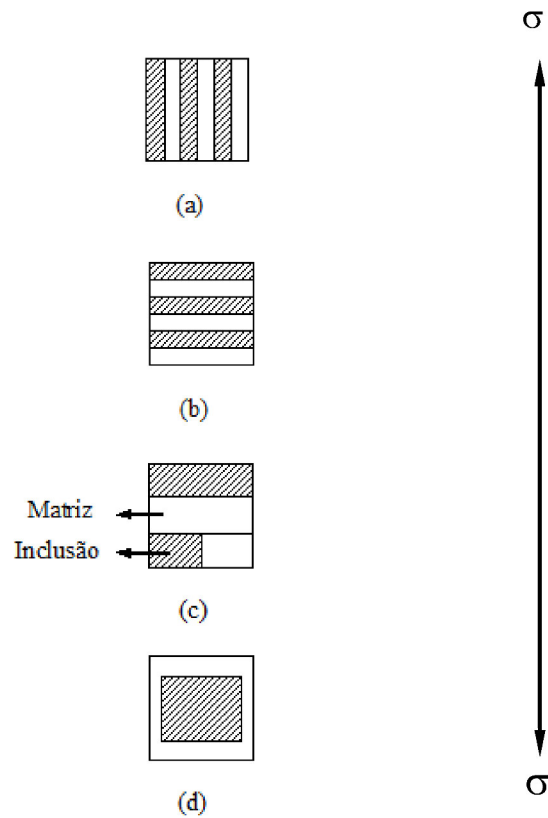


Figura 2.2. Modelos para compósitos com partículas: a) modelo de elementos paralelos (deformação constante); b) modelo de elementos em série (tensão constante); c) modelo Hirsch; d) modelo Counto.

No caso 2.2b) de arranjos de elementos em série (Reuss) o valor da tensão é considerado ser uniforme nas duas fases, e o valor do módulo é obtido pela seguinte equação:

$$E_C = \frac{E_P E_m}{E_P V_m + E_m V_P} \quad (2.2)$$

Para o modelo de elementos em paralelo assume-se que os coeficientes de Poisson das fases constituintes são iguais. No caso do modelo dos elementos em serie o coeficiente de Poisson do material compósito resultante é dado pela seguinte expressão:

$$\nu_C = \frac{(\nu_P V_P E_m + \nu_m V_m E_P)}{(E_m V_P + E_P V_m)} \quad (2.3)$$

Os limites obtidos a partir das equações (2.1) e (2.2), representados na Figura 2.3, curvas relativas aos modelos de previsão de Voigt e de Reuss. Pode observar-se que estas se apresentam bastante espaçadas e conseqüentemente impossíveis de representar os dados

experimentais. Isto implica que as hipóteses consideradas, um estado de deformação uniforme ou tensão uniforme nas fases individuais do sistema de enchimento, não são suficientes para descrever o módulo de elasticidade.

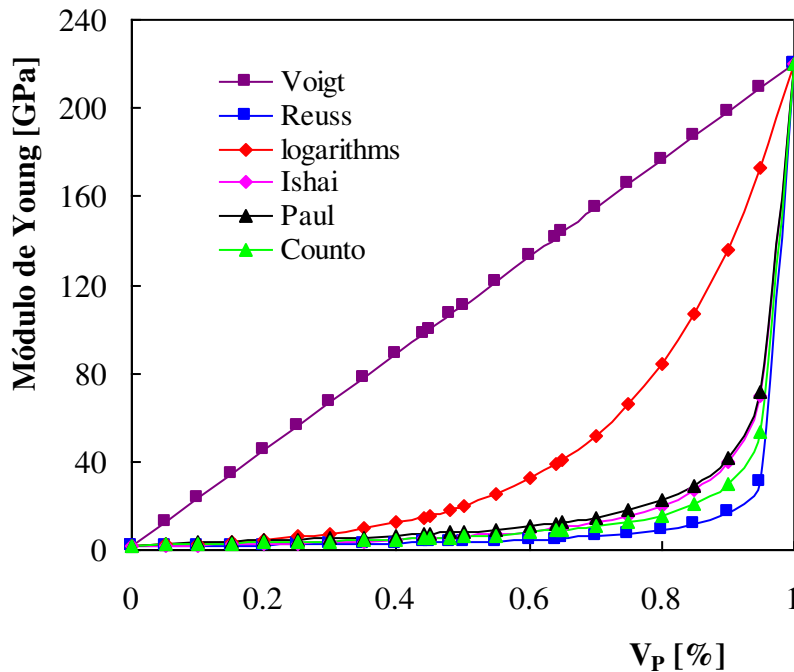


Figura 2.3. Curvas de previsão de variação do módulo de elasticidade *versus* fração volúmica de *filler*, para os modelos representados na Figura 2.2 (curvas obtidas para a matriz polimérica, $E_m = 1,8$ GPa e para as partículas de aço, $E_p = 220$ GPa).

A partir dos valores dos módulos dos componentes obtidos da literatura, os modelos Voigt e Reuss (Jackson *et al* (1990)) podem ser aplicados aos materiais compósitos de enchimento de partículas metálicas e cerâmicas.

Hirsch (1962) propôs uma relação para E_C que é o somatório das equações (2.1) e (2.2), pois é útil aplicar um modelo intermédio com um meio de quantificar a proporção de elementos paralelos (de igual deformação) e de elementos em série (de igual tensão):

$$E_C = x(E_P V_P + E_m V_m) + (1-x) \frac{E_P E_m}{(E_P V_m + E_m V_P)} \quad (2.4)$$

onde x e $(1-x)$ são as proporções relativas do material conforme as soluções limites sejam superiores ou inferiores. O modelo é ilustrado na Figura 2.2.

Para $x=0$, a equação (2.4) traduz-se na equação (2.2) que pode ser identificada como tendo um pobre enchimento de ligação; para enchimentos de ligação perfeitos, $x=1$, a equação (2.4) traduz-se na equação (2.1). Este sistema foi proposto para sistemas concretos por ter em conta a complexa distribuição na fase individual. O parâmetro empírico x pode ser determinado pela curva de adaptação como ilustrado na Figura 2.3.

Mais recentemente foi proposto um modelo fenomenológico para prever o módulo elástico (Braem *et al* (1987)). O módulo de elasticidade mostra uma dependência exponencial do volume do enchimento de partículas. Isto pode ser interpretado como uma generalização do modelo de Voigt mas onde há uma mistura linear logarítmica do módulo das duas fases:

$$\ln E_c = V_p \ln E_p + (1 - V_p) \ln E_m \Leftrightarrow E_c = E_p^{V_p} E_m^{(1-V_p)} \quad (2.5)$$

Este modelo sobrestima os resultados experimentais, mas é uma previsão melhor que o modelo de Voigt.

Hashin e Shtrikman (1967) desenvolveram um modelo para o módulo de duas fases. O compósito foi considerado como sendo isotrópico e linearmente elástico. As equações para o limite inferior e superior, são dadas pelas seguintes expressões:

$$E_c = \frac{9 \left(K_m + \frac{V_p}{[1/(K_p - K_m)] + [3V_m/(3K_m + 4G_m)]} \right) \left(G_m + \frac{V_p}{[1/(G_p - G_m)] + [6(K_m + 2G_m)V_m/5(3K_m + 4G_m)G_m]} \right)}{3 \left(K_m + \frac{V_p}{[1/(K_p - K_m)] + [3V_m/(3K_m + 4G_m)]} \right) + \left(G_m + \frac{V_p}{[1/(G_p - G_m)] + [6(K_m + 2G_m)V_m/5(3K_m + 4G_m)G_m]} \right)} \quad (2.6)$$

$$E_c = \frac{9 \left(K_p + \frac{V_p}{[1/(K_m - K_p)] + [3V_p/(3K_p + 4G_p)]} \right) \left(G_p + \frac{V_p}{[1/(G_m - G_p)] + [6(K_p + 2G_p)V_p/5(3K_p + 4G_p)G_p]} \right)}{3 \left(K_m + \frac{V_m}{[1/(K_m - K_p)] + [3V_p/(3K_p + 4G_p)]} \right) + \left(G_p + \frac{V_m}{[1/(G_m - G_p)] + [6(K_p + 2G_p)V_p/5(3K_p + 4G_p)G_p]} \right)} \quad (2.7)$$

onde K e G são o módulo de compressibilidade e corte, respetivamente, e m e p se referem à matriz e à partícula respetivamente. O coeficiente de Poisson do compósito pode ser dado por:

$$\nu_c = \frac{3K_c - 2G_c}{2(G_c + 3K_c)} \quad (2.8)$$

A separação entre o limite superior e o inferior depende da relação do módulo da partícula na matriz ($m=E_p/E_m$). No caso de um compósito de matriz polimérica de enchimento cerâmico, m é aproximadamente 20 e as curvas limites dadas pelas equações (2.6) e (2.7) estão bastante espaçadas. No entanto os limites Hashin-Shtriknhan, servem como um teste útil das teorias aproximadas, uma vez que qualquer solução fora destes limites deverá ser considerada inválida.

Counto (1964), por outro lado propôs um modelo simples para um sistema de duas fases; neste modelo assume-se que existe uma perfeita ligação entre as partículas e a matriz. Neste caso o módulo do material compósito é dado:

$$\frac{1}{E_C} = \frac{1 - V_p^{1/2}}{E_m} + \frac{1}{(1 - V_p^{1/2}) V_p^{1/2} E_m + E_p} \quad (2.9)$$

O modelo proposto permite obter valores de módulo com boa concordância com uma grande gama de resultados experimentais. Se tomarmos o valor de $x=0.5$ na equação (2.4), os valores obtidos pela equação (2.7) coincidem com os valores da equação (2.4), Figura 2.2, podendo assim considerar-se na particularização do modelo proposto por Hirsh (1962).

Paul (1960) desenvolveu um modelo em que considerou que os constituintes do material compósito estão num estado de tensão macroscopicamente homogéneo. Considerou, também, que a adesão é mantida na interface de uma inclusão cúbica embebida numa matriz cúbica. Quando uma tensão uniforme é aplicada o módulo elástico do compósito é dado por:

$$E_C = E_m \left(\frac{1 + (m-1)V_p^{2/3}}{1 + (m-1)(V_p^{2/3} - V_p)} \right) \quad (2.10)$$

Utilizando o mesmo modelo para um deslocamento uniforme, Ishai *et al* (1967) obtiveram o seguinte modelo:

$$E_C = E_m \left(1 + \frac{V_p}{m/(m-1) - V_p^{1/3}} \right) \quad (2.11)$$

na qual $m = \frac{E_p}{E_m}$

O modelo proposto por Chow (1978), para um sistema de enchimento de partículas não esféricas, tem em consideração o tipo e grau de orientação já que este pode modificar completamente o comportamento de deformação. Chow (1978) introduziu a anisotropia das partículas através da relação de alongamento p . O módulo de elasticidade longitudinal considerando partículas elipsoidais embebidas na matriz com o eixo maior alinhado ao longo da direção de aplicação da tensão, pode se dado pela seguinte equação:

$$E_C = E_m \left(1 + \frac{(K_P / K_m - 1)A_1 + 2(G_P / G_m - 1)B_1}{2B_1A_3 + A_1B_3} \right) \quad (2.12)$$

na qual:

$$A_i = 1 + (G_P / G_m - 1)(1 - V_P)\beta_i$$

$$i = 1, 3$$

$$B_i = 1 + (K_P / K_m - 1)(1 - V_P)\alpha_i$$

onde K e G são os módulos de compressibilidade e de corte, α_i e β_i são funções das relações de alongamento p e das relações de Poisson (Chow (1978)).

Vollenberg *et al* (1996) observaram que partículas finas de sílica eram mais efetivas no reforço da matriz termoplástica, consequência da formação de uma matriz mais densa na região interfacial. Por outro lado, Moloney *et al* (1983, 1986) foram incapazes de observar o efeito do tamanho das partículas na matriz de resina epóxida. Ahmed *et al* (1990) também tiveram dificuldades em explicar as diferenças entre partículas de diferente tamanho e forma; no entanto o seu trabalho levantou uma das causas das deficiências destas teorias, a formação de aglomerados.

Por forma a ter em conta a complexa distribuição de tensão, Hirsch (1962), Takayanagi *et al* (1964) e Kraus *et al* (1971), consideraram diferentes combinações de leis de mistura. Todas estas requerem um fator empírico que é determinado por uma curva adaptada para poder fornecer uma descrição fenomenológica dos dados experimentais. As teorias de modelação dos sistemas de enchimentos, indicam que o módulo elástico para um determinado conjunto partícula e matriz dependem apenas da fração volúmica de enchimento e não do tamanho das partículas; no entanto, geralmente o módulo aumenta à medida que o tamanho da partícula diminui (Vollenberg *et al* (1986)).

Lewis (1970) postularam que com a diminuição do tamanho das partículas, a área da superfície aumenta, fornecendo uma mais eficiente ligação interfacial, acompanhada de uma tendência para aumentar a aglomeração das partículas. As propriedades dos compósitos podem ser ainda afetadas pela alteração da forma das partículas. Bueche (1957) observou que para diferentes formas de carga resultaram em diferentes propriedades mecânicas. O efeito foi especialmente acentuado com partículas maiores e de forma não esférica, onde uma orientação preferencial poderia modificar o comportamento à deformação.

Nas várias teorias elaboradas para explicar a ação do reforço por partículas de uma matriz, assume-se uma adesão perfeita entre o material de enchimento e a matriz polimérica. O caso de uma adesão imperfeita foi discutido teoricamente por Sato *et al* (1963). Estes investigadores consideraram que as partículas não ligadas atuavam como “vazios” e consequentemente consideraram que iria haver uma diminuição do módulo com o aumento do conteúdo do enchimento. No entanto, pode-se argumentar que as partículas não ligadas não atuam inteiramente como “vazios”, dado que eles refreiam o colapso da matriz; consequentemente, o módulo do sistema de enchimento deveria aumentar com o aumento do conteúdo do enchimento. Uma alteração no sistema de adesão matriz-enchimento tem um menor efeito no módulo do que, na resistência. Esta última é mais dependente do pré-tratamento da superfície (Spanoudakis *et al* (1968); Moloney (1983)). De facto, o grau de adesão parece não ser um fator importante desde que as forças de atrito entre as fases não sejam excedidas pela tensão aplicada. Spanoudakis *et al* (1984) concluíram das suas investigações que os melhores resultados em termos de propriedades mecânicas foram os obtidos com compósitos tratados com um agente de ligação. É de concluir que o módulo de um sistema de enchimento é função da microestrutura resultante e da natureza da adesão interfacial.

2.2.2 Resistência mecânica de materiais compósitos com partículas

As teorias para a determinação da resistência mecânica de materiais compósitos com enchimento de partículas foram menos desenvolvidas do que os modelos teóricos para determinação do módulo de elasticidade. Sahu *et al* (1972) consideraram que um material compósito pode falhar quando um elemento fratura como resultado de uma tensão

concentrada à volta de uma partícula do enchimento do material compósito. Os mesmos consideraram que a resistência diminui com a adição de pequenas frações de partículas. Consequentemente e com base nesta hipótese consideraram um elemento finito de análise para modelar o compósito, e correlacionaram os resultados com os dados obtidos experimentalmente com um material compósito, de matriz de resina termoendurecível e enchimento com partículas esféricas de vidro. Os dados experimentais não validaram os dados teóricos porque este modelo negligenciava as interações entre partículas.

Numa abordagem diferente, considerou-se que a resistência de um compósito carregado com partículas é determinada com base na carga suportada pela área efectiva disponível da matriz devido à presença das partículas do material de enchimento (Nielsen (1970, 1996)).

No caso de uma ligação fraca entre a matriz e partículas de enchimento e ausência de concentração de tensões na interface matriz-partícula, a resistência à tração pode ser obtida pela seguinte equação:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} (1 - aV_p^n) \quad (2.13)$$

onde σ_{cu} e σ_{mu} são, respetivamente, a resistência à tração do compósito e da matriz, V_p a fração volúmica do enchimento de partículas, a e n são constantes dependendo da forma da partícula e arranjo no modelo do material do compósito.

Nielsen (1966) introduziu o fator de concentração de tensões, K , com um valor estimado de 0.5. Para partículas cúbicas embebidas na matriz cúbica, a equação pode ser escrita na seguinte forma:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} (1 - V_p^{2/3})K \quad (2.14)$$

Nicolais *et al* (1971) consideraram uma matriz cubica carregada com partículas esféricas uniformemente dispersas na matriz, e assumiram que a fratura ocorre na direção perpendicular à aplicação da carga:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} (1 - 1.21_p^{2/3})K \quad (2.15)$$

Por outro lado, Piggott *et al* (1974) propuseram uma relação empírica uma vez que, segundo eles, um arranjo de enchimento uniforme, em muitos modelos, é impossível de verificar em termos práticos:

$$\sigma_{cu} = K\sigma_{mu} - bV_p \quad (2.16)$$

onde K é um fator de concentração de tensões e b uma constante função do tipo de adesão matriz-partícula. London *et al* (1977) propuseram uma outra expressão:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} (1 - V_p) - k(V_p) d \quad (2.17)$$

onde d é o diâmetro médio da partícula e k o declive da curva do diagrama da resistência à tração do compósito.

Uma simples mas elaborada abordagem foi desenvolvida por Leidner *et al* (1974). O modelo considerado foi o de um compósito constituído por partículas esféricas embutidas numa matriz elástica. Neste modelo, no caso de partículas não ligadas, a transferência de tensão entre a partícula e a matriz foi considerada ocorrer como um resultado da combinação do atrito matriz-partícula e das tensões residuais compressivas que se produzem na interface matriz-partícula. Na situação de partículas ligadas, a tensão é transmitida através de um mecanismo de corte; conseqüentemente a tensão máxima na partícula é, por isso, dependente da resistência ao corte da matriz e da resistência da ligação matriz-partícula. O valor da resistência à tração do compósito foi considerado simplesmente como a soma da máxima carga transferida para a matriz e para o material de enchimento:

$$\sigma_{cu} = (\sigma_a + 0.83\tau_m) + \sigma_a K(1 - V_p) \quad (2.18)$$

para uma boa adesão interfacial e

$$\sigma_{cu} = 0.83\sigma_{th} \alpha V_p + k\sigma_{mu} (1 - V_p) \quad (2.19)$$

no caso de não adesão superficial, σ_a e σ_{mu} são, respetivamente, a resistência da ligação interfacial e o valor da resistência da matriz, τ_m a resistência ao corte da matriz, K o fator de

concentração de tensões, k o parâmetro que depende do tamanho da partícula, σ_{th} a tensão térmica compressiva e α o coeficiente de atrito.

Têm sido realizados estudos no sentido de relacionar a resistência de sistemas de enchimento de partículas com o diâmetro da partícula. Hojo *et al* (1974) concluíram que a resistência do sistema de enchimento de partículas de sílica na matriz epóxida decresce à medida que o tamanho das partículas aumenta segundo a seguinte relação:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} + kd^{-1/2} \quad (2.20)$$

onde k é uma constante e d é o diâmetro médio da partícula.

O tamanho das partículas pode afetar grandemente a resistência à tração dos materiais compósitos de partículas (London *et al* (1977); Leidner *et al* (1974)). De um modo geral, a tensão de tração aumenta com a diminuição do tamanho das partículas. A ligação interfacial é muito mais efetiva devido ao aumento da área interfacial. O tamanho da partícula é também relacionado com o tamanho do defeito, dependendo do material utilizado. Goodier (1933) considerou que o campo de tensão perto da partícula é independente do tamanho da partícula. O volume do polímero, material da matriz, sujeito a uma dada concentração de tensão aumenta com o aumento do tamanho da partícula; conseqüentemente, a probabilidade de encontrar um defeito de maiores dimensões aumenta com o tamanho da partícula. O efeito da adesão interfacial na resistência de um material compósito pode ser abordado considerando uma ligação pobre matriz –partícula; esta poderá atuar como uma falha com a conseqüente formação de uma cavidade. Relativamente à forma da inclusão é de esperar que esta tenha um papel importante na resistência do sistema de enchimento. Uma inclusão de forma não regular provoca um enfraquecimento mais acentuado do material, devido a uma maior concentração de tensão e efeito de tamanho. A concentração de tensões originadas pelas inclusões e fendas de formas arredondadas é muito menos severa que as inclusões de formas aguçadas.

Na análise de Leidner *et al* (1974), as tensões térmicas (σ_{th}) e a resistência de ligação matriz-partícula (σ_a) são difíceis de medir em materiais compósitos reais. A um valor baixo de V_p , as tensões de origem térmica podem ser medidas (Selling (1961)), mas a um valor alto de V_p , os cálculos são difíceis de obter devido à interação de partículas vizinhas. Em situações reais as partículas não apresentam tamanhos uniformes, apresentando conseqüentemente,

dificuldades na seleção de valores corretos a utilizar nas equações (2.17), (2.19) e (2.20), por isso estas são limitadas.

2.2.3 Processos de fabrico de materiais de compósitos

Existem vários processos de fabrico com diferentes especificidades, que podem de certa forma condicionar o fabrico das peças em material compósito. A seleção das técnicas de fabrico depende das dimensões dos componentes a processar, da complexidade das formas, da reprodução, do acabamento pretendido nas superfícies das peças, das propriedades mecânicas a obter e materiais a processar (Ramos, C. (2006)).

Os processos de fabrico dos materiais compósitos podem ser classificados em dois tipos:

1. Processo em molde aberto: neste processo é utilizado um único molde, normalmente a cavidade onde a mistura da fibra com a resina é aplicada, obtendo-se peças com bons acabamentos em apenas uma das superfícies da peça a processar. O fabrico de peças por este método é ideal para o fabrico de componentes em pequena escala, para peças de grandes dimensões e de geometria complexa. Existe uma grande emissão de produtos voláteis (provenientes das resinas), que podem ser nocivos para a saúde, (Kersting, D. (2004)).
2. Processos em molde fechado: neste processo são utilizados moldes fechados, onde as peças a processar apresentam bons acabamentos em ambas as superfícies. As peças obtidas por este processo apresentam, uma boa reprodutibilidade, mas com limitações ao nível de complexidade e tamanho das peças. Como o processamento é em molde fechado apresenta uma reduzida emissão de produtos voláteis, com vantagens para os operadores e meio ambiente (Ramos, C. (2006)).

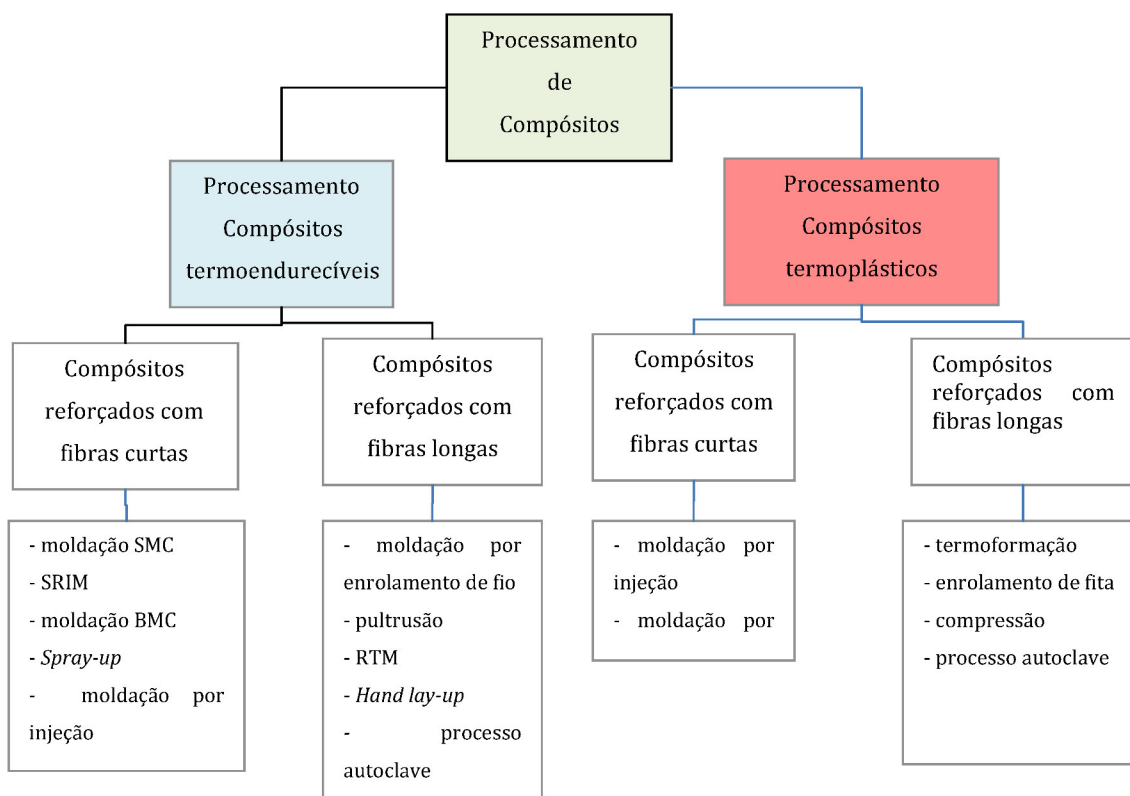


Figura 2.4. Processos de fabrico em função do tipo de materiais utilizados (polímeros termoplásticos ou termoendurecíveis, Moura *et al* (2005)).

Os processos de fabrico (Figura 2.4) podem também ser classificados em função da resina utilizada: termoplástica ou termoendurecível. No caso das resinas termoendurecíveis, são utilizados ciclos de aquecimento e arrefecimento para garantir o preenchimento do molde e a consolidação das peças. Este material apresenta uma boa fluidez, o que permite a sua utilização a baixas pressões de processamento. No caso dos materiais termoplásticos, o aquecimento do material acima da temperatura de transição vítrea (T_g) é combinado com a aplicação de pressões elevadas, seguindo-se o arrefecimento e a extração das peças processadas (Moura *et al* (2005)).

No seguimento deste trabalho vai apresentar-se uma pequena descrição de alguns processos de fabrico mais utilizados.

○ **Processo em molde aberto - moldação por contacto**

É o processo mais comum e mais económico, sobretudo no fabrico de compósitos de fibra de vidro, podendo ser ou não automatizado, o que faz com que haja uma distinção entre dois métodos:

i) Moldação manual (*Hand lay-up*)

É um processo relativamente simples (Figura 2.5), com poucas limitações quanto à geometria das peças (espessuras mínimas de 1mm e raios de curvatura mínimos de 5mm). Este processo necessita de um reduzido investimento inicial e mão-de-obra não muito especializada. No processamento, as sucessivas camadas de fibras são, empilhadas manualmente e impregnadas com resina catalisada, mediante a ajuda de um rolo, em molde aberto. É possível obter percentagens de fibra no produto final de 25% e é apropriado para a produção de pequenas séries (cerca de 1000 peças/ano), com uma produção diária de uma a quatro peças por molde (50 a 200 kg/homem/dia). No entanto, devido à libertação de voláteis sobretudo de estireno, o processamento deve ser feito em locais abertos ou bem ventilados. Outras desvantagens são: forte dependência da habilidade e cuidado do operador, baixa produtividade, bom acabamento somente numa das faces da peça, teor da fibra heterogêneo e necessidade de maquinação das peças após o fabrico de forma a eliminar as rebarbas e dar um melhor acabamento. Aplica-se no fabrico de pequenos barcos de recreio e em reparações estruturais de materiais compósitos (Furtado (2009)).

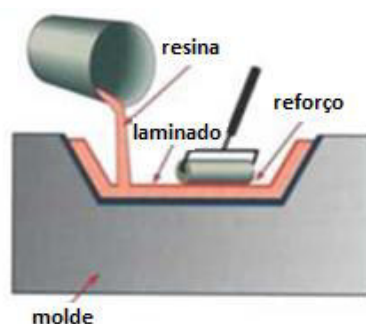


Figura 2.5. Moldação por *Hand lay-up*, ou manual (Furtado (2009)).

ii) Moldação por projeção (*Spray-up*)

Este processo é similar ao processamento manual, diferenciando-se na forma como são colocadas as camadas de fibra na superfície moldante, sendo que neste caso a resina (com viscosidade entre 500 e 1000 [cP]) e a fibra (sob a forma de *roving*, que é cortada no comprimento desejado) são aplicados simultaneamente por uma pistola de projeção (Figura 2.6). Este processo é adequado para a produção de séries de fabrico de cerca de 1000 peças por ano (até 600 kg/homem/dia e com percentagens de fibras de cerca de 15%). Também, neste caso existe libertação de voláteis o que faz com o processo seja realizado em locais com

boa ventilação. Este processo permite um certo grau de automatização, sendo que na maioria dos casos a projeção é realizada com recurso a um operador (Furtado (2009)).

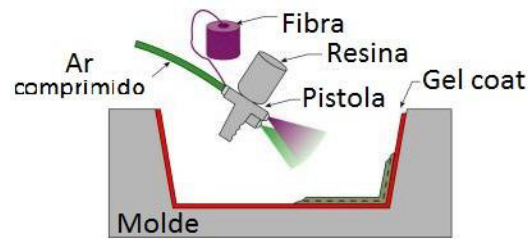


Figura 2.6. Representação esquemática da moldagem por *Spray-up* (Composites (2012)).

- **Processo em molde fechado – moldagem por vácuo**

Este processo de fabrico consiste na aplicação de vácuo no interior de um molde (Figura 2.7) e permite obter duas superfícies lisas, com uma reduzida percentagem de bolhas de ar e altas percentagens de fibra (valores até 70%). A resina é injetada a baixa pressão para o interior do molde, ou alternativamente, a resina e o reforço são introduzidos previamente no molde, que é depois fechado. Com o molde fechado, é aplicado vácuo no seu interior. Este processo é adequado a peças de média e grande dimensão e séries entre as 500 e 5000 peças por ano (Furtado (2009)).

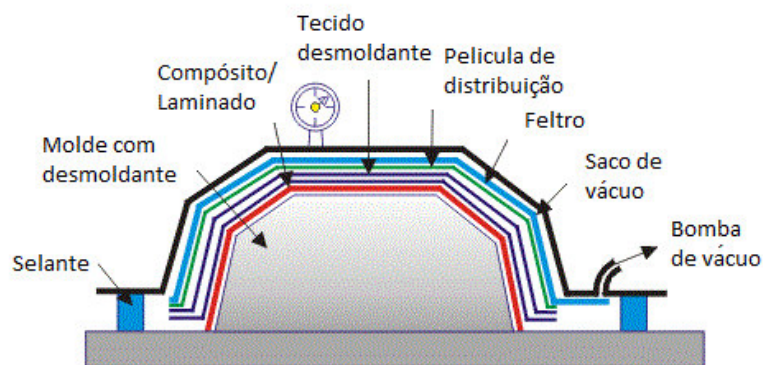


Figura 2.7. Representação esquemática do processamento por vácuo (Azobuild (2012)).

- **Processamento por compressão (*compressing molding*)**

Este processo consiste na compressão de reforços de fibra de vidro (Figura 2.8), sobre os quais se deposita posteriormente a resina líquida. O processo pode ser realizado a frio ou a quente.

No processo a frio, são geralmente utilizadas resinas de poliésteres insaturados às quais se associa um sistema catalítico bastante ativo, fortemente exotérmico, que assegura o aquecimento progressivo do molde e permite ciclos de moldação adequados. Devido ao fato das pressões aplicadas serem baixas (inferiores a 4 bar) e de as temperaturas alcançadas se situarem entre os 30 e 45°C, pode utilizar-se prensas leves e moldes mais baratos (construídos por compósitos de matriz epóxida e poliéster). Este processo é adequado à produção de séries médias de peças (4 a 12 peças por hora), com superfícies entre 0,01 e 6m², mas os acabamentos superficiais são pouco cuidados e, devido às contrações, a precisão dimensional é fraca. Também, não é aconselhável a utilização de modelos que contêm ângulos vivos, nervuras ou outras partes verticais relativamente à superfície do molde.

No caso de o processamento ser realizado a quente, o molde é aquecido entre as temperaturas de 80 a 170°C e as pressões a utilizar podem variar entre 5 e 150 bar, o que faz com que seja necessário a utilização de moldes metálicos. O ciclo de produção pode ser muito rápido, na ordem dos 30 segundos (ciclos de 2 a 4 minutos), função da temperatura, da complexidade e do peso da peça a moldar. Deste modo, as cadências de produção são maiores do que no processo a frio, cerca de 15 a 30 peças por hora. Outro aspeto importante é o facto de neste processo se puder incorporar maior quantidade de fibra, o que pode possibilitar a obtenção de peças com melhores propriedades mecânicas (Furtado (2009)).

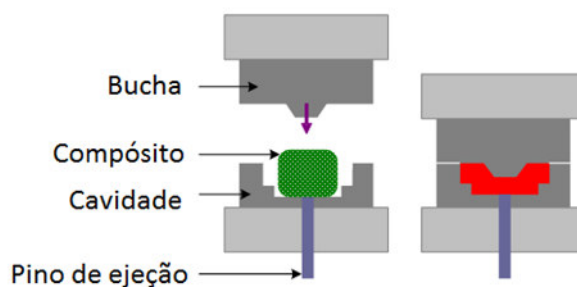


Figura 2.8. Representação esquemática do processamento por compressão (Composites (2012)).

- **Processamento por injeção (*injection molding*)**

O processamento por injeção (Figura 2.9) consiste na moldação da matéria-prima (material termoplástico em grão), através de um êmbolo ou de um parafuso helicoidal e posterior injeção de material para o interior da cavidade de um molde, o qual é mantido sob pressão até ao material ganhar rigidez (força de fecho). Com a utilização de máquinas equipadas com microprocessadores e sensores, que permitem a motorização em tempo real de parâmetros tais como a dosagem da matéria-prima, temperaturas de processamento, a velocidade e a pressão de injeção, temperatura do molde e velocidade do parafuso, é possível obter peças de elevada qualidade (peças plásticas técnicas). Os moldes são construídos em aços construção, tratados ou temperados, de forma a poderem suportar as pressões elevadas de injeção (entre 300 e 1500 bar). Por outro lado as zonas moldantes têm canais de arrefecimento com circulação de água no seu interior por forma a permitir as temperaturas adequadas ao processamento. Este é um processo onde se consegue cadências de produção elevadas, podendo atingir valores entre 20 a 100 peças por hora, função dos parâmetros de processamento, temperatura da matéria-prima, (200 a 350°C) e do molde (20 a 120°C) e pressão de injeção. Com este processo, é possível produzir peças com geometria bastante complexa, leves e com boa estabilidade dimensional. A principal desvantagem deste processo prende-se com o elevado investimento em máquinas de injeção e nos moldes necessários à produção de componentes plásticos a processar. Por outro lado, a orientação do fluxo de plástico no interior do molde pode dar origem a anisotropia (Furtado (2009); Lafranche *et al*, (2007)) e consequentes alterações das propriedades dos componentes plásticos.

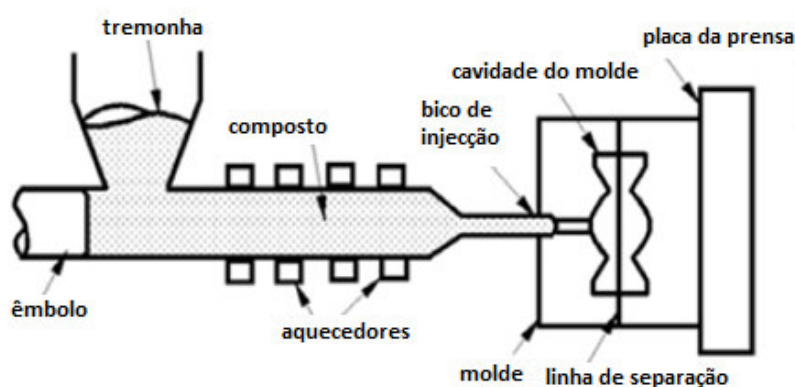


Figura 2.9. Representação esquemática do processo de injeção (Lafranche *et al*, 2007).

- **Processamento em autoclave**

Este processo (Figura 2.10) é particularmente adequado para o fabrico de pequenas séries, onde são exigidas peças com elevado desempenho mecânico, como é o caso da indústria aeronáutica e do desporto automóvel. Este processo permite obter compósitos com elevada percentagem de fibra (mais de 60%). O processo consiste na consolidação de um componente pré-formado através da aplicação simultânea de temperatura, pressão e vácuo. É frequentemente utilizado na produção de laminados. Para a obtenção desses laminados, um pré-impregnado é cortado e empilhado sobre o molde, na sequência pretendida e até se atingir a espessura desejada. Depois, o conjunto é inserido num saco de vácuo e sujeito a um ciclo de pressão e temperatura definido. As suas principais desvantagens são o forte investimento inicial e o tempo necessário para a obtenção das peças, o que faz com que o processo não seja adequado para a produção de grandes séries de fabrico (Furtado (2009)).



Figura 2.10. Representação esquemática da moldação em autoclave.

- **RTM (*Resin Transfer Molding*)**

O *Resin Transfer Molding* (RTM) é uma técnica de moldação também conhecida por *Liquid Transfer Molding* (Figura 2.11). O RTM possibilita a obtenção de componentes próximos da sua forma final.

O RTM, ao contrário do processamento por injeção e por compressão, permite obter componentes estruturais, pois possibilita a utilização de reforços nos mais variados formatos, com custos de fabrico de peças mais baixos, consequência do custo com ferramentas ser mais baixo. No entanto, o fabrico de peças mais complexas exige muita experimentação, de forma a ser possível obter os parâmetros mais adequados para cada caso específico. É um processo

de processamento em molde fechado, com frações volúmicas de fibra na ordem dos 60%. Neste processo o reforço é colocado sobre a cavidade do molde, que é posteriormente fechada com a outra metade do molde. Depois, a mistura (resina, cargas, catalisador, e por vezes compostos para darem cor à peça) sobre pressão, é injetada, através de uma ou mais entradas, para o interior do molde. Após um determinado tempo de cura em molde (entre 6 a 30 minutos, em função dos parâmetros de processamento seleccionados), a peça é retirada do molde. Assim sendo, o RTM possibilita a obtenção de peças com bom acabamento nas duas superfícies. Os aspetos principais do RTM são o fluxo de resina, o processo de cura, e a transferência de calor. O processo de cura é exotérmico (Silva (2006); Moura *et al* (2005); Furtado (2009)).

Na Tabela 2.1 é apresentada uma análise comparativa entre o processo de RTM e outros processos de fabrico.

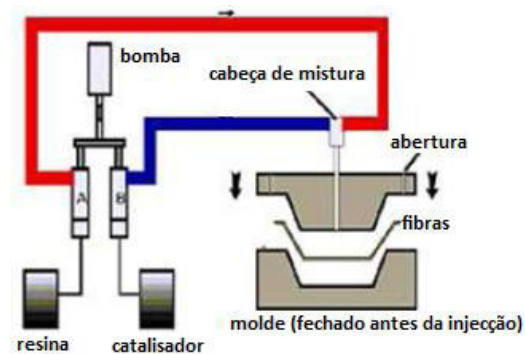


Figura 2.11. Representação esquemática do processamento por RTM (Composites (2012)).

Tabela 2.1. Comparação entre o RTM e outros processos de fabrico Moura *et al* (2005).

Processo de fabrico	Cadência anual	Tempo Ciclo [min]	Emissões	Acabamento dos dois lados da peça
RTM	200 - 10000	60 - 30	Não	Sim
Molde aberto (<i>hand lay-up</i> e <i>spray-up</i>)	100 - 500	60 - 180	Sim	Não
Compressão	>10000	1-20	Não	Sim
Injeção	>20000	0.5 - 2	Não	Sim

i) Principais aplicações

O RTM é um processo versátil, permite obter peças com pequenas dimensões a peças de grande dimensão, com produções que podem variar desde pequenas até médias produções. Este processo tem sido muito utilizado nas várias indústrias, tais como a automóvel, a aeroespacial bem como a de produção de produtos desportivos e de lazer (Figura 2.12). Os componentes fabricados através deste processo podem ser capacetes, componentes de portas, quadros de bicicletas, pás de turbinas eólicas, carroçaria de carros de desportos automobilísticos, painéis diversos para os automóveis e peças de aviões.



Figura 2.12. Exemplo de componentes obtidos através da moldação por RTM (Daniel *et al* (1994); Silva (2006)).

ii) Principais matérias-primas

Podem ser utilizados como reforços, pré-formas e tecidos. Os tipos de pré-formas utilizados são: *thermoformable mat*, *conformal mats*, pré-formas entrelaçadas. Podem, também ser utilizados diferentes tipos de resinas, tais como poliéster, *vinylester*, *epoxy*, *phenolic* e *methylmethacrylate*, combinados com diferentes cargas, tais como *alumina trihydrate* e carbonato de cálcio.

A utilização das cargas deve-se, sobretudo à diminuição de custos. Os custos das cargas são geralmente muito inferiores ao custo da resina (por exemplo, o carbonato de cálcio custa 0,22 €/kg, enquanto que a resina poliéster 4,50€/kg), no entanto a fração volúmica de filler presente na peça não pode comprometer o bom desempenho da mesma, sendo recomendado que a dimensão da carga não ultrapasse os 10µm, de forma a evitar problemas impregnação

das fibras. As dimensões na ordem dos 5 a 8µm são recomendadas para que durante o processo de injeção, o escoamento da mistura de resina e de carga não interfira no alinhamento das fibras. Consequentemente, com a adição de cargas a viscosidade aumenta, diminuindo assim a fluidez da mistura a ser injetada, com o consequente aumento do peso do componente processado (Chawla (1998)).

iii) Ferramentas

Comparativamente aos outros processos de fabrico de materiais compósitos em molde fechado (moldação por compressão, por injeção, etc.), o RTM apresenta grande vantagem das ferramentas necessárias ao processo serem mais baratas.

Como as pressões utilizadas durante o processamento são mais baixas, não são necessárias ferramentas mais robustas, e consequentemente mais caras. Isto tudo faz com que não sejam necessários grandes investimentos iniciais na construção de protótipos ou para a produção, permitindo assim uma boa otimização dos custos. Sendo o processo em molde fechado, faz com que tenha uma baixa emissão de estireno, aspeto que se tem tornado cada vez mais importante devido às leis cada vez mais restritivas no que concerne à emissão de estireno (Ota (2004)).

Os moldes são normalmente construídos em alumínio ou aço, mas também existem situações, como por exemplo, na construção de protótipos, em que são construídos em material plástico ou em madeira. Os moldes são normalmente construídos em duas metades, que podem conter um ou mais ataques de injeção ou uma ou mais saídas de ar ou de resina. O molde deve ter rigidez suficiente de forma a suportar as pressões desenvolvidas durante o processo. O projeto dos coeficientes de expansão térmica do molde e da peça devem ser cuidadosamente projetados, pois as tolerâncias dimensionais da peça são afetadas tanto pelas propriedades térmicas do molde como pelas do compósito. Os moldes podem custar desde os 200€, no caso de protótipos, até valores como 50000€, dependendo do tamanho e da complexidade da peça a ser fabricada (Moura *et al* (2005)).

iv) Etapas de processo

Na cavidade do molde devidamente preparada (desmoldante e *gel coat*), são posicionadas as fibras e, por vezes núcleos de diferentes materiais (*honeycomb*) caso o objetivo for a produção de estruturas sanduíche. Devido ao facto dos *honeycomb* não limitarem a passagem da resina para o interior do núcleo, não é possível utilizar este processo no fabrico de estruturas sanduíches em que o núcleo é do tipo *honeycomb*. Em seguida, procede-se ao fecho do molde, que pode ser realizada por meio de atuadores hidráulicos ou com recurso a grampos. Com o molde fechado, procede-se à injeção da resina, em baixa ou média pressão, para a cavidade interior. Os equipamentos são construídos de forma que possibilitam a injeção de diferentes resinas, tais como os poliésteres, epoxídicas, os metacrilatos e os uretanos. Tipicamente a resina e o catalisador são armazenados em recipientes diferentes, e a mistura ocorre imediatamente antes da injeção. A resina é normalmente armazenada num cilindro, que possui um dispositivo que permite a aplicação de pressão, de forma a permitir a injeção do material. O número de bicos de injeção é função das dimensões da peça a processar. Também a utilização de múltiplos pontos de injeção permite obter ciclos de produção mais curtos. A resina é injetada no ponto mais baixo do molde e o enchimento do mesmo é realizado contra a gravidade, o que faz com que se minimize a quantidade de ar presente nas peças. As saídas de ar estão normalmente localizadas no ponto mais alto do molde. A forma como a resina flui e a forma de molhar das fibras são dois aspetos importantes do processo, de que dependem vários parâmetros, tais como a pressão de injeção, aplicação ou não de vácuo no molde, a temperatura e a viscosidade da resina, e a permeabilidade da fibra ou pré-forma. Por sua vez, a permeabilidade da fibra depende do tipo da fibra, da sua orientação, do volume presente, etc. Estando o molde completamente preenchido, fecham-se as entradas e saídas, e deixa-se que a resina cure rapidamente, de modo que se possa retirar a peça sem colocar em perigo a sua integridade. Por vezes é preciso fornecer calor, de forma a acelerar o processo de cura no interior do molde. Estando a peça com a rigidez mínima necessária, ela é retirada e deixa-se para que o processo de cura se finalize (Moura *et al* (2005)).

Na Figura 2.13 estão representadas as etapas de um processo RTM.

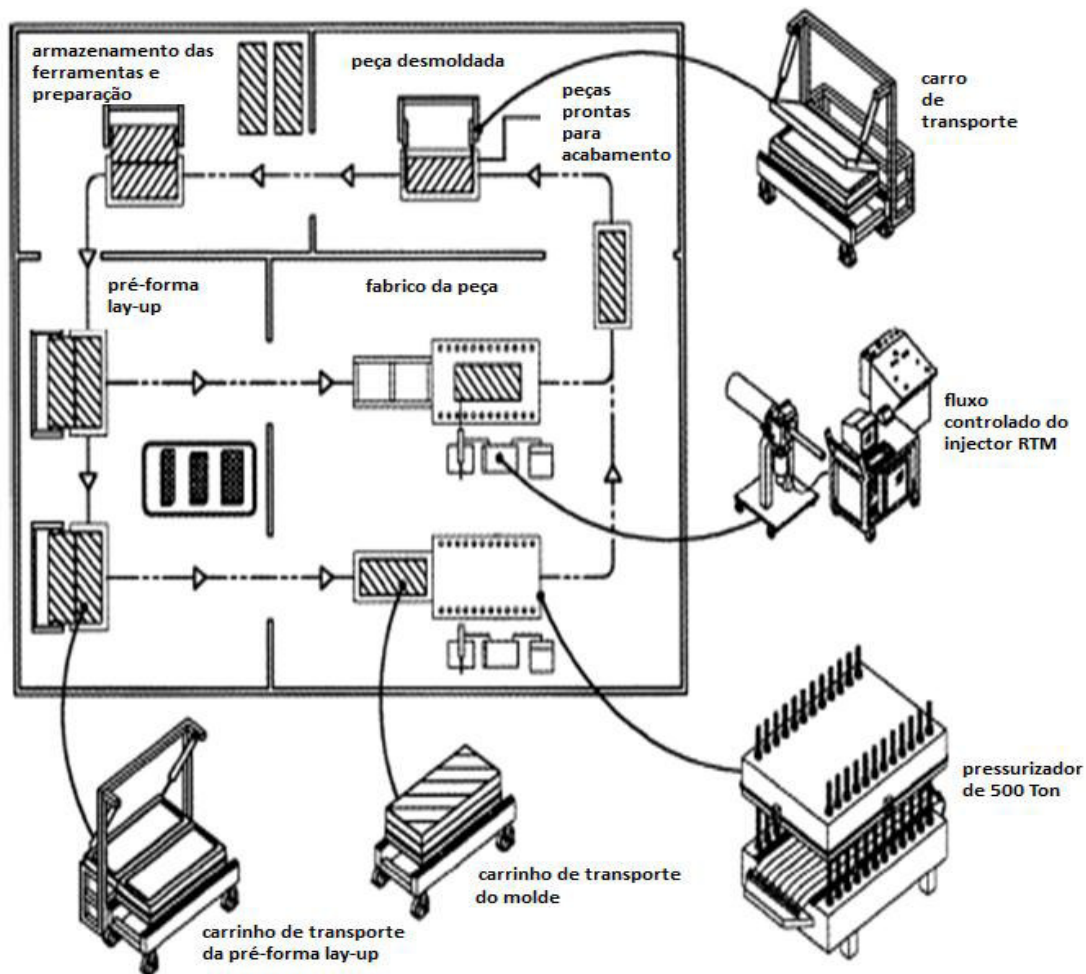


Figura 2.13. Etapas do processo RTM (Moura *et al* (2005)).

v) Variantes do processo

1. VARTM (*Vacuum Assisted Resin Transfer Molding*) – nesta variante do RTM, utiliza-se vácuo após a injeção para permitir que a resina impregne mais facilmente no reforço, o que faz com que se pode aumentar o teor da fibra até 70% e minimizar os poros na peça (Furtado (2009)).

2. SCRIMP (*Seemann Composite Resin Infusion Molding Process*) – este processo é similar ao anterior VARTM, mas utilizado principalmente no fabrico de peças de grandes dimensões. Neste processo aplica-se vácuo de forma a compactar os reforços e eliminar os vazios, de forma a assegurar um melhor posicionamento dos reforços e melhorar as condições de impregnação da resina (Furtado (2009); Moura *et al* (2005)).

Na Figura 2.14 está representado um esquema da variante SCRIMP do processo RTM.

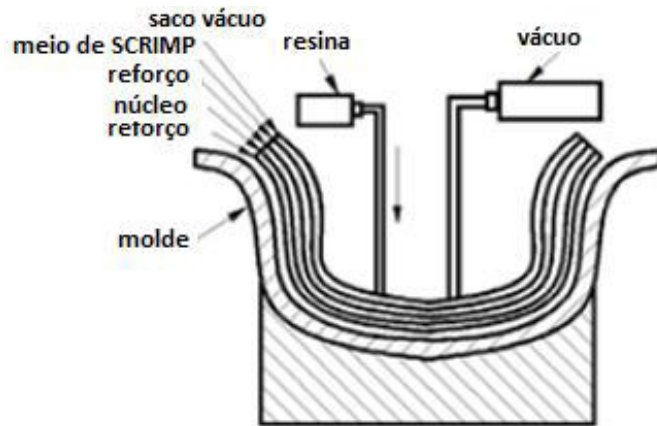


Figura 2.14. SCRIMP (variante do processo RTM (Moura *et al* (2005)).

Os materiais compósitos são constituídos principalmente pelo reforço e pela matriz, podendo ter em certos casos alguns aditivos e cargas, que tem como objetivo de complementar as propriedades dos compósitos, como por exemplo, baixar os custos, facilitar o manuseamento, melhorar as características de moldação, melhorar as propriedades de pós-cura, ou então introduzir elementos decorativos. As cargas que são utilizadas para reforço dos compósitos são normalmente obtidas a partir de materiais naturais, tais como a mica, o feldspato, a sílica, o quartzo, a argila, ou o cálcio (Furtado (2009))

2.3 Reforços

Os reforços são os elementos responsáveis pelo bom desempenho mecânico dos materiais compósitos, pois são eles que suportam a quase totalidade das cargas aplicadas ao material compósito. As boas propriedades mecânicas das fibras devem-se ao facto de um mesmo material no formato de fibra ter melhores propriedades do que no seu formato “maciço”. Isto deve-se ao facto das fibras apresentarem uma melhor estrutura do que as formas maciças, pois neste formato os cristais estão alinhados segundo a direção das fibras, e além disso existem menos defeitos internos (Silva (2003)).

As fibras mais utilizadas em compósitos de matriz polimérica são as fibras de carbono, de vidro, de boro e de aramida. Nos casos em que as exigências das estruturas em matérias compósitas são menores, também podem ser utilizadas outras fibras, tais como as de amianto (asbestos), poliamidas e poliésteres.

2.3.1 Adição de reforços a polímeros

O objetivo da adição de cargas e/ou fibras a polímeros é a de se poder melhorar as propriedades físicas, mecânicas e térmicas dos mesmos, bem como as características de processamento e reduzir os custos do material a processar (Nascimento (1987); Lavengood *et al* (1988)). Os reforços podem ter diferentes formas geométricas, podem ser partículas esféricas ou alongadas, fibras ou tecidos de fibras (English (1988); Feldman (1990)). Os reforços podem ser classificados de diversas formas geométricas (uni, bi ou tridimensionais) e quanto à natureza química (orgânica ou inorgânica) (Nascimento (1987); Rosato (1982)).

Os reforços fibrosos são usados para melhorar a rigidez e a resistência mecânica da matriz, além de poder conferir estabilidade dimensional e poder apresentar um melhor desempenho a temperaturas mais elevadas (Bader (1983)). Os reforços esféricos, como por exemplo as microesferas de vidro, são mais utilizados como cargas inertes. As fibras sintéticas mais utilizadas no reforço de materiais compósitos são as fibras de vidro, que possuem como principais características o seu baixo coeficiente de expansão térmica, facilidade de processamento e baixo custo. Como desvantagem, estas podem ter um efeito abrasivo no equipamento de processamento dos materiais compósitos (Rosato (1982)).

2.3.2 Fibras

O desenvolvimento e o fabrico de materiais compósitos com fibras têm tido um crescimento significativo (Ota (2004)). Estes materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras de vidro, carbono e aramida podem ser utilizados nas indústrias aeroespacial, automóvel, construção e desporto de alta competição (Wambua *et al* (2003)).

Os compósitos de matriz polimérica com fibras curtas são muito atrativos devido ao seu fácil processamento, relativo baixo custo e propriedades mecânicas relativamente elevadas. O processamento por injeção e extrusão são muito utilizados no processamento destes compósitos (Fu *et al* (1999)). Consequentemente é importante aumentar o conhecimento sobre estes materiais, bem como os parâmetros que controlam as relações entre propriedades e estrutura dos compósitos com fibras (Thomason *et al* (1994)).

As principais razões para se introduzir modificações nos materiais plásticos com cargas são:

1. aumento da resistência ao calor;
2. redução de custo;
3. aumento da rigidez;
4. redução da contração;
5. alteração das propriedades elétricas;
6. redução da flamabilidade;
7. modificação do peso específico;
8. aumento da resistência à compressão;
9. maior capacidade de lubrificação;
10. redução da permeabilidade;
11. aumento da resistência ao impacto ;
12. maior estabilidade dimensional.

As principais variáveis que podem afetar significativamente as propriedades mecânicas dos compósitos de matriz polimérica com fibras são:

1. tipo de fibra;
2. dimensões médias das fibras;
3. orientação das fibras;
4. interface fibra-polímero;
5. dispersão das fibras.

2.3.2 Tipos de matrizes

No fabrico de materiais compósitos fibrosos (e de partículas) existe um aglomerante que tem como funções principais ligar e proteger as fibras, dar forma estável ao compósito e assegurar a distribuição eficiente de carga pelas fibras, cuja designação é matriz. As matrizes podem ser metálicas, cerâmicas ou poliméricas, dependendo do tipo de material utilizado ser metálico, cerâmico ou polimérico, respetivamente.

As matrizes poliméricas podem ser divididas em duas categorias principais: termoplásticas e termoendurecíveis. A principal diferença entre estas duas categorias é o tipo de ligação química existente entre as suas moléculas.

i) Matrizes termoplásticas

A combinação de baixa densidade, resistência química, custo baixo, rigidez e tenacidade faz com que os materiais termoplásticos sejam utilizados em muitas aplicações importantes (Harmia *et al* (1995)). Os materiais termoplásticos são constituídos por longas moléculas na ordem de 20 a 30 nm (Davis *et al* (1982)) e fluem sob tensão para temperaturas abaixo da T_g , permitindo assim ser processados na forma pretendida.

As matrizes termoplásticas, também designadas por plásticos técnicos, são formadas por grandes moléculas individuais lineares sem qualquer reticulação entre si, e que são mantidas entre si por ligações secundárias, tais como forças de *Van der Waals* e ligações de hidrogénio (Furtado (2009)). Como consequência das fracas ligações entre as moléculas é possível fazer uma nova conformação deste material, pois ao serem aquecidos existe mobilidade das moléculas. Após o arrefecimento, as moléculas mantêm-se nas posições que permitem restabelecer as ligações químicas acima referidas. Os materiais termoplásticos caracterizam-se por apresentarem maiores valores de resistência ao impacto, maior tenacidade e, também, por serem materiais menos higroscópicos quando comparados com os materiais termoendurecíveis, por serem facilmente processados por injeção ou por termoformação, e por serem recicláveis. No entanto, existe maior dificuldade na impregnação completa dos reforços. Estima-se que os termoplásticos representem cerca de 35% do mercado mundial dos compósitos. Os vários tipos de matrizes termoplásticas são: polipropileno (PP), poliamida (PA), policarbonato (PC), poliéster-éter-cetona (PEEK), poliamidas termoplásticas e polissulfureto de fenileno (PPS) (Mazumdar (2002); Moura *et al* (2005)). Na Tabela 2.3 apresentam-se as propriedades mecânicas e físicas de algumas resinas termoplásticas.

Tabela 2.2. Propriedades físicas e mecânicas de algumas resinas termoplásticas (Mazumdar (2002)).

Tipo de resina	Densidade [g/cm³]	Módulo Elasticidade [GPa]	Resistência à tração [MPa]
<i>Nylon</i>	1,1	1,3 – 3,5	55 - 90
<i>PEEK</i>	1,3 – 1,35	3,5 – 4,4	100
<i>PPS</i>	1,3 – 1,4	3,4	80
<i>Poliéster</i>	1,3 – 1,4	2,1 – 2,8	55 - 60
<i>PC</i>	1,2	2,1 – 3,5	55 - 70
<i>Teflon</i>	2,1 – 2,3	-----	10 - 35

ii) Matrizes termoendurecíveis

As matrizes termoendurecíveis, utilizadas no fabrico de materiais compósitos, são caracterizadas por não poderem ser reutilizadas, pois as suas moléculas durante o processo de cura formam uma cadeia tridimensional de ligações cruzadas bastante rígidas (Furtado (2009)). Quanto maior for o número dessas ligações cruzadas, maior será a rigidez e a estabilidade térmica da matriz.

Devido ao facto das resinas termoendurecíveis apresentarem uma baixa viscosidade antes da cura, elas permitem uma maior impregnação nas fibras e mais fácil processamento, podendo ser processadas por RTM, pultrusão, etc. As resinas termoendurecíveis apresentam normalmente boa estabilidade térmica e dimensional, melhor rigidez e resistência elétrica e química do que os termoplásticos. Os materiais mais utilizados em compósitos para aplicações não estruturais e semi-estruturais são os poliésteres insaturados, as resinas de viniléster e as resinas fenólicas. Para aplicações estruturais são utilizados materiais compósitos de alta resistência e os mais utilizados são os epóxidos, as bismaleimidas e as poliamidas (Mazumdar (2002); Moura *et al* (2005)). Na Tabela 2.4 estão apresentadas as propriedades físicas e mecânicas de algumas resinas termoendurecíveis.

Tabela 2.3. Propriedades físicas e mecânicas de algumas resinas termoendurecíveis (Mazumdar (2002)).

Tipo de resina	Densidade [g/cm³]	Módulo Elasticidade [GPa]	Resistência à tração [MPa]
<i>Epoxídicas</i>	1,2 – 1,4	2,5 – 5,0	50 - 110
<i>Fenólicas</i>	1,2- 1,4	2,7 – 4,1	35 - 60
<i>Poliéster</i>	1,1 – 1,4	1,6 – 4,1	35 - 95

Capítulo III - Materiais e procedimentos experimentais

Neste capítulo são apresentados os materiais desenvolvidos e as técnicas utilizadas no processamento e caracterização dos materiais. Estes materiais serão utilizados no fabrico da polia de um sistema de ar condicionado de um veículo automóvel. A polia será obtida por vazamento de material compósito, de matriz polimérica, reforçado com partículas metálicas. Com a adição de partículas metálicas pretende-se aumentar a resistência mecânica, a resistência ao desgaste da polia e que esta tenha propriedades magnéticas adequadas à sua função.

3.1 Materiais ensaiados

Foi realizado um estudo de otimização das propriedades mecânicas de materiais compósitos de matriz polimérica com diferentes frações volúmicas de micro esferas metálicas. Neste estudo foram consideradas três frações volúmicas de micro esferas (40, 50, 60%) conforme se pode observar na Tabela 3.1. A matriz polimérica utilizada foi a resina L 74, resina epóxida, transparente e com baixa viscosidade, especialmente adaptada para a impregnação de todos os tipos de fibras e reforços.

A marca desta resina é Biresin L74. A seleção desta resina teve por base a sua temperatura de transição vítrea ($T_g=160\text{ }^\circ\text{C}$) uma vez que as temperaturas de utilização em serviço rodam os $100\text{ }^\circ\text{C}$. Os valores de densidade dos materiais compósitos processados obtidos experimentalmente são também indicados na Tabela 3.1

Tabela 3.1. Materiais compósitos processados.

Material	[% volume]		Densidade [g/cm ³]
	L74	Aço	
BIRESIN L74	100	0	1,2
BIRESIN L74_40	60	40	3,1
BIRESIN L74_50	50	50	3,8
BIRESIN L74_60	40	60	4,5

Na Figura 3.1 pode observar-se a distribuição das micro-esferas na matriz polimérica ($V_p= 60\%$). Os materiais compósitos de matriz polimérica indicados na Tabela 3.1 foram caracterizados mecanicamente em ensaios estáticos de flexão em três pontos. Foram também realizados ensaios de DMA (Dynamic Mechanical Analysis) em flexão em três pontos.

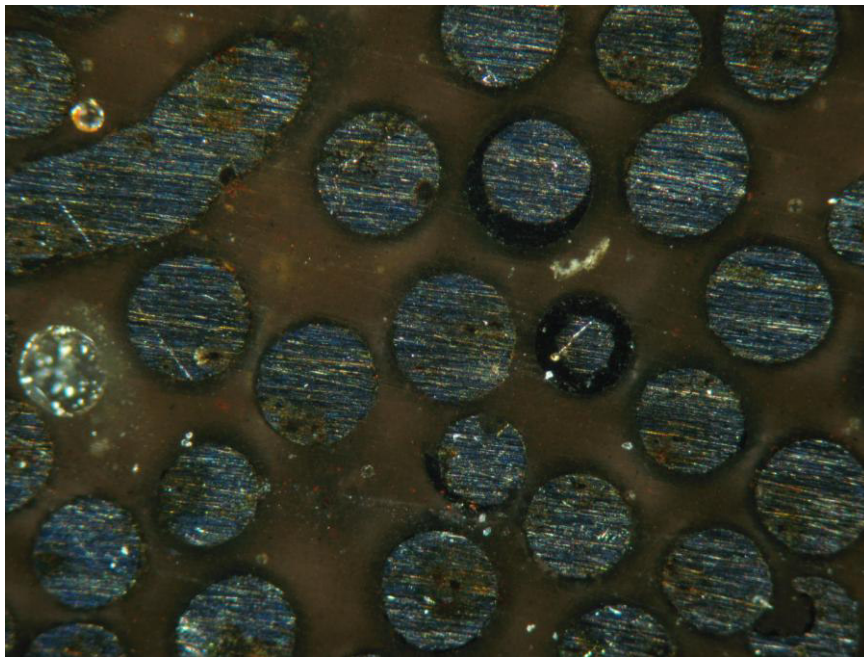


Figura 3.1. Foto do material compósito L74_60 (superfície polida).

3.2 Geometria de provetes

A geometria dos provetes utilizada nos ensaios DMA e nos ensaios estáticos em flexão em três pontos são ilustrados na Figura 3.2.

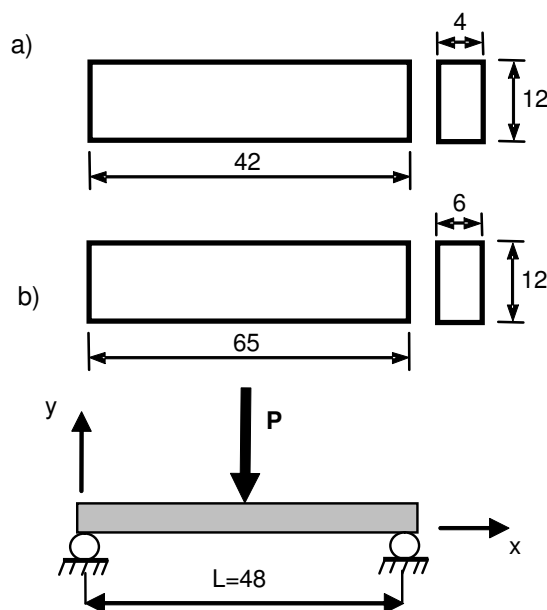


Figura 3.2. Geometrias dos provetes (dimensões em mm): a) ensaios DMA em flexão em 3 pontos; b) ensaios de flexão em 3 pontos e esquema de carga.

Um molde em silicone motorizado foi desenvolvido para obter provetes dos vários materiais compósitos em estudo, como se pode observar na Figura 3.3. O molde tinha oito cavidades, que correspondem ao número de provetes produzidos em cada ciclo (cerca de 8 horas). Como as microesferas metálicas são relativamente mais pesadas tendem, durante o processo de vazamento e cura, a depositar-se nas zonas inferiores dos provetes em material compósito (Ahmed S., 1990). Para minimizar este problema, um sistema mecânico com acionamento elétrico (Figura 3.3b)) foi desenvolvido para o molde em silicone (com os provetes em material compósito) ter uma velocidade de rotação constante durante todo o processo de cura (Figura 3.3). A velocidade de rotação foi de cerca de 10 rpm.

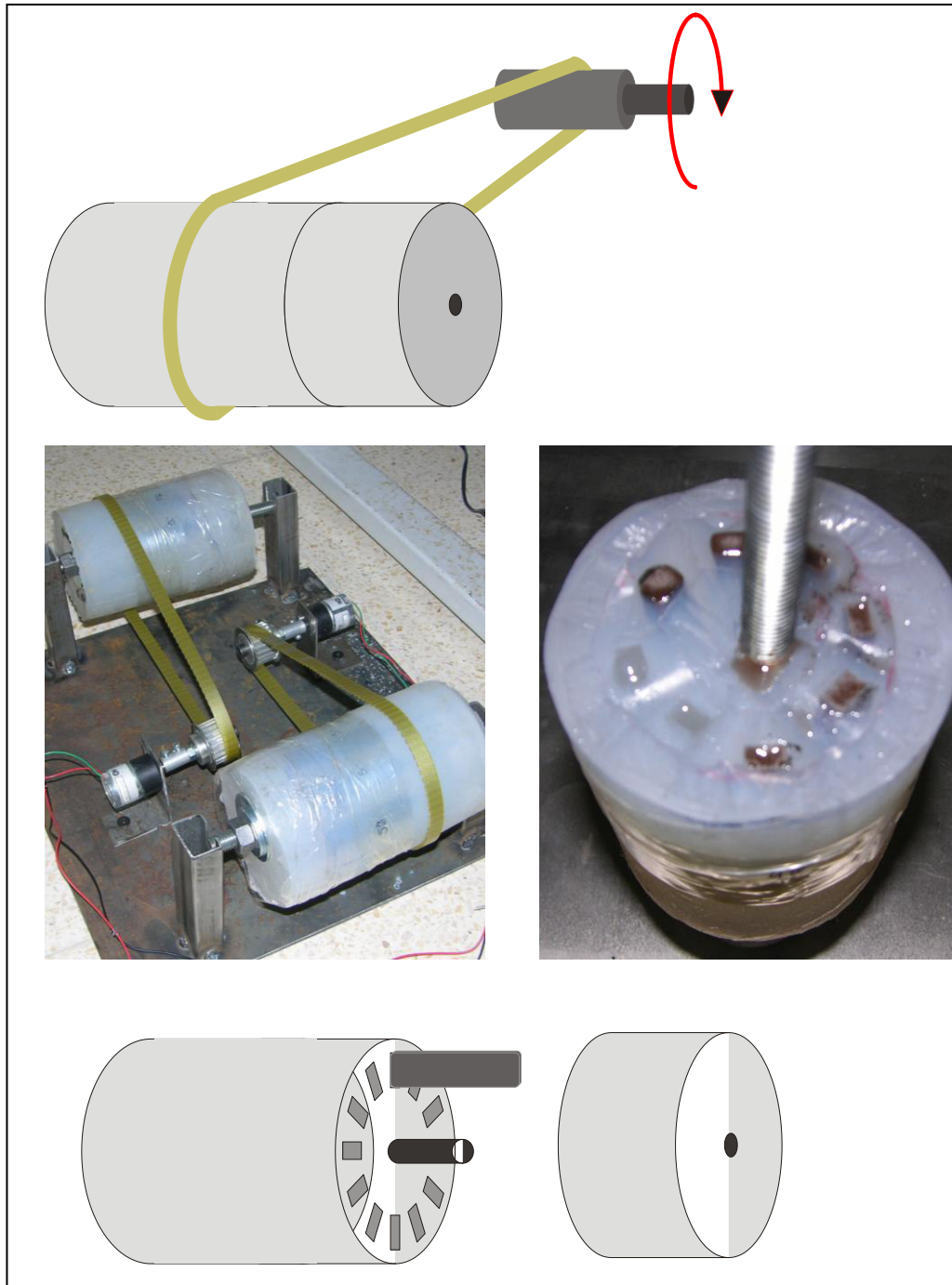


Figura 3.3. Produção de provetes para ensaios mecânicos: a) Molde em silicone; b) Sistema eletromecânico de acionamento do molde em silicone.

3.3 Determinação de densidades

O objetivo destes ensaios é determinar as densidades experimentais dos materiais processados. No cálculo das densidades dos materiais foi utilizada uma balança electrónica de

precisão (Figura 3.4) equipada com dispositivo que permite calcular as densidades pelo método descrito abaixo. Não é obrigatório possuir nenhum provete específico, bastando para tal uma pequena amostra do material.



Figura 3.4. Balança eletrônica de precisão usada na determinação das densidades.

O método usado para a determinação das densidades têm base o *Princípio de Arquimedes*. Na determinação das densidades dos materiais processados foi utilizado o seguinte procedimento:

- 1) Determinação da massa do material (m_c);
- 2) Determinação da massa aparente (m_a);
- 3) Cálculo da temperatura da água (T_{H_2O});

4) Cálculo da densidade da amostra pela fórmula:
$$\rho = \left(\frac{m_c}{m_c - m_a} \right) \rho_{H_2O}$$

A ρ_{H_2O} deve ter em conta a temperatura da água medida no ponto 3. Na tabela 3.1 são apresentados os valores de densidade dos materiais processados.

3.4 Ensaio estático de flexão em três pontos

Os ensaios clássicos de flexão em três pontos foram realizados de acordo com a norma da ASTM D638 (1980). Estes foram realizados numa máquina eletromecânica Zwick / Z100 (Figura 3.5) à temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados em controlo de

deslocamento, com a velocidade do carregamento em todos os ensaios de 1 mm/min, registrando-se a força, deslocamento e extensão dos provetes. Esta máquina possui uma consola de controlo e acoplamento a um computador, permitindo o controlo e tratamento de todos os parâmetros (carga, velocidade, deslocamento, etc.), através de um *software* específico; permite também a visualização do andamento da curva carga – deslocamento ao longo do ensaio, bem como o tratamento e armazenamento de resultados.

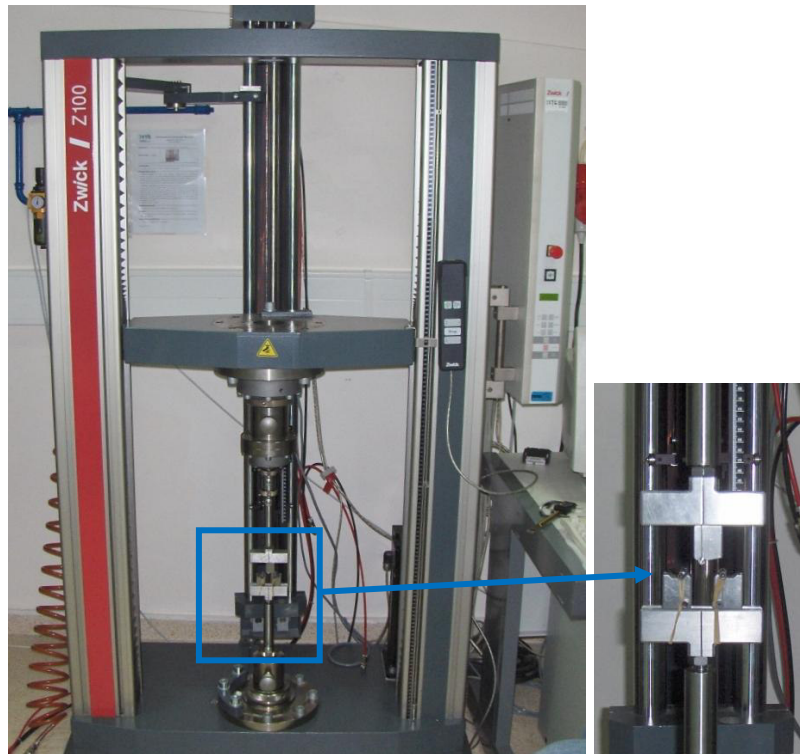


Figura 3.5. Máquina de tração utilizada nos ensaios de flexão em 3 pontos.

3.5 DMA (DYNAMIC MECHANICAL ANALYSIS)

A Dynamic Mechanical Analysis (DMA) é uma técnica onde se pode avaliar o comportamento mecânico de um material, quando sujeito a um programa de temperaturas controladas e sob o efeito de uma força mecânica que se altera no tempo. Uma análise de DMA depende, como é de esperar, do modo de operação como se pode verificar pela Figura 3.6.

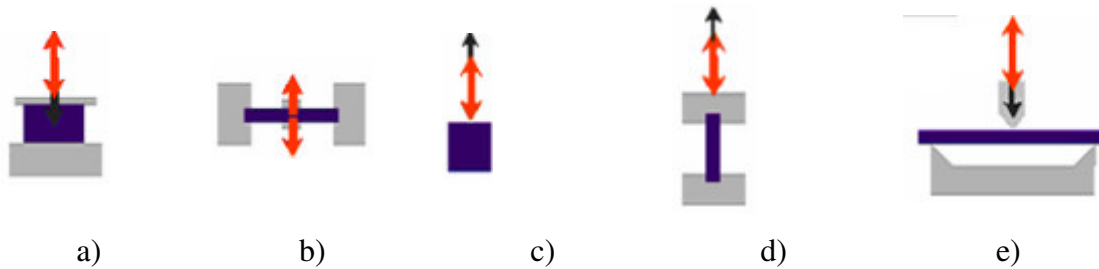


Figura 3.6. Módulos de operação de um conjunto DMA a) compressão/penetração; b) fadiga; c) oscilação com carga estática; d) tração e e) flexão em três pontos.

Com este tipo de análise pode obter-se a temperatura de transição vítrea (T_g). A temperatura de transição vítrea é a propriedade do material onde se pode obter a temperatura da passagem do estado vítreo para um estado “maleável”. A transição vítrea é um importante parâmetro nas áreas de processamento, pesquisa e desenvolvimento, devido à grande importância com relação às mudanças das propriedades relacionadas a esses materiais, onde se pode estudar o comportamento em função da temperatura.

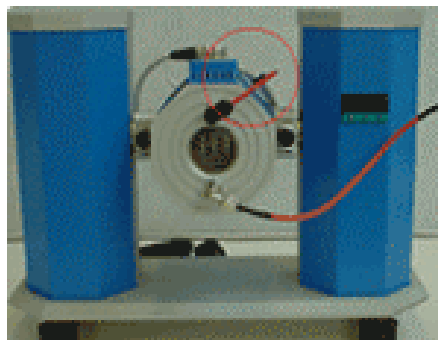


Figura 3.7. Equipamento DMA usado nos estudos.

Os ensaios realizados foram em flexão em 3 pontos com variação de temperaturas entre os 20°C e os 200 °C já que se pretende produzir polias para a indústria automóvel onde a temperatura de serviço é de cerca de 80° C. A norma alemã DIN53457 é a referência neste tipo de análise térmica. Foram obtidos os módulos elásticos (storage modulus E_1) e viscosos

(loss modulus E_2) e o coeficiente de dano ($\tan \delta$, damping coeficiente). A partir dos resultados dos ensaios DMA é possível determinar as temperaturas de transição vítreas (T_g) dos materiais compósitos processados (Sankaram (2006)).

3.6 Eletromagnetismo

Foi analisada parte de uma polia e várias peças com micro esferas de aço com diferentes frações volúmicas com o objectivo de medir e comparar campos magnéticos induzidos nos materiais processados.

Para a realização destas medições foi utilizado um aparelho da Leybold Didactic chamado Teslameter e um íman para se poder comparar com os valores obtidos. O Teslameter é um aparelho que mede os campos magnéticos (ver Figura 3.8).



Figura 3.8. Equipamento Teslameter para medição de campos magnéticos.

Este equipamento regista os valores dos campos magnéticos medidos pela sonda. Este registo é atualizado duas vezes por segundo. O equipamento dispõe de dois comandos biestáveis: um para medir em corrente alternada e em corrente contínua; o outro comando tem duas posições, “Reset” e “Set”, quando está na primeira posição lê o campo magnético da atmosfera envolvente mais o da peça que estiver em contacto (se não estiver a tocar em nenhuma peça apresenta apenas a faz leitura da atmosfera), quando está na segunda posição

mostra apenas o campo magnético da peça (não somando a este o campo da atmosfera envolvente).

O equipamento possui também um regulador da escala de medição que tem três posições, 20, 200 e 2000 mT (miliTeslas), o que quer dizer que em cada posição o Teslameter tem a capacidade de ler até ao valor da sua posição. É de salientar que na posição de leitura mais baixa (20 mT), o aparelho apresenta duas casas decimais o que lhe permite efectuar leituras de campos magnéticos muito baixos; na posição intermédia (200 mT) só possui uma casa decimal e na posição de 2000 mT (2 T) não tem nenhuma casa decimal. Este aparelho possui ainda uma sonda para efectuar as medidas dos campos magnéticos.

3.6.1 Materiais utilizados

Foi utilizada uma polia fabricada em aço que foi o elemento de comparação para efectuar a análise dos campos magnéticos com os provetes em material compósito (Figuras 3.8 e 3.9).



Figura 3.9. Polia seccionada em aço.

Os provetes em material compósito de matriz epóxida com microesferas de aço processados com diferentes frações volúmicas de microesferas metálicas (Figura 3.9), o que irá influenciar na sua magnetização que será analisada seguidamente.



Figura 3.10. Provette em material compósito com 50% de microesferas metálicas.

Para se poder comparar os valores das diversas leituras foi utilizado um íman (Figura 3.11). Como se poderá observar, o íman possui um elevado campo magnético comparativamente aos obtidos com os provetes e a polia, apesar de este íman ser bastante pequeno como se pode observar na Figura 3.11 comparando-o com uma ‘pen’.



Figura 3.11. Íman.

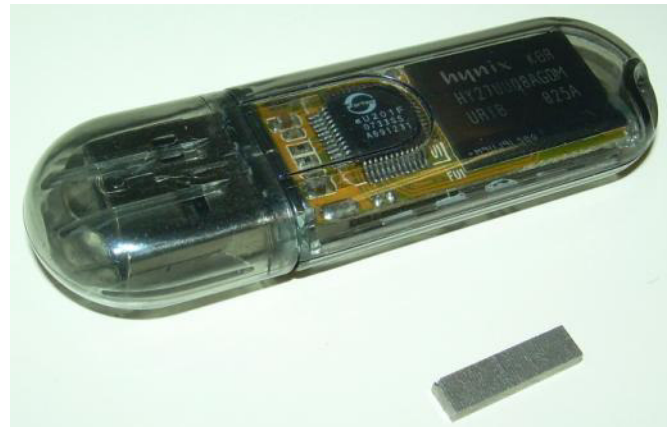


Figura 3.12. Comparação entre o íman e uma ‘pen’.

Na determinação dos campos magnéticos foi utilizado o seguinte procedimento:

- 1- Medição do campo magnético da atmosfera envolvente, na posição de “Reset”;
- 2- Comutação da posição do comando biestável para “Set”;
- 3- Finalizada a etapa anterior, foi medido o campo magnético do íman; este valor foi utilizado como valor de comparação com os materiais processados utilizados;
- 4- Finalmente procedeu-se à medição dos campos magnéticos dos provetes e da polia, com e sem o íman (Figuras 3.13 e 3.14).

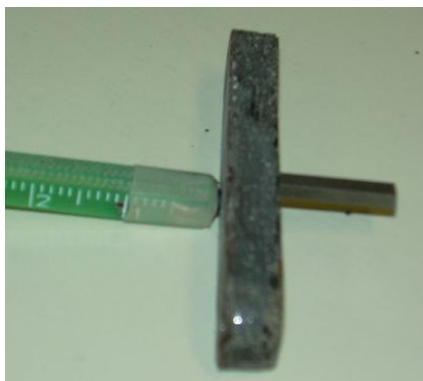


Figura 3.13. Medição do campo magnético sem íman.



Figura 3.14. Medição do campo magnético com íman.

Capítulo IV – Apresentação e Discussão de Resultados

Neste capítulo são apresentados os resultados dos ensaios realizados com os materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com microesferas metálicas. Componentes em plástico têm várias vantagens relativamente aos metálicos e podem ser moldados por injeção num número relativamente elevado e baixo custo. No entanto, eles têm baixa resistência e são sensíveis à temperatura. A melhoria das propriedades mecânicas e térmicas pode ser conseguida com reforços de partículas. Porém, o reforço tem efeitos importantes em termos de processamento, aparência, densidade e desempenho. Diferentes partículas têm sido usadas como reforço, tal como carbonato de cálcio, CaCO_3 (Voros (1995)) e sílica (Ferreira *et al* (1995); Ferreira *et al* (1997); Capela *et al* (1996);. Mais recentemente materiais híbridos foram desenvolvidos (Pearson *et al* (1986)). Partículas de enchimento são geralmente mais rígidas e mais resistente do que o material da matriz.

Um estudo de reengenharia de uma polia eletromagnética, para aplicação automóvel foi previamente relatado pelos autores (Palma *et al* (2007)). O objetivo final é produzir um sistema de polia eletromagnética utilizando uma tecnologia alternativa e novos materiais, simplificando a produção com um menor número de operações de fabrico. Portanto, o componente foi produzido por vazamento compósito de matriz polimérica com partículas esféricas metálicas num molde metálico. A adição de partículas metálicas foi fundamental para a obter propriedades magnéticas, melhorar as propriedades mecânicas, tais como resistência ao desgaste e rigidez. O comportamento mecânico dos materiais processados foi caracterizado mecanicamente por ensaios estáticos de flexão em três pontos. A variação da rigidez com a temperatura e a temperatura de transição vítrea foram determinadas por ensaios de DMA em flexão em três pontos.

4.1 Resultados experimentais

4.1.1 Ensaio de Densidades

Na tabela 4.1 pode observar-se os resultados experimentais e teóricos de densidade dos materiais compósitos com diferentes frações volúmicas. Na determinação das densidades foi utilizado o equipamento indicado na Figura 3.4 e o procedimento indicado no ponto 3.3.

Como se pode verificar (Tabela 4.1), a diferença entre os resultados experimentais e teóricos não é significativa ficando estes desvios a dever-se a condições de processamento dos materiais. Os valores teóricos das resinas foram retirados das fichas técnicas fornecidas pelo fabricante.

Tabela 4.1. Resultados experimentais e teóricos das densidades dos materiais compósitos com diferentes frações volúmicas de esferas metálicas.

MATERIAL	DENSIDADE [g/cm ³]		DESVIO [%]
	TEÓRICA	EXPERIMENTAL	
BIRESIN L74	1,2	-	-
BIRESIN L74_40	3,6	3,2	11,1
BIRESIN L74_50	4,2	4,0	4,8
BIRESIN L74_60	4,8	4,6	4,2

4.1.2 Resultados obtidos nos ensaios DMA

Na Tabela 4.2 são apresentados os valores de variação do módulo em flexão para duas temperaturas (25°C e 80°C) e para quatro composições de material (L74 (resina), L74_40, L74_50, L74_60). O aumento da temperatura é responsável por uma diminuição significativa da rigidez para todos os materiais compósitos processados. Os resultados apresentados na

tabela 4.2 mostram uma diminuição em perda percentual de rigidez média 18% para uma variação de temperatura de 25° para 80°C.

Tabela 4.2. Resultados DMA.

Material	Vp [%]	T=25 °C	T=80 °C
		E [GPa]	E [GPa]]
L74	0	1,8	1,5
L74_40	40	4,2	3,5
L74_50	50	5,3	4,2
L74_60	60	6,7	5,5

Na Figura 4.1 são apresentadas as curvas de variação do módulo em flexão *versus* temperatura e para as quatro composições dos materiais. No intervalo de temperatura entre os 25 e os 100°C, o aumento do reforço é responsável pelo aumento significativo de rigidez. Isto pode ser explicado com base na diferença de rigidez das esferas (210 GPa) e do material da matriz polimérica (≈ 2 GPa). Para temperaturas superiores a 100°C, a influência do reforço diminui significativamente. É possível observar uma súbita queda do valor do módulo em flexão na região da temperatura de transição vítrea.

Na Figura 4.2 pode observar-se as curvas de variação do módulo em flexão e *do Loss Modulus versus* a temperatura para a matriz polimérica e para o compósito L74_60 (60% de micro esferas metálicas).

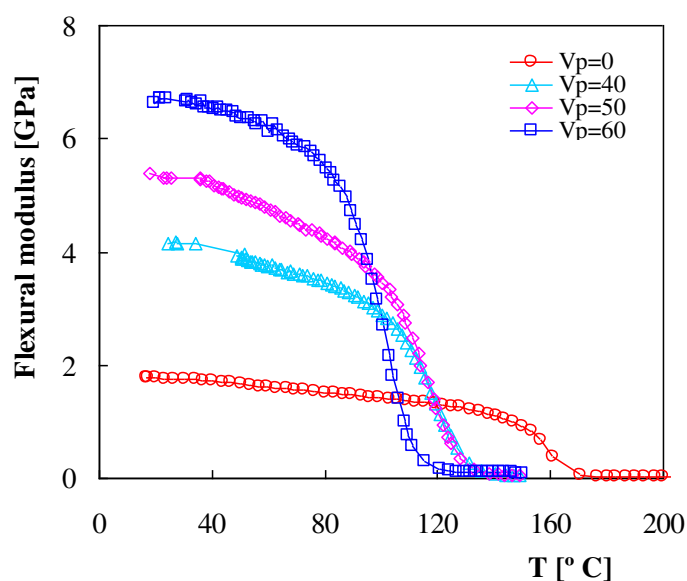


Figura 4.1. Módulo à flexão *versus* temperatura e composição do material (0%, 40%, 50% e 60% de micro esferas metálicas).

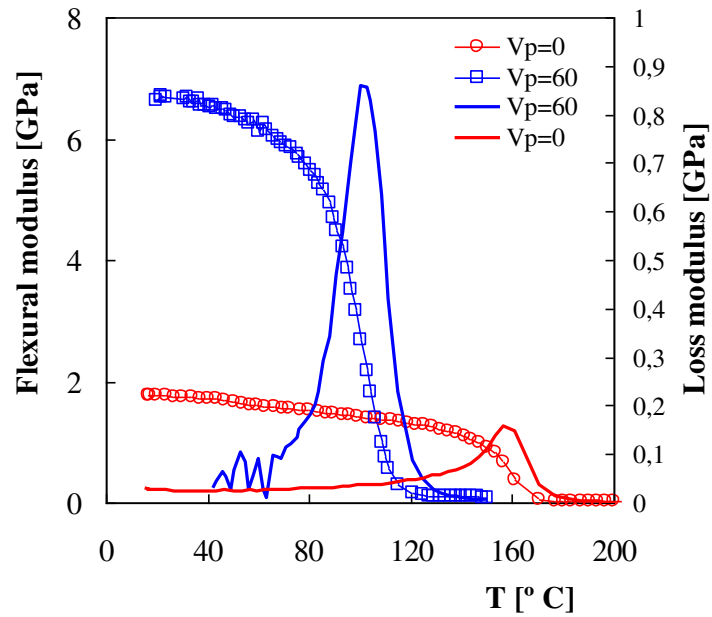


Figura 4.2. Módulo à flexão e *Loss modulus* versus temperatura para a resina epóxida e compósito com 60% de microesferas metálicas.

Na Figura 4.3 pode observar-se as curvas de variação do módulo em flexão e do *Tan Delta* versus a temperatura para a matriz polimérica e para o compósito L74_60 (60% de micro esferas metálicas).

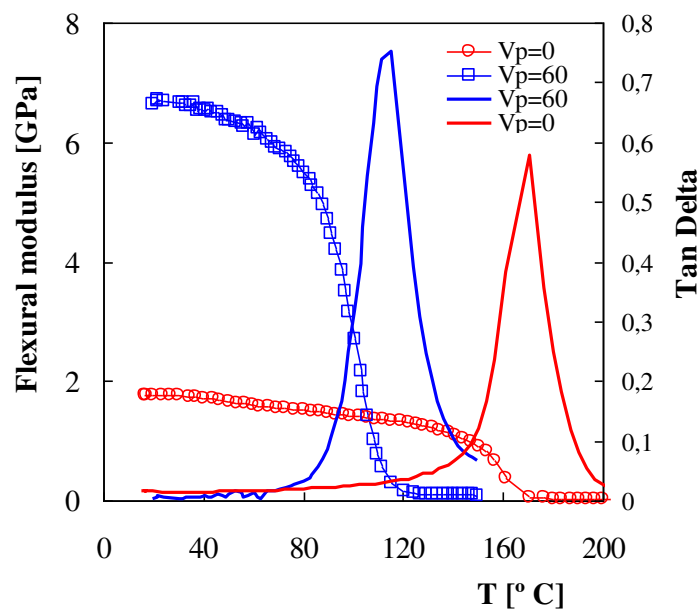


Figura 4.3 - Módulo à flexão e *Tan Delta* versus temperatura para a resina epóxida e compósito com 60% de micro esferas metálicas.

A temperatura à qual o *Tan Delta* apresenta o pico máximo é geralmente interpretada como a temperatura de transição vítrea do material. Os valores de T_g (temperatura de transição vítrea) obtidos foram de 160 °C e 115 °C para a matriz e para o compósito L74_60, respectivamente.

Nas Figuras 4.4 e 4.5 são apresentados os resultados obtidos com vários modelos teóricos para o módulo *versus* fração volúmica, para temperaturas de 25 e 80°C, respectivamente. Os valores obtidos com os modelos de Voigt, Reuss, Ishai, Paul e Counto (Capela *et al* (1996); Capela *et al* (1999)) são comparados com os valores experimentais obtidos com os compósitos processados (materiais de matriz epóxida com diferentes frações volúmicas de micro esferas metálicas). Os valores experimentais apresentam uma boa concordância com os valores obtidos com os modelos de previsão de Ishai *et al* (1967).

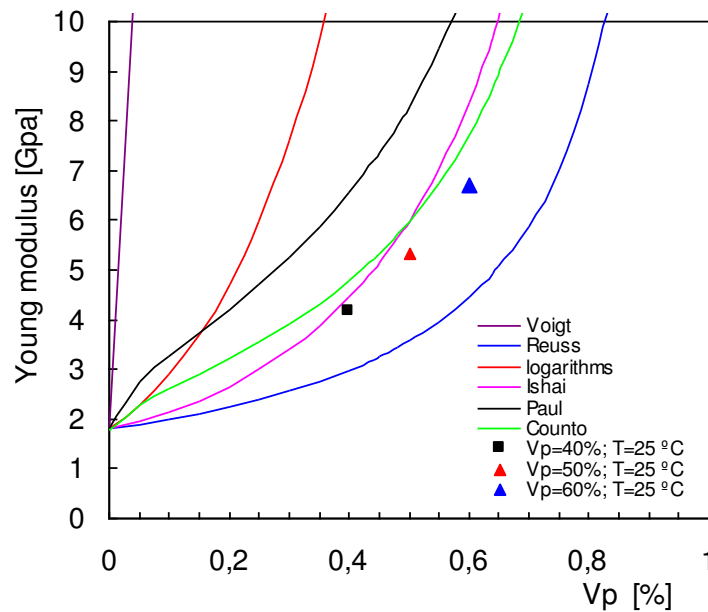


Figura 4.4. Modelos de previsão do módulo e resultados experimentais *versus* fração volúmica e para a temperatura de 25° C.

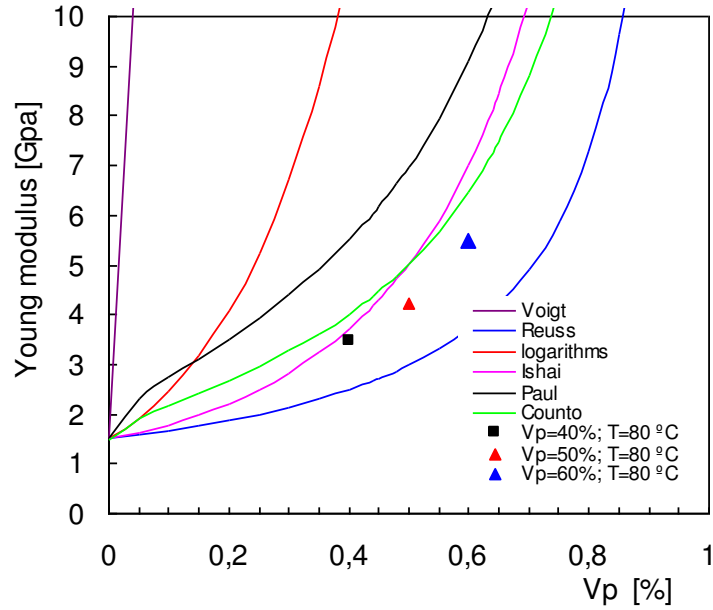


Figura 4.5. Modelos de previsão do módulo e resultados experimentais *versus* fração volúmica e para a temperatura de 80° C.

4.1.3 Resultados estáticos

Na Tabela 4.3 são apresentados os valores de tensão máxima à flexão e de módulo de elasticidade para os materiais compósitos com diferentes frações volúmicas de microesferas metálicas. É possível constatar que os valores de tensão máxima à flexão diminuem com o aumento da fração volúmica de microesferas metálicas. Por outro lado, observa-se o aumento da rigidez com o aumento da fração volúmica de microesferas metálicas, o que está em concordância com os resultados obtidos nos ensaios de DMA. As diferenças observadas podem ser devidas a diferenças de fração volúmica, pois os constituintes destes materiais compósitos apresentam diferenças muito significativas.

Tabela 4.3. Resultados dos ensaios estáticos de flexão em três pontos.

V_p [%]	Carga [N]	$\sigma_{\text{máx. flexão}}$ [MPa]	$E_{\text{flexão}}$ [GPa]
0 (L 74)	-	132,5	1,9
40	375,1	129,6	3,3
50	249,9	80,6	5,4
60	186,4	67,2	6,2

Nas Figuras 4.6 e 4.7 pode observar-se o andamento das curvas carga *versus* deslocamento, e tensão *versus* deslocamento, respectivamente, para os materiais compósitos processados com diferentes frações volúmicas de microesferas metálicas.

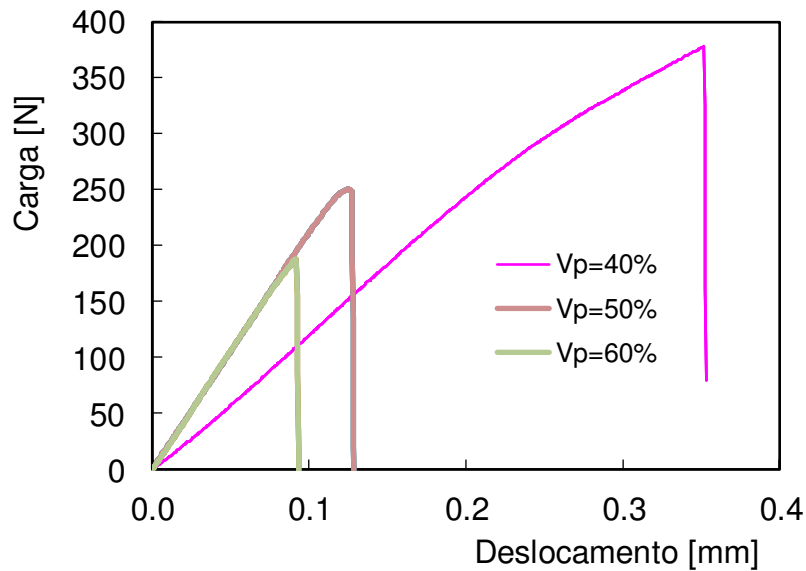


Figura 4.6. Curvas típicas de carga *versus* deslocamento para os três materiais compósitos processados com diferentes frações volúmicas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas) à temperatura ambiente.

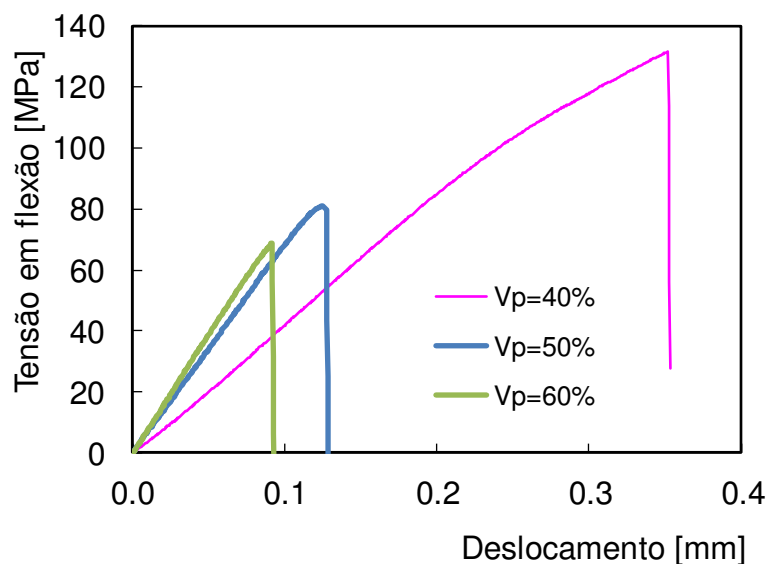


Figura 4.7. Curvas típicas de tensão *versus* deslocamento para os três materiais compósitos processados com diferentes frações volúmicas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas).

Nas Figuras 4.8 e 4.9 pode observar-se os resultados experimentais e os resultados relativos aos modelos de previsão para a tensão máxima módulo à flexão estático, obtidos para os materiais compósitos processados com diferentes frações volúmicas de microesferas metálicas. As diferenças observadas podem ser explicadas com problemas de adesão entre a matriz e as partículas dos materiais compósitos processados.

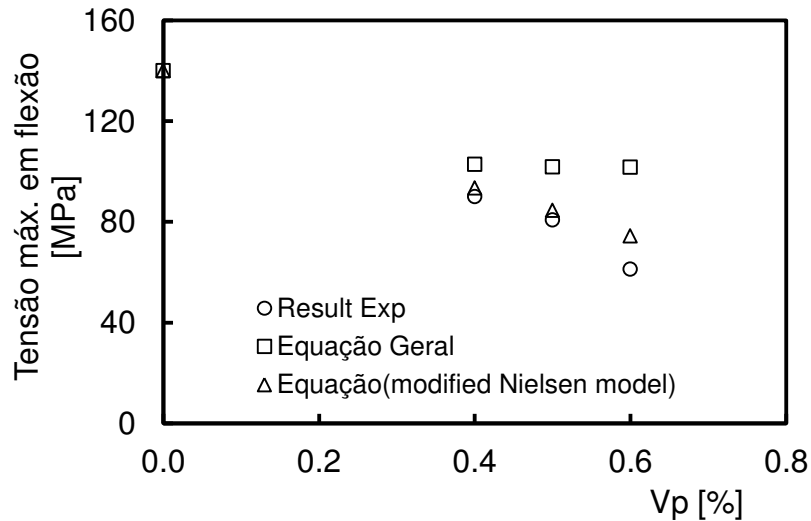


Figura 4.8. Valores experimentais e de previsão de tensão máxima em flexão versus fração volúmica de micro esferas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas).

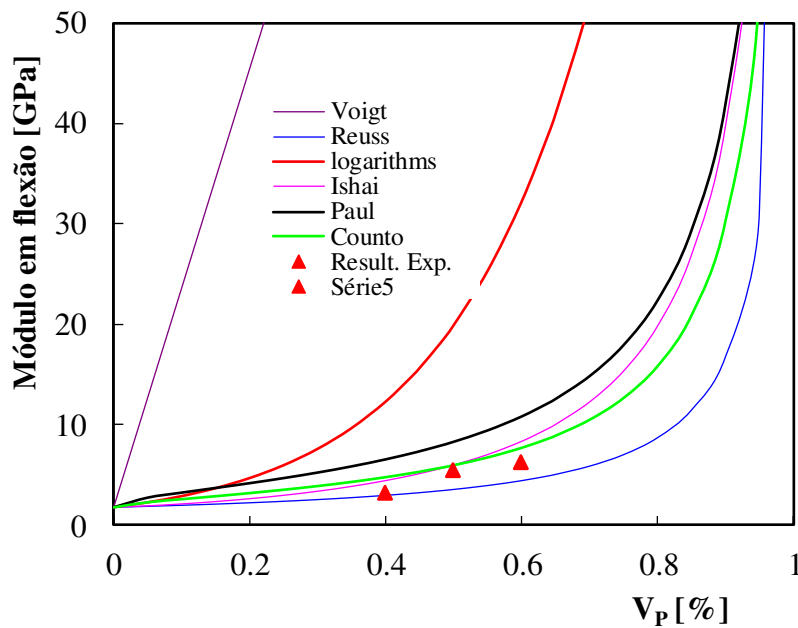


Figura 4.9. Valores de previsão e experimentais de módulo de elasticidade em flexão versus fração volúmica de micro esferas (40, 50 e 60 % de microesferas metálicas).

4.1.4 Resultados das medições dos campos magnéticos

Os resultados relativos às medições são apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4. Resultados das medições dos campos magnéticos.

Provetes	Magnetizado (com íman)	Sem íman
40%	57,1 mT	0
50%	63,3 mT	0
60%	68,4 mT	0
70%	71,3 mT	0

	Magnetizada (c/ íman)	Desmagnetizada (s/ íman)
Polia	75,5 mT	0,02 mT

Pode observar-se que os provetes com maior fração volúmica de micro esferas de aço (70%) são os que mais se aproximam dos valores obtidos da medição do campo magnético da polia, visto que esta foi utilizada para comparar os valores com os provetes.

Com algumas das medições efetuadas, constatou-se que nenhum dos provetes, sem íman, gerava um campo magnético ao seu redor detetável pelo aparelho. Com base na análise dos resultados obtidos através das medições anteriormente descritas pode-se concluir que os provetes com 70% de microesferas de aço apresentam maior campo magnético.

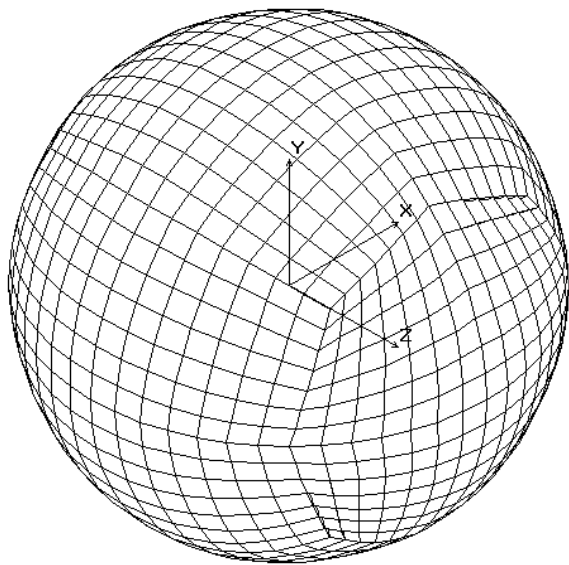
Assim, pode afirmar-se que a polia pode ser fabricada com microesferas de aço e ter um desempenho muito semelhante à polia em aço.

Capítulo V - Resultados numéricos

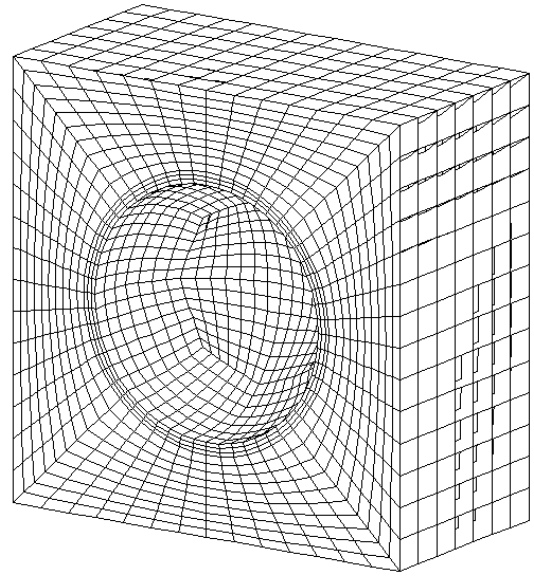
Neste capítulo é apresentado um estudo relativo ao desenvolvimento de um modelo numérico de múltiplas fases para prever as constantes elásticas de compósitos reforçados com partículas metálicas. Foi desenvolvida uma malha paramétrica de um modelo único de partículas. O modelo foi utilizado para estudar o efeito da fração volúmica e as propriedades elásticas das fases (enchimento e matriz).

5.1 Modelo numérico

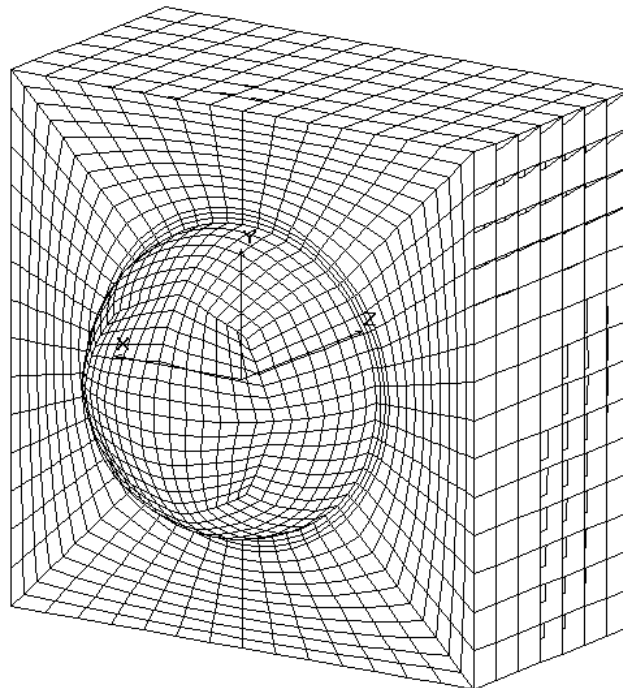
Uma célula cúbica simples (Figura 5.1) foi considerada com o objetivo de realizar trabalho de simulação de materiais compósitos. Este é o mais simples modelo multi-escala que pode ser usado para simular a complexidade do comportamento mecânico de um material compósito. Este modelo também é apropriado para estudos paramétricos sobre a influência das propriedades dos materiais e parâmetros geométricos. Os parâmetros geométricos do modelo são o tamanho externo da célula cúbica (L_0) e do raio da partícula (R_p). A fração volume de partículas (V_f) é a relação entre o volume de partículas e o volume da célula cúbica. A esfera e a matriz foram consideradas de forma a poder corresponder a diferentes materiais isotrópicos e homogêneos com comportamento elástico linear. As propriedades consideradas para o material da matriz e para as partículas foram, respetivamente: $E_m = 2300$ MPa, $\nu_m=0.35$; $E_p = 210000$ MPa, $\nu_p=0.3$.



a)



b)



c)

Figura 5.1. Geometria e malha do elemento finito: a) Partícula. b) Matriz. c) Compósito.

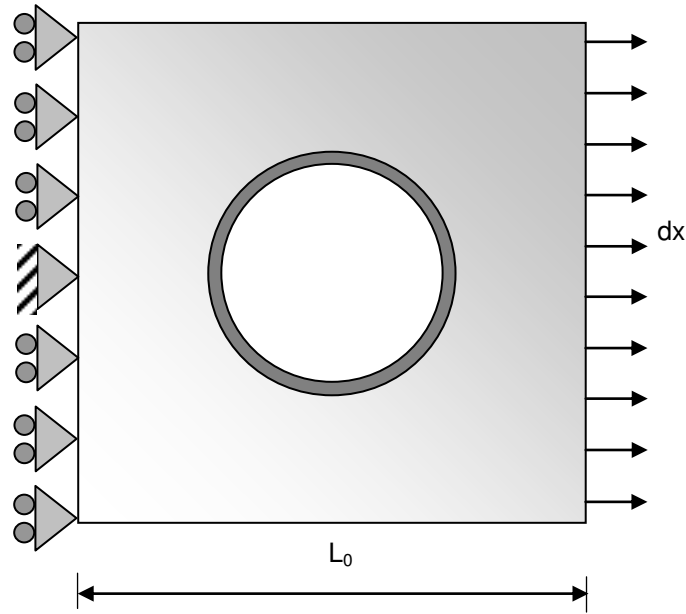


Figura 5.2. Geometria e condições fronteira.

Para determinar a rigidez do material compósito (E_c), um deslocamento uniforme de $dx = 0,1$ mm foi aplicado numa face da célula cúbica, enquanto o lado oposto foi mantido fixo (Figura 5.2). O módulo de Young foi estimado da seguinte forma:

$$E_c = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{\sum R_x / A}{dx / L_0} \quad (5.1)$$

sendo σ a tensão média, ε o deslocamento, R_x a força de reação na face fixa e A a área correspondente ($L_0 * L_0$). A rigidez do compósito é função de vários parâmetros, tais como a rigidez do material da matriz (E_m) e o reforço (E_p) e da fração volumétrica de partículas (V_f):

$$E_c = \tilde{f}(E_p, E_m, V_f) \quad (5.2)$$

Uma versão não dimensional desta equação foi desenvolvida, com base no teorema de Buckingham. Considerando a rigidez da matriz e raio de partícula de reforço como as principais variáveis, é possível obter a seguinte equação:

$$\frac{E_c}{E_m} = \tilde{f}\left(\frac{E_p}{E_m}, V_p\right) \quad (5.3)$$

Este modelo físico foi numericamente implementado utilizando um *software* comercial

de elementos finitos. A Figura 5.1 mostra os volumes considerados para a discretização de elementos finitos, composto por 8 nós de elementos *brick* isoparamétricos. O modelo é bastante flexível, uma vez que foi parametricamente desenvolvido em termos de tamanho de partículas, fração volumétrica e propriedades elásticas das partículas e da matriz.

5.2 Resultados numéricos

5.2.1 Estudo do refinamento da malha

O modelo numérico foi validado com base num estudo de refinamento de malha e na comparação com resultados experimentais. Os resultados obtidos, apresentados na Figura 5.3, mostram uma convergência de valores com o refinamento da malha. É importante referir que a variação entre os 15552 elementos e os 21560 elementos corresponde apenas a uma diferença de 0,2% em termos dos resultados obtidos, o que indica uma baixa sensibilidade à dimensão da malha. A variação da rigidez está sobretudo relacionada com as variações de volume da partícula uma vez que a malha se encontra refinada. A redução da fração volumétrica reduz a variação das propriedades de compósitos com o refinamento de malha. O modelo considerado para o estudo subsequente tem 21560 elementos e 22223 nós.

5.2.2 Estudo paramétrico

Um estudo paramétrico foi desenvolvido para entender a influência da fração volúmica de partículas e a relação E_p/E_m , sendo E_p , a rigidez das partículas e E_m a rigidez da matriz. A Figura 5.4 descreve os 120 estudos numéricos realizados. A fração volúmica máxima admitida por unidade cúbica simples é de 0,52.

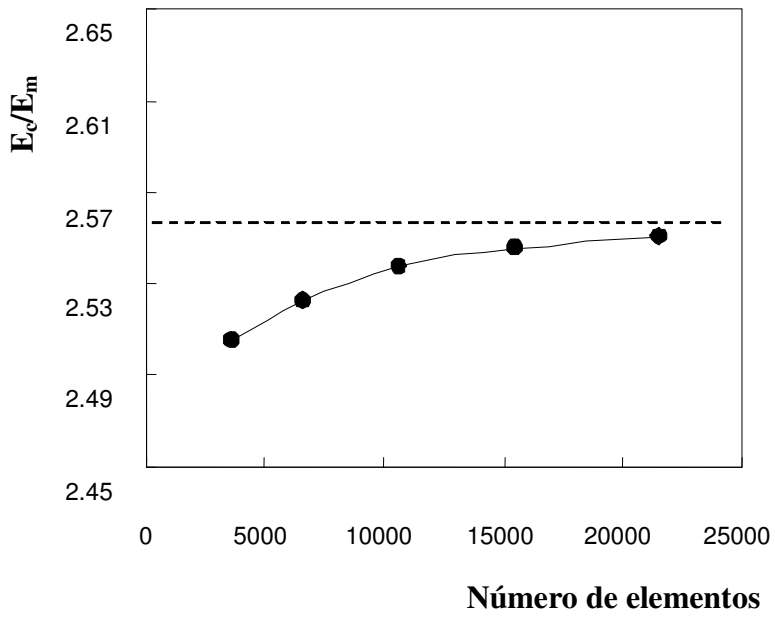


Figura 5.3. Evolução do refinamento da malha ($E_m= 2300$ MPa, $\nu_m=0.35$; $\nu_p=0.3$, $E_p= 210000$ MPa, $\nu_p=0.3$, $V_f=26.7\%$, $R_p=0.2$ mm).

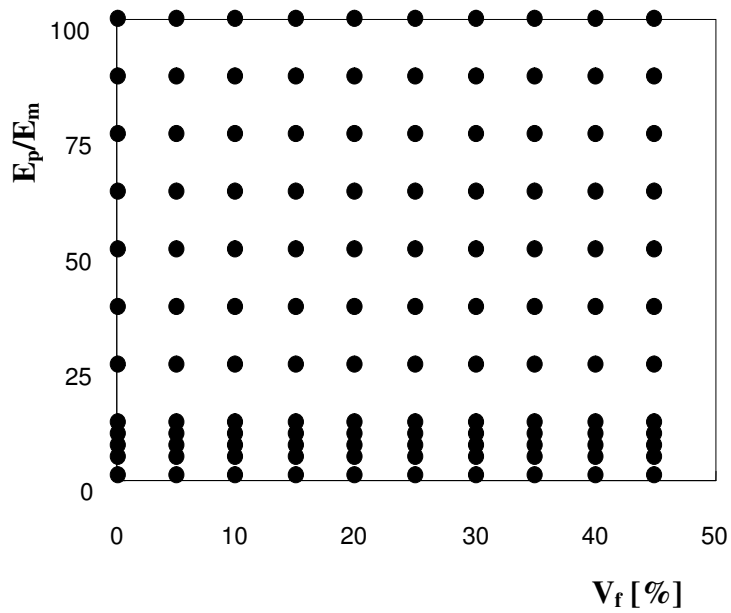


Figura 5.4. Estudos ao espaço paramétrico.

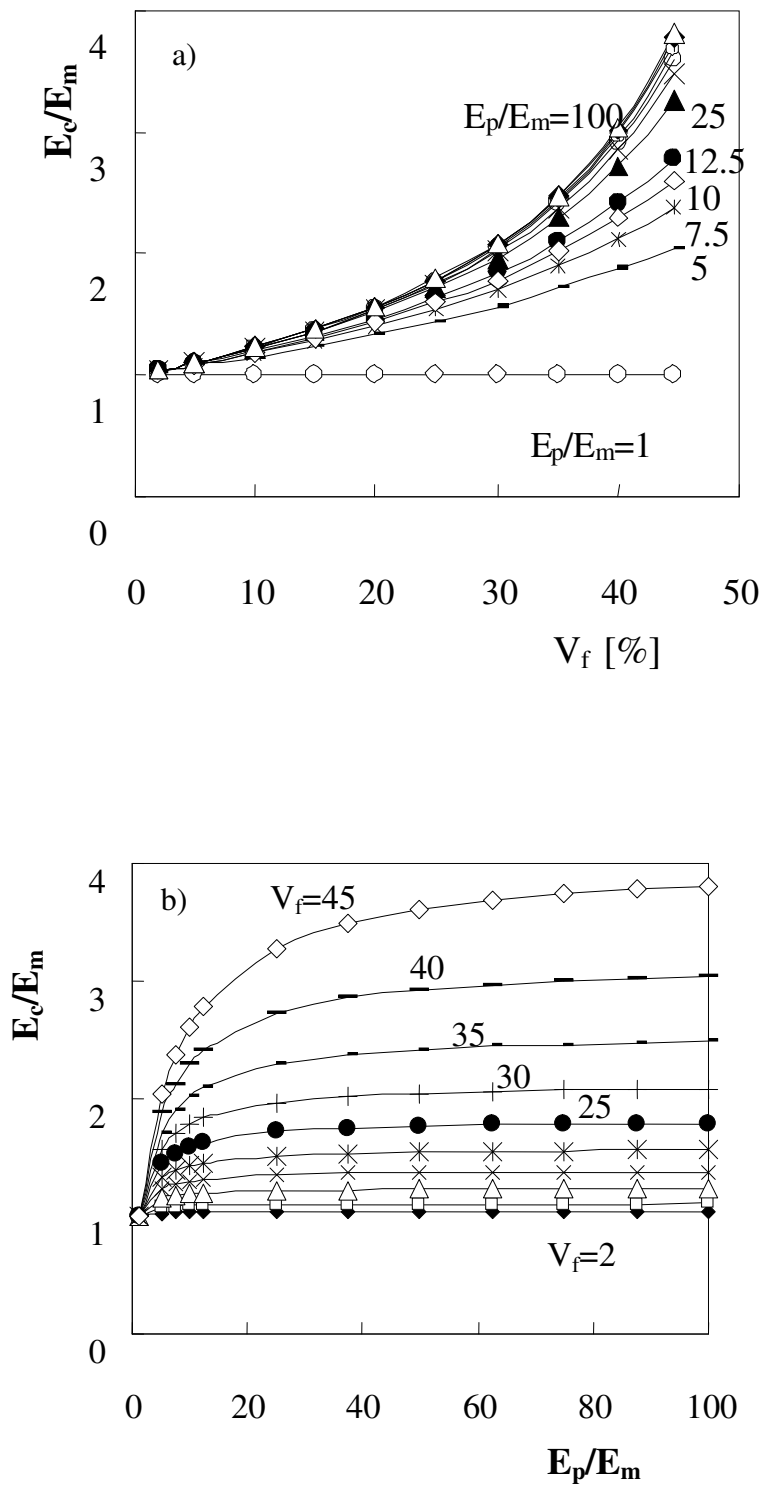


Figura 5.5. Rigidez do compósito *versus*: a) fração volumétrica; b) propriedades do material.

Na Figura 5.5 pode observar-se a influência da fração volúmica e da relação E_p/E_m na rigidez do compósito. A rigidez da partícula tem uma grande influência sobre a rigidez do compósito por valores relativamente baixos de E_p/E_m (até 10). Para $E_p/E_m > 50$, uma saturação é atingida, e a rigidez da partícula tem pouca ou nenhuma influência. A fração volúmica tem uma influência não-linear na rigidez do compósito. A sensibilidade para V_f é mais significativa para valores relativamente elevados (V_f superior a 25%).

A Figura 5.6 mostra a distribuição de tensões e de forma deformada da unidade cúbica simples. A partícula é bastante rígida em comparação com a matriz, por conseguinte a sua deformação é muito pequena. A existência de concentração de tensões é evidente ao longo da região central da célula unitária.

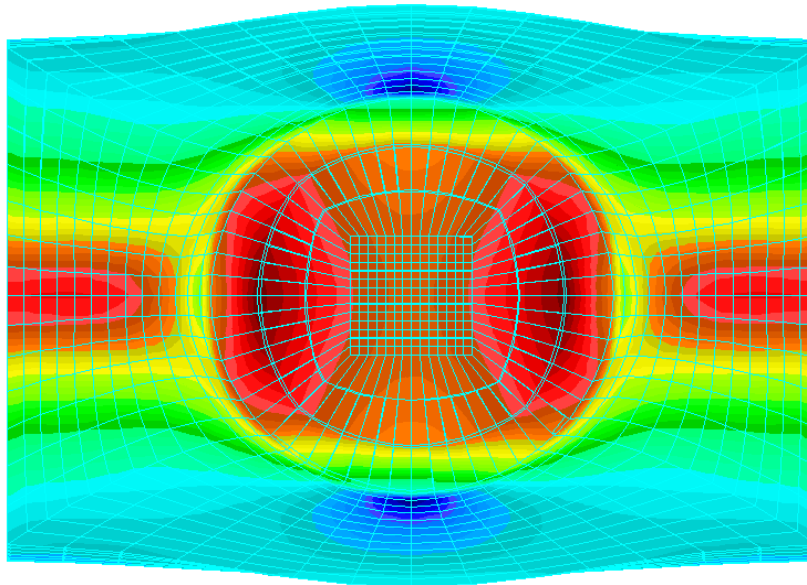


Figura 5.6. Tensão equivalente de Von Mises; deformação 2x ($E_m = 2300$ MPa, $E_p/E_m = 87.5$; $V_f = 15\%$).

5.2.3 Modelo de interpolação

Um modelo de interpolação, com base no método dos elementos finitos, é aqui proposto. Em primeiro lugar, o tipo de elemento é selecionado e definidas as equações de forma. Na Figura 5.7 é apresentado o elemento bi-linear considerado.

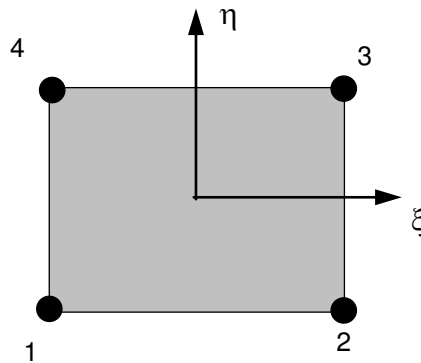


Figura 5.7. Elemento bi-linear.

As equações de funções são:

$$N_i = \frac{1}{4}(1 + \xi \cdot \xi_i) \cdot (1 + \eta \cdot \eta_i) \quad (5.4)$$

sendo $\xi_i, \eta_i = -1, +1$.

A Tabela 5.1 mostra o local das coordenadas (ξ_i, η_i) dos nós. O espaço paramétrico é então dividido em elementos finitos ligados nos nós (Figura 5.4). Finalmente, a variável dependente pode ser obtida em qualquer posição do espaço paramétrico. Uma ferramenta computacional foi desenvolvida para executar este procedimento

Tabela 5.1. Coordenadas locais dos nós dos elementos.

<i>Node</i>	ξ_i	η_i
1	-1	-1
2	1	-1
3	1	1
4	-1	1

Esta abordagem tem várias vantagens, nomeadamente, uma fácil implementação, uma extensão fácil da região paramétrica e uma definição automática dos limites de interpolação. A Figura 5.4 mostra o refinamento da malha considerada para valores relativamente baixos de E_p/E_m . Este método não pode ser utilizado para extrapolação. Um erro numérico é também introduzido devido a se considerar existir variação linear dentro dos elementos. Esse erro diminui com o tamanho dos elementos.

O método foi aplicado para estimar os valores de V_f e E_p/E_m dando valores específicos de E_p/E_m . A figura 5.8 apresenta os resultados obtidos. Para valores relativamente elevados de E_p/E_m é observado um efeito de saturação e a variação do E_p/E_m não afeta a rigidez do compósito. Isso explica a assíntotas verticais. Para valores relativamente pequenos de E_p/E_m , observou-se uma grande da sensibilidade a este parâmetro. Rigidez semelhante é obtida com uma fração volúmica relativamente baixa, rigidez da partícula relativamente alta, com a fração de volume relativamente elevada e a rigidez de partículas relativamente baixa. A diminuição da fração volúmica pode ser compensada com o aumento da rigidez de partícula.

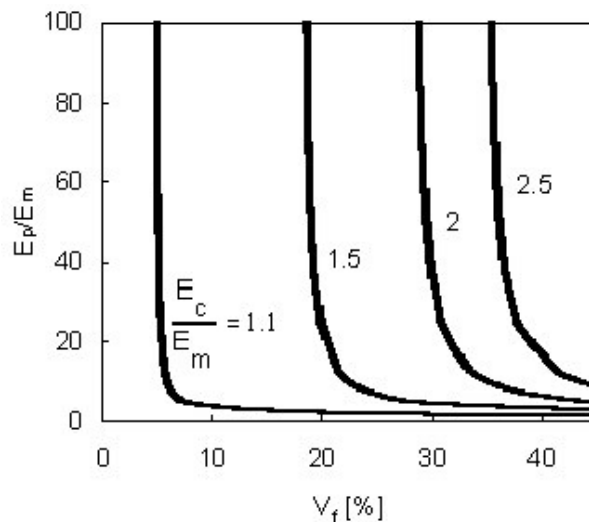


Figura 5.8. Curvas de rigidez.

5.2.4 Predição das propriedades do material

A comparação entre os resultados experimentais e numéricos são apresentados na Figura 5.9. A rigidez experimental é relativamente pequena em comparação com os resultados numéricos, o que pode ser explicado por problemas de adesão da matriz á partícula do material compósito.

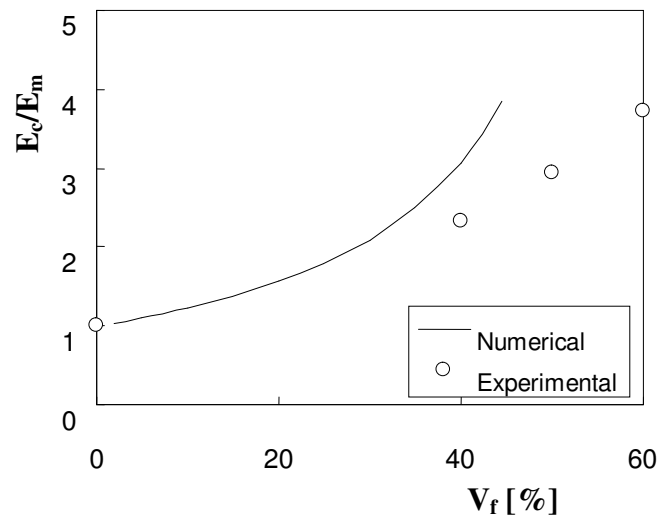


Figura 5.9. Resultados numéricos *versus* resultados experimentais.

Capítulo VI – Desenvolvimento e fabrico de uma polia

A polia de transmissão de potência de um sistema de ar condicionado pode e deve ser produzido por vazamento num molde metálico. Este processo pode ser a forma mais adequada para a produção de pequenas séries. Diferentes etapas foram seguidas para produzir os quatro principais componentes do molde metálico (cavidade, macho, núcleo e elementos móveis). Em primeiro lugar, desenvolveu-se um modelo tridimensional da polia e numa impressora tridimensional foi produzido um protótipo feito de cera. Este protótipo foi utilizado para produzir um molde de silicone, que foi injetado pelo processo RIM (Reaction Injection Molding). Este molde é adequado para estudar a exequibilidade dos elementos móveis, a viabilidade da injeção e a qualidade da polia final. A informação foi usada para produzir o modelo tridimensional do molde metálico. Finalmente, o molde foi fabricado por maquinação CNC, retificação, erosão por fio e erosão por penetração. Essas etapas serão descritas nas próximas secções.

6.1 Modelação tridimensional do produto

A primeira etapa consistiu na modelação computacional da polia, modelo CAD considerando as especificações do projeto, as regras de componentes plásticos, raios de desmoldação, ângulos de saída para facilitar a desmoldação da peça e definição das linhas de junta do molde. Aspectos relacionados com a resistência estrutural do componente e montagem também foram considerados. Fatores de concentração de tensões foram minimizados considerando um raio de concordância mínima de 0,5 mm. A Figura 6.1 ilustra o modelo de CAD da polia. As dimensões principais são o raio interno de 23,1 mm, o raio externo de 54,64 milímetros, e a largura de 37,79 milímetros.

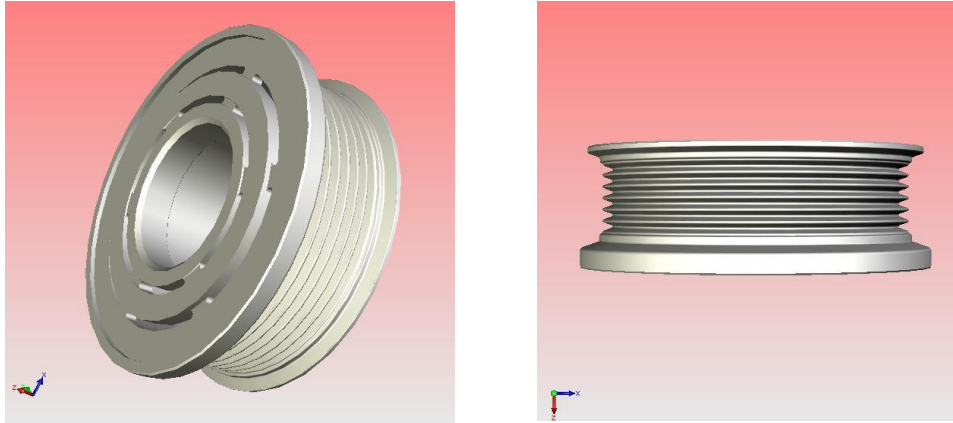


Figura 6.1. Modelo tridimensional da polia.

6.2 Projeto mecânico e análise estrutural

O nível de tensão em serviço da polia foi estudada com recurso ao método dos elementos finitos. Os modelos numéricos foram desenvolvidos automaticamente a partir do modelo CAD. A geometria foi malhada automaticamente com elementos tetraédricos lineares. O modelo continha 6849 nós e 22629 elementos. O material foi assumido como sendo homogéneo, isotrópico e linear elástico. A Figura 6.2 apresenta a distribuição de tensões Von Mises equivalente a uma frequência rotacional de 6.000 rpm. As tensões máximas ocorrem nos pequenos segmentos que liga as partes interna e externa da polia. Obtiveram-se tensões relativamente baixas, indicando um baixo risco de falha estática. A primeira frequência de ressonância obtida para $E = 4200 \text{ MPa}$ e $\rho = 3100 \text{ kg/m}^3$ foi 595 Hz. Esta frequência é significativamente superior a 100 Hz correspondente a 6000 Hz, no entanto não é esperado que ocorra o fenómeno de ressonância.

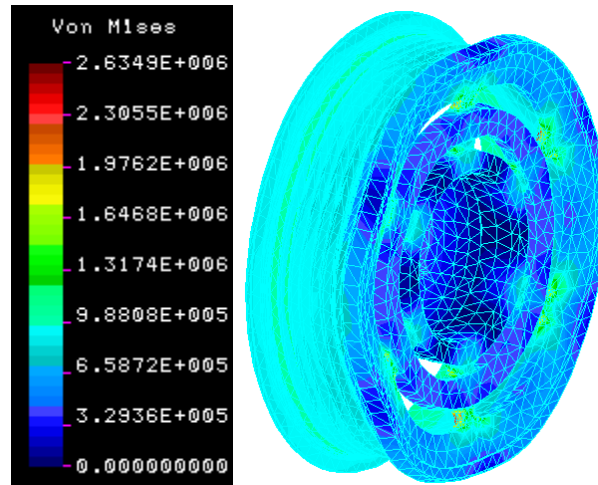


Figura 6.2. Tensão equivalente Von Mises para uma frequência de 6000 r/min.

6.3 Ink-jet printing (Thermojet)

A prototipagem rápida consiste na utilização de processos tecnológicos e tecnologias da informação para a produção de modelos físicos 3D a partir directamente de um modelo CAD. Os modelos físicos são construídos por camadas, sem ferramentas adicionais. Geometrias complexas podem ser produzidas, muito difícil de produzir, por processos convencionais, com poupanças significativas em termos de tempo e dinheiro. A prototipagem rápida é bastante interessante para desenvolver novos produtos. Em primeiro lugar os protótipos podem ser usados para testar design e funcionalidade dos componentes. Em segundo lugar os protótipos podem ser usados para obter ferramentas e moldes de baixo custo, adequados à produção de componentes funcionais.

O equipamento da 3D Systems utiliza uma cabeça de extrusão que deposita material termoplástico semelhante a cera. A cabeça de extrusão é alimentada por pó e possui 352 jatos de deposição pelo que é bastante rápida. O modelo em cera teve trabalho manual para remoção dos suportes após ter sido colocado no frio para garantir mais rigidez. Os modelos obtidos são adequados para a inspeção visual e validação. No entanto, considerando a sua baixa resistência mecânica não podem ser usados como protótipos funcionais. A Figura 6.3 mostra o modelo de cera final.



Figura 6.3 – Modelo em cera da polia.

6.4 Rapid Tooling através de moldes de silicone

Este tipo de Rapid Tooling, RT é obtido a partir de um modelo master obtido por Rapid Prototyping, RP, neste caso a partir dos modelos obtidos por Ink-Jet Printing na Termoject. Este molde foi injetado por RIM (Reaction Injection Molding) que é um importante processo de produção de protótipos, no qual dois fluidos de baixa viscosidade e altamente reativos são misturados e injetados num molde. Este processo é bastante económico devido à utilização de baixas pressões e permite a obtenção de pequenas séries que podem atingir as centenas de peças em poucos dias, através da injeção manual de resinas de poliuretano no interior de moldes maquinados e resina epóxida.

O ciclo de obtenção de peças através da moldação por reação compreende as seguintes fases: (1) Mistura de dois ou mais reagentes líquidos de baixa viscosidade; (2) Enchimento do molde; (3) Reação de polimerização ou cura para a solidificação do material; (4) Extração da peça; (5) Operação de pós-cura para completar o processo de solidificação e melhorar as propriedades mecânicas dos objetos produzidos.

Os principais fatores determinantes da duração do ciclo são: (1) O sistema químico utilizado; (2) A temperatura do molde; (3) Espessura da peça; (4) Conceção do molde.

As peças foram obtidas num sistema Econo-Mix de injeção de baixa pressão bi-componente, equipado com um depósito com agitação para o polioliol. Este equipamento possibilita a utilização de uma pressão de injeção que varia de 1bar a 10bar, tendo a capacidade de injetar peças até 1Kg de peso. É de realçar que a junção dos dois materiais (polioliol e isocianato), só deve de ser realizada se estes se encontrarem a uma temperatura igual ou superior a 18°C e depois da aplicação do desmoldante 851 no molde (desmoldante específico para a injeção de baixa pressão até 80°C).

Antes da injeção é necessário regular-se a pressão das bombas nos reservatórios de polioliol e isocianato (aproximadamente 2 bar) e a pressão de injeção, e proceder-se à dosagem dos componentes químicos (polioliol e isocianato) de acordo com as proporções pretendidas. A mistura é efetuada à temperatura ambiente.

Após obtido o modelo master em cera, é definido o plano de junta ou de apartação do molde. Isto pode ser feito colocando fita-cola no modelo para facilitar a separação posterior do macho e da fêmea. Constrói-se depois uma caixa, que define as dimensões máximas do molde. Isolam-se muito bem as superfícies da caixa, colando fita-cola em toda a área que fica em contacto com o silicone de modo a evitar que eventuais impurezas o possam contaminar. De seguida colocam-se os modelos dentro da caixa previamente preparada. Os modelos devem ficar a meio da caixa. Colocam-se suportes transversais no molde e os suportes que estão na peça que irão funcionar como escape de gases são colados aos suportes transversais garantindo que os modelos ficam a cerca de 20,0 mm do fundo da caixa. Posteriormente faz-se o vazamento do silicone transparente para dentro da caixa, sendo depois colocado dentro de um recipiente vedado o qual é submetido a vácuo para eliminar eventuais bolhas de ar e finalmente deixa-se a polimerizar durante 8 horas.

O silicone utilizado tem a referência Silastic T - 4 Base. O endurecedor utilizado tem a referência Silastic T - 4 O. Foi considerado que a proporção de endurecedor era 10% da mistura total. Nesta fase separa-se o macho da fêmea por acção da fita-cola e também por acção de cortes irregulares no silicone para retirar o protótipo e garantir posterior guiamento das duas metades do molde. Fecha-se o molde e injeta-se uma resina de PU pelo processo RIM descrito no ponto seguinte. Após cerca de 10 minutos de cura no molde, desmoldam-se os protótipos funcionais e procede-se a uma etapa de pós-cura dentro de um forno a uma

temperatura de 40°C, isto, para garantir a solidificação final da resina. Este tipo de RT enquadra-se nas técnicas de Soft Tooling.

Nas figuras seguintes encontram-se imagens dos moldes em silicone e peças. Este protótipo foi feito para obter um componente rígido e foi importante para validar a peça dimensionalmente. O molde de silicone não permite injetar peças boas em material polimérico reforçado com partículas metálicas e foi necessário produzir um molde metálico.



Figura 6.4. Molde de silicone.

6.5 Modelação tridimensional do molde metálico

O modelo tridimensional da polia foi usado para a construção dos modelos tridimensionais dos componentes do molde metálico. Foram definidas as linhas de separação dos componentes e criadas as peças necessárias. A Figura 6.5 apresenta os modelos tridimensionais dos componentes que constituem o molde, cavidade, bucha, posição da bucha e elementos móveis.

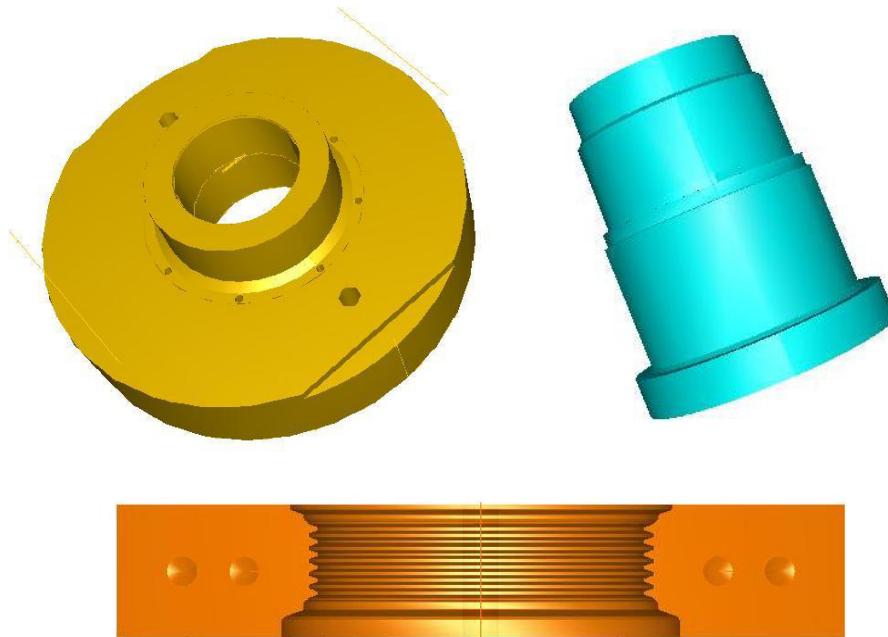


Figure 6.5. Componentes tridimensionais do molde.

6.6 Maquinação do molde metálico

O molde metálico feito em aço foi produzido utilizando técnicas de maquinação de fresagem por controlo numérico, torneamento e retificação cilíndrica e plana e erosão de penetração para definição das formas dos elementos móveis. A Figura 6.6 apresenta os componentes do molde.



Figura 6.6. Molde metálico.

O molde metálico foi usado para produzir protótipos funcionais em materiais com resinas epóxicas reforçados com partículas metálicas. A figura 6.7 mostra um protótipo funcional.

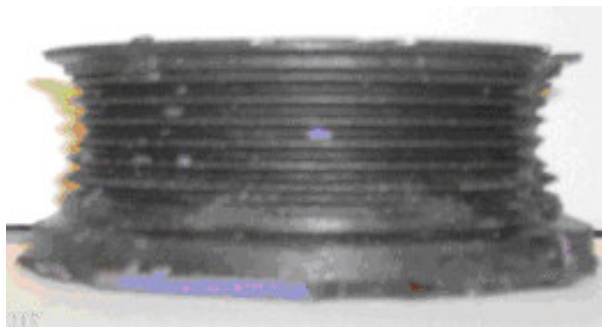


Figura 6.7. Protótipo funcional.

Nas imagens seguintes (Figura 6.8) pode-se observar os moldes em silicone e polia.



Figura 6.8. Molde e postigos moldantes em silicone.

6.7 RIM (Reaction Injection Mould)

Foram também obtidos peças por injeção por RIM em molde de silicone (Figura 6.4).

A moldação por reação RIM é um importante processo de produção de protótipos, no qual dois fluidos de baixa viscosidade e altamente reativos são misturados e injetados num molde. Este processo é bastante económico devido à utilização de baixas pressões e permite a obtenção de pequenas séries que podem atingir as centenas de peças em poucos dias, através da injeção manual de resinas de poliuretano no interior de moldes maquinados e resina epoxy.

O ciclo de obtenção de peças através da moldação por reação compreende as seguintes fases: (1) Mistura de dois ou mais reagentes líquidos de baixa viscosidade; (2) Enchimento do molde; (3) Reação de polimerização ou cura para a solidificação do material; (4) Extração da peça; (5) Operação de pós-cura para completar o processo de solidificação e melhorar as propriedades mecânicas dos objetos produzidos.

Os principais fatores determinantes da duração do ciclo são: (1) O sistema químico utilizado; (2) A temperatura do molde; (3) Espessura da peça; (4) Conceção do molde.

As peças foram obtidas num sistema Econo-Mix de injeção de baixa pressão bi-componente, equipado com um depósito com agitação para o polioli. Este equipamento possibilita a utilização de uma pressão de injeção que varia de 1bar a 10bar, tendo a capacidade de injetar peças até 1Kg de peso. É de realçar que a junção dos dois materiais (polioli e isocianato), só deve ser realizada se estes se encontrarem a uma temperatura igual ou superior a 18°C e depois da aplicação do desmoldante 851 no molde (desmoldante específico para a injeção de baixa pressão até 80°C).

Antes da injeção é necessário regular-se a pressão das bombas nos reservatórios de polioli e isocianato (aproximadamente 2 bar) e a pressão de injeção, e proceder-se à dosagem dos componentes químicos (polioli e isocianato) de acordo com as proporções pretendidas. A mistura é efetuada à temperatura ambiente.

Capítulo VII – Conclusões e desenvolvimentos futuros

7.1 Conclusões

Caraterização mecânica e física

- As diferenças de densidade experimentais e teóricas observadas e não são significativas e estes desvios podem ser explicadas com as condições de processamento destes materiais.

- Foi realizado um estudo por forma a otimizar a composição do material. Diferentes frações volumétricas de partículas metálicas foram consideradas e o seu comportamento mecânico foi caraterizado por ensaios de flexão em três pontos estáticos e ensaios de DMA numa gama de temperaturas de 20 a 200° C.

Com base nos ensaios de DMA foi possível observar uma diminuição significativa da rigidez com o aumento da temperatura para todos os materiais compósitos processados. No intervalo de temperatura entre os 25 e os 100°C (temperatura de serviço), foi possível observar um aumento significativo de rigidez com o aumento das micro esferas metálicas. Isto pode ser explicado com base na diferença de rigidez das esferas metálicas (210 GPa) e do material da matriz polimérica (≈ 2 GPa).

Para temperaturas superiores a 100°C, a influência do reforço diminui significativamente. É possível observar uma súbita queda do valor do módulo em flexão na região da temperatura de transição vítrea.

Os valores de Tg (temperatura de transição vítrea) obtidos foram de 160 ° C e 115 ° C para a matriz e para o compósito L74_60 ($V_p=60\%$), respetivamente. Estes valores foram obtidos para a temperatura à qual o *Tan Delta* apresenta o pico máximo. A temperatura máxima aceitável foi 100° C

Os valores experimentais apresentam uma boa concordância com os valores obtidos com os modelos de previsão de Ishai *et al* (1967) e com os resultados de Capela *et al* (1996).

- Os valores de tensão máxima à flexão obtidos nos ensaios estáticos diminuem com o aumento da fração volúmica de microesferas metálicas. Por outro lado, foi possível observar um aumento da rigidez com o aumento da fração volúmica de microesferas metálicas, o que está em concordância com os resultados de DMA.

Da análise dos resultados experimentais e dos relativos aos modelos de previsão para a tensão máxima módulo à flexão estático observaram-se diferenças que podem ser explicadas com problemas de adesão entre a matriz e as partículas dos materiais compósitos processados.

Resultados das medições dos campos magnéticos

- Com base na análise dos resultados obtidos pode concluir-se que os provetes com 70% de microesferas de aço apresentam maior campo magnético. Assim, a polia ao ser processada com microesferas de aço com maior percentagem pode ter um desempenho muito semelhante à polia em aço.

Resultados numéricos

- Foi desenvolvida uma malha paramétrica de um modelo único de partículas. O modelo foi utilizado para estudar o efeito da fração volúmica nas propriedades elásticas materiais compósitos a processar. Para $E_p / E_m > 50$, uma saturação é atingida e a rigidez da partícula tem quase nenhuma influência. A fração do volume tem uma influência não linear sobre a rigidez do compósito, sendo maior para valores relativamente elevados (valores de V_f superiores a 25%). A rigidez experimental é relativamente pequena em comparação com os resultados numéricos, o que pode ser explicado por problemas de adesão da matriz á partícula do material compósito.

Protótipo

- Foi desenvolvida e produzida uma polia para um sistema de ar condicionado de um automóvel por vazamento em vácuo num molde metálico de um material compósito de matriz

polimérica com micro esferas metálicas. O desenvolvimento e o fabrico do protótipo foram realizados com recurso a técnicas de prototipagem rápida.

7.2 Desenvolvimentos futuros

Apesar do estudo realizado ter sido orientado para a abordagem dum problema prático concreto e de se ter verificado que os materiais utilizados cumprem satisfatoriamente os requisitos exigidos, será necessário realizar um conjunto de ensaios em serviço com a nova polia montada no sistema de ar condicionado.

Bibliografia

- Ahmed S. and F. R. Jones (1988). "Effect of particulate agglomeration and the residual stress state on the modulus of filled resin. Part 1: Modulus of untreated sand-filled composites" *Composites*, Volume 19, number 4, 277-282.
- Ahmed S. and F. R. Jones (1990). "Effect of particulate agglomeration and the residual stress state on the modulus of filled resin. Part II: Moduli of untreated sand and glass bead filled composites", *Composites*, Volume 21, number 1 81-84.
- Ahmed S., F. R. Jones (1990). "A Review of particulate reinforcement theories for polymer composites" *Journal of Materials Science* 25 4933-4942.
- ASTM D638 (1980). "Standard Test for Tensile Properties of Plastics" American Society for Testing and Materials, Annual Book of ASTM, Part 35, ASTM D638, 1980.
- ASTM D648 (1987)., "Standard Tests for Deflection Temperature of Plastics under Flexure Load "American Society for Testing and Materials, Annual Book of ASTM", Part 35, ASTM D648, 1987.
- Azobuild (2012) [Online] 17 de Outubro de 2012. <http://www.azobuild.com/Details.asp?ArticleID=1413> (Azobuild, 2012).
- Bader, M. G. (1983) "Reinforced Thermoplastics, Handbook of composites, cap.4, Elsevier Science Publishers, London, 177-219, 1983;
- Braem M., V. E. Van Doren, P. Lambrechts and G. Vanherle (1987). "Determination of Young's modulus of dental composites: a phenomenological model" *Journal of Materials Science* 22 2037-2042.
- Broutman L. J. and R. H. Krock (1967). "Modern Composite Materials" (Addison Wesley, Reading, Massachusetts), 1967.
- Bueche, A.M. (1957) *J.Polym.Sci.* 25, 139, 1957.
- Callister, W. D. (1985). *Materials science and engineering*, John Wiley & Sons, New York, 1985;
- Capela C.B., J.M. Ferreira and J.D. Costa (1999). "Fractura de Compósitos Poliméricos Reforçados com Partículas de Sílica", (in portuguese) CIDIM'99, Santiago do Chile.

- Capela, C. A. B., (1996). “Estudo das condições de fissuração térmica num compósito PMMA/SI”, Dissertação de Mestrado em Ciências da Engenharia Mecânica, Universidade de Coimbra, Departamento de Engenharia Mecânica.
- Chawla, K. K., (1998) “*Fibrous Materials*”, Cambridge University Press, 1st edition, 1998;
- Chow T. S. (1978). “Effect of Particle Shape at Finite concentration on the Elastic Moduli of Filled Polymers” *Journal of Polymer Science*, vol. 16, 959-965.
- Composites (2012) [Online] 15 de Setembro de 2012.
www.composites.ugent.be/home_made_composites/organizing_your_composite_workshop.html, (Composites, 2012).
- Counto U.J. (1964). *Mag Coner.Res.* 16, 129, 1964.
- Daniel I. M., Ishai O. (1994) “*Engineering Mechanics of Composite Materials*”, Oxford University Press, England, 1994;
- Davis H E, Troxell G E, Hauck G F W. (1982) The “testing of engineering materials”, 4th Edition, McGraw- Hill, USA, Page 371, 1982;
- English, L. K. (1988) *Mater. Eng.*, 105, 53-57, 1988;
- Feldman, D. (1990) *Prog. Polym., Sci.*, 15, 603-628, 1990;
- Ferreira, J.A, Costa, J.D. e Capela, C.B., (1995). "Estudo do Comportamento Mecânico dum Compósito PMMA/Si", *Anales de Mecânica de la Fractura*, Proc. XII Encuentro del Grupo Espanhol de Fractura, Corunha, pp. 326-331.
- Ferreira, J.A., Costa, J.D. e Capela, C., (1997). "Fracture Assessment in Kitchen Sinks Manufactured with the PMMA/Si Acrylic Casting Dispersion", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 29, pp 105-116.
- Fu SY, Lauke B, Mader E, Hu X, Yue CY. (1999) “Fracture resistance of short-glass fiberreinforced and short-carbon-fiber-reinforced polypropylene under charpy impact load and its dependence on processing, *Journal of Materials Processing*”, *Technology*, 90: 501-507 Sp. Iss. Si, 1999;
- Furtado, S. C. R. (2009) *Cálculo Estrutural Numérico e Experimental da Carenagem de um Veículo*, Dissertação para Obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica - Instituto Superior Técnico, Lisboa, Portugal, 2009;
- Gay, D. (1997). “*Matériaux Composites*”, Paris, Hermés. 1997;
- Goodier, J.N. (1933). *J.Appl.Mech.Trans.Ame* A3, 55 (1933).

- Harmia T, Friedrich K. (1995) "Mechanical and thermomechanical properties of discontinuous long glass-fiber-reinforced PA66/PP blends", *Plastics Rubber and Composites Processing and Applications*, 23 (2): 63-69, 1995;
- Hashin Z. and Shtrikman S. (1967). "Modern Composite Materials" (Addison Wesley, Reading, Massachusetts, 1967).
- Hirsh, T.J.J. (1962). *Amer.Conc.Inst.*59, 129, 1962.
- Hojo, H., Tanura W. and Kawanura, N. (1974). *Polym.Eng.Sci.* 14, 604, 1974.
- Ishai, O. and Cohen L.J.(1967) *Int.J.Mech.Sci.*9, 1967.
- Jackson A. P., Vincent J. F. V. (1990). "Comparison of nacre with other ceramic composites" *Journal of Materials Science* 25 3173-3178.
- Kersting, D. (2004). "Avaliação de Resinas Epóxi para Fabricação de Materiais Compósitos pelo Processo de Pultrusão" Tese de Mestrado em Engenharia de Minas. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto, 2004.
- Kraus G. and Rollmann K.W.(1971) in "Multi component System", edited by F.Gould (American Chemical society, New York,1971), Chap.12, p.189, 1971.
- Lafranche, E., Krawczak, P., Cioleyzyk, J. P., Maugey, J., 2007. "Injection moulding of long fiber reinforced polyamide 6-6: guidelines to improve flexural properties". *eXpress Polymer Letters* Vol. 1, No7, 456-466, 2007.
- Lavengood, R. E, Silver, F. M. (1988) "Interpretatingsupplier sheets, Engineering Materials" *Handbook, Engineering Plastics*, vol.2, ASM Int. Metals Park, 638-645, 1988;
- Leidner, J. and Woodhams, R.T. (1974). *J.Appl.Polym. Sci.* 18, 1639, 1974.
- London, G., Lewis, G.and Boden, G. (1977). *J. Mater.Sci.* 12 ,1977.
- Mazumdar, S. K. (2002) "Composites Manufacturing: Materials Product and Process Engineering", CRC Press, 2002;
- Moloney A. C., H. H. Kaush and H. R. Stieger (1983). "The fracture of particulate-filled epoxide resins, Part 1", *Journal of Materials Science* 18, 208-216, 1983.
- Moloney A. C., H. H. Kaush and H. R. Stieger, (1986). *Proceedings of the International Conference, "Fillers 86"* (PRI, London, 1986) Paper17.

- Moura, Marcelo F.S.F., Morais, Alfredo B. e Magalhães, António G. (2005). “Materiais Compósitos – Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico”, Publindústria, Porto, 2005;
- Nascimento, R.S, (1987) “The potencial of brazilian oil shale as a filler for thermoplastics”, Cranfield Institute of Technology School of Industrial Sciences, England, 457 p. (Ph.D. Thesis), 1987;
- Nicolais L. and Narkis M. (1971). “Stress-Strain Behaviour of Styrene-Acrylonitrile/Glass Bead Composites in the Glassy Region” Polym. Eng. Sci., 194.
- Nielsen L. E. (1970). “Generalized Equation for the Elastic Moduli of Composites Materials”, Journal of Appl. Phys., Volume 41, 4626-7, 1970.
- Nielsen L. E. (1996). “Simple Theory of Stress-Strain Properties of Filled Polymers”, Journal of Appl. Polymer Science, Volume 10, pp. 97-103, 1996.
- Ota, W. N. (2004) “Análise de compósitos de polipropileno e fibras de vidro pela indústria automotiva nacional”, *Dissertação apresentada para obtenção de título de Mestre, Paraná, 2004;*
- Palma B., Capela, C., Antunes F. and Camaño, P. (2007) "Study of a composite material with metallic particles for application in an automobile component", Virtual and Rapid Manufacturing, Ed. P.J. Bártolo, 2007 Taylor & Francis (823-828).
- Paul, B. (1960). Trans. Amer. Inst. Mech. Eng. 36, 1960.
- Pearson, R.A., Yee A.F. (1986)“Toughening mechanisms in elastomer-modified epoxies, Part 2 Microscopy studies” J. Mater. Sci., 21 (1986), 2475-2488.
- Piggott M. R. and Leidner J. (1974). “Misconceptions About Filled Polymers”, Journal of Appl. Polym. Sci., 18, 1619, 1974.
- Ramos, C. (2006). “Materiais Compósitos Inteligentes”, Tese de Doutorado em Ciência da Engenharia, 2006.
- Rosato, D. V. (1982) “An overview of composites, Handbook of composites”, cap.1, Van Nostrand Reinhold Co., New York, 1982;
- Rubio, Juan C. Campos, Abrão, Alexandre M., Faria, Paulo E., Davim, J. Paulo (2007) “Análise Digital de Dano na Furação de Materiais Compósitos Laminados”, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Brasil, 2007;
- Sahu, S. and Broutman, L.J. (1972) Polym.Eng.Sci. 12, 9141,1972.
- Sankaram, S. Ravi Sekhar K., Raju, G. (2006) M. N. J. Kumar, Characterization of epoxy

- syntactic foams by dynamic mechanical analysis, *Journal Materials Science*, 36 (18), (2006), 4485-4491.
- Sato, Y. and Furukawa, (1963). *J. Rubber Chem. Technol.* 36, 1081, 1963.
- Segurado J, González C, Llorca J. (2003) “A numerical investigation of the effect of particle clustering on the mechanical properties of composites”, *Acta Materialia* 51 (2003), 2355–2369.
- Selling, J. (1961). *J.Amer.Ceram.Soc.* 44, 419, 1961.
- Silva, A., (2006) “Apontamentos das aulas de Materiais II”, IST, Lisboa, 2006;
- Silva, C. A. (2006) “Design Sustentável: A importância das fibras de juta, sisal e coco, no planeamento de produtos e éticas sustentáveis”, Dissertação apresentada à Faculdade de Arquitetura, Artes e Comunicação da UNESP – Bauru, para obtenção do título de Mestre em Desenho Industrial – Área de Concentração em Planeamento de Produto, Brasil, 2006;
- Smith, William F. (1998). “Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais”; Ed. McGRAW-Hill, Inc, ISBN: 972-8298-68-4.
- Spanoudakis J. and R. J. Young (1984). “Crack propagation in a glass particle-filled epoxy resin Part 1 Effect of particle volume fraction and size”, *Mater. Sci.*, 19, 473-486, 1984.
- Spanoudakis J. and R. J. Young, (1984). “Crack propagation in a glass particle-filled epoxy resin - Part 2 Effect of particle-matrix adhesion”, *J. Mater. Sci.* 18 487-496, 1984.
- Takayanagi, M., Nemura S. and Minami S. (1964). *J.Polym.Sci.* 5C, 113, 1964.
- Thomason J L, Schoolenberg G E. (1994) “An investigation of glass fibre/polypropylene interface strength and its effect on composite properties”, *Composites*, Netherlands, 1994;
- Vollenberg P. H. Th. and D. Heikens (1996). *Proceedings of the International Conference, “Fillers 86” (PRI, London, 1996) Paper14.*
- Voros G., Pukanszhy (1995) “Stress distribution in particulate filled composites and its effect on micromechanical deformation”, *J. Mat. Sci.*, 30 (16) (1995), 4171-4178.
- Wambua P, Ivens J, Verpoest I. (2003) “Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?”, Elsevier Science, Belgium, 2003;