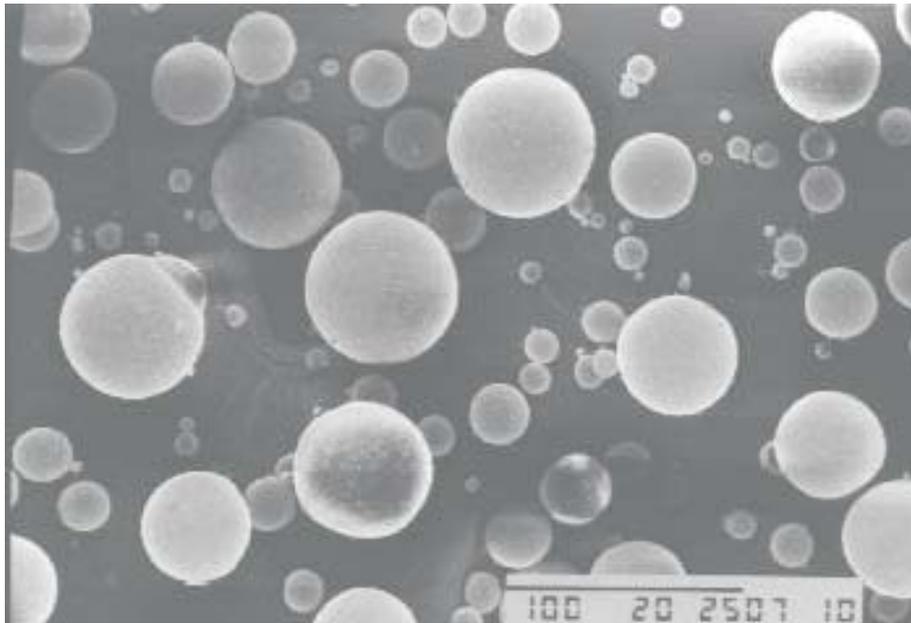


Candidatura Título de Especialista



Carlos Alexandre Bento Capela

**PROCESSAMENTO DE PLÁSTICOS E MATERIAIS COMPÓSITOS:
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPONENTES EM SERVIÇO**

Julho de 2010

AGRADECIMENTOS

O autor pretende, deste modo, agradecer:

- ao Instituto Politécnico de Leiria, Instituição onde exerço actividades académicas desde 1997;
- ao Doutor Nuno Mangas pelo apoio e possibilidade de realizar estas provas;
- ao Doutor Paulo Bártole e Doutor Nuno Alves pelo apoio manifestado na realização deste trabalho;
- aos Doutores José António Martins Ferreira, José Domingos Moreira da Costa e Doutor Fernando Ventura pela amizade e apoio manifestado na execução de trabalhos de investigação;
- ao Mestre Marcelo Calvet e Mestre Artur Mateus pela amizade e apoio manifestado na execução de trabalhos de investigação;
- aos Mestres Cristovão Estrada, Tiago Nunes, Adelino Cerva e Victor Palhais na execução de trabalhos de investigação;
- à Dra. Carla Moura pela ajuda na revisão do documento;
- aos Eng^{os} Gabriel Pinheirinho, Cyril dos Santos e João Sousa pelo apoio na parte gráfica;
- à Isabel, Patrícia e ao Miguel;
- e a todas as outras pessoas que, de um modo directo ou indirecto, contribuíram para a realização deste trabalho.

Índice

| | |
|---|------------|
| CAPÍTULO 1. INTRODUÇÃO | 14 |
| 1.1. ENQUADRAMENTO | 14 |
| 1.2. RELATÓRIO PARA ESPECIALISTA: PLANO DE TRABALHO | 15 |
| CAPÍTULO 2. MATERIAIS PLÁSTICOS, PROCESSAMENTO E MOLDES | 17 |
| 2.1. MATERIAIS PLÁSTICOS | 17 |
| 2.1.1. <i>Materiais termoplásticos</i> | 18 |
| 2.1.2. <i>Materiais termoendurecíveis</i> | 18 |
| 2.1.3. <i>Cargas para reforço de materiais poliméricos</i> | 19 |
| 2.1.4. <i>Materiais plásticos</i> | 19 |
| 2.2. PROCESSAMENTO POR INJECCÃO | 20 |
| 2.2.1. <i>Condições de processamento</i> | 20 |
| 2.2.2. <i>Ciclo de injeccção</i> | 21 |
| 2.2.3. <i>Máquina de injeccção</i> | 23 |
| 2.2.4. <i>Moldes de injeccção (tipos)</i> | 25 |
| 2.3. CASOS DE ESTUDO | 29 |
| 2.3.1. <i>CASO 1: desenvolvimento e fabrico de um molde para caracterização mecânica de materiais (ensaios de tracção e charpy)</i> | 29 |
| 2.3.2. <i>CASO 2: determinação das forças de extracção em molde de injeccção</i> | 34 |
| 2.3.3. <i>CASO 3: desenvolvimento e fabrico de uma máquina de processamento de materiais compósitos</i> | 40 |
| 2.3.4. <i>CASO 4: reengenharia de um componente de uma máquina de destruir papel</i> | 45 |
| 2.3.5. <i>CASO 5: desenvolvimento da caixa de redução</i> | 50 |
| 2.3.6. <i>CASO 6: desenvolvimento e fabrico de uma máquina de processamento de materiais compósitos</i> | 56 |
| 2.3.7. <i>CASO 7: desenvolvimento e fabrico de um molde para caracterização mecânica de materiais (ensaios de flexão em 3 pontos)</i> | 61 |
| CAPÍTULO 3. MATERIAIS COMPÓSITOS | 66 |
| 3.1. COMPORTAMENTO MECÂNICO DE MATERIAIS COMPÓSITOS DE PARTÍCULAS | 68 |
| 3.2. FRACTURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS | 73 |
| 3.2.1. <i>Tenacidade à fractura de compósitos de partículas</i> | 76 |
| 3.3. CASOS DE ESTUDO | 78 |
| 3.3.1. <i>CASO 1: compósitos de matriz PVC com fillers de CaCO₃</i> | 78 |
| 3.3.2. <i>CASO 2: compósitos de matriz epoxida com micro esferas metálicas</i> | 81 |
| 3.3.3. <i>Caso 3: tenacidade à fractura em materiais compósitos com micro-esferas ocas de vidro</i> | 87 |
| 3.3.4. <i>CASO 4: caracterização de compósitos com fibras de carbono e fabrico de uma cadeira ergonómica</i> | 92 |
| 3.4. COMPORTAMENTO À FADIGA | 97 |
| 3.4.1. <i>Curvas S-N</i> | 97 |
| 3.4.2. <i>Curva de propagação de uma fenda</i> | 98 |
| 3.4.3. <i>Fadiga de amplitude variável</i> | 100 |
| 3.4.4. <i>Leis de propagação de fendas de fadiga</i> | 102 |
| 3.4.5. <i>Propagação de fendas em polímeros e compósitos de enchimento de partículas</i> | 103 |
| 3.5. COMPÓSITOS ESTRUTURAIS: LAMINADOS E SANDWICH | 110 |
| CAPÍTULO 4. CASO DE ESTUDO: COMPÓSITOS DE MATRIZ PMMA (POLIMETIL-METACRILATO) COM FILLERS DE PARTÍCULAS DE SÍLICA | 123 |
| 4.1. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS | 123 |
| 4.2. ENSAIOS MECÂNICOS | 124 |
| 4.2.1. <i>Geometria de provetes e equipamentos de ensaio</i> | 124 |
| 4.2.2. <i>Determinação do Módulo de Young e Coeficiente de Poisson com recurso a técnicas de extensometria</i> | 125 |
| 4.2.3. <i>Determinação de tenacidade à fractura</i> | 126 |
| 4.3. ENSAIOS DE FADIGA | 129 |
| 4.3.1. <i>Determinação da vida global de fadiga</i> | 129 |

| | |
|--|-----|
| 4.3.2. <i>Ensaio de propagação</i> | 132 |
| 4.4. ENSAIOS DE DESGASTE | 134 |
| 4.5. ENSAIOS TÉRMICOS: DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DAS TENSÕES DE ORIGEM TÉRMICA | 136 |
| 4.6. ENSAIOS PARA DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS: TÉCNICA DO FURO INCREMENTAL | 144 |
| 4.7.1. <i>Propriedades mecânicas</i> | 147 |
| 4.7.2. <i>Tenacidade à fractura</i> | 152 |
| 4.7.3. <i>Resistência à fadiga</i> | 154 |
| 4.7.4. <i>Tensões de origem térmica</i> | 166 |
| 4.8. RESULTADOS NUMÉRICOS: DETERMINAÇÃO NUMÉRICA DAS TENSÕES DE ORIGEM TÉRMICA NOS LAVA-LOUÇAS | 170 |
| 4.8.1. <i>Estudo da exactidão</i> | 172 |
| 4.8.2. <i>Validação do procedimento numérico</i> | 174 |
| 4.8.3. <i>Influência dos parâmetros térmicos</i> | 175 |
| 4.9. PREVISÃO DA VIDA DE FADIGA EM PROJETOS COM FURO CENTRAL: METODOLOGIA DE CÁLCULO..... | 180 |
| 4.9.1. <i>Previsões de vida de fadiga</i> | 182 |
| 4.9.2. <i>Influência das tensões residuais no nível de defeitos espectáveis</i> | 185 |
| 4.10. ANÁLISE DE FADIGA TÉRMICA EM LAVA-LOUÇAS..... | 188 |
| 4.11. CONCLUSÕES | 190 |

Índice de figuras

| | |
|--|----|
| Figura 2.1 a) Fase de fecho rápido; b) Fase de fecho lento; c) Fase de enchimento; d) Fase de compactação; e) Fase de refrigeração; f) Fase de plastificação; g) Fase de abertura; h) Fase de extracção (ferramentalrapido (2010)). | 22 |
| Figura 2.2 Ciclo de processamento por injeção. | 23 |
| Figura 2.3 Máquina de injeção e componentes constituintes. | 24 |
| Figura 2.4 Exemplo 3D de um molde e desenho 3D do Molde do Funil (Versão 1) desenvolvido e fabricado para a realização deste trabalho (Palhais et al (2010)). | 25 |
| Figura 2.5 Vista 3D explodida dos componentes do molde - parte de injeção. | 26 |
| Figura 2.6 Desenho 3D dos componentes do molde - parte de extracção. | 27 |
| Figura 2.7 Componentes do molde – Bucha, chapa e aro extractor..... | 28 |
| Figura 2.8 Representação a 3D da bucha e da cavidade do molde. | 30 |
| Figura 2.9 Desenho de conjunto com duas plantas (extracção e injeção) e dois cortes (longitudinal e transversal) do molde. | 31 |
| Figura 2.10 a) Máquina de injeção EURO IN J Série D 80; b) Análise C MOLD. Pormenor do tipo de malha utilizada. | 32 |
| Figura 2.11 Versões das peças plásticas a processar e desenho do molde utilizado (versão 1). | 35 |
| Figura 2.12 Molde de injeção, máquina de injeção, sistema de aquisição de sinal, haste instrumentada (Palhais et al (2010)). | 35 |
| Figura 2.13 a) Força de extracção versus tempo com a máquina em ciclo automático (versão 1, ABS/PC); b) Forças de extracção em vazio para as três versões de peças; b) Análise comparativa dos resultados experimentais e os obtidos pelo modelo de previsão para as 3 versões de peças e para cinco materiais utilizados no processamento. | 38 |
| Figura 2.14 Influência dos parâmetros do processo nas forças de extracção. | 39 |
| Figura 2.15 Equipamento MixFill (Tiago (2010)). | 41 |
| Figura 2.16 Imagens das diferentes amostras de material processado MixFill..... | 42 |
| Figura 2.17 Resultados da variação do módulo de flexão com a temperatura dos materiais processados na MixFill (flexão em 3 pontos). | 43 |
| Figura 2.18 a) Fotografia da estrutura mecânica da máquina de destruir papel; b) Fotografia da roda dentada danificada; c) Fotografia dos dentes envoltos em parafina; d) Digitalização da geometria do dente num scanner 2-D..... | 46 |
| Figura 2.19 a) Geometria da roda dentada no programa de elementos finitos; b) Perfil do dente; c) Campo de tensões principais na raiz do dente; d) Variação das tensões ao longo da espessura do dente. | 47 |
| Figura 2.20 a) Roda dentada original com dentes recuperados; b) Câmara de mistura; c) Câmara de vazamento; d) Molde em elastómero de silicone; e) Injeção do molde por RIM; f) Modelo protótipo da roda. | 48 |
| Figura 2.21 a). Fotografia do equipamento com a nova roda montada; b) Teste do equipamento em serviço. | 48 |
| Figura 2.22 a) Representação esquemática do modelo protótipo do avião que visa integrar a caixa redutora desenvolvida; b) Características do motor O.S. MAX-61FX seleccionado para o avião (www.osengines.com); c) Caixa redutora desenvolvida. | 50 |
| Figura 2.23 Geometria considerada para a roda de menor dimensão ($Z= 17$). | 53 |
| Figura 2.24 a) Tensão principal máxima segundo a espessura da peça; b) distribuição da tensão principal máxima na zona do pé do dente. | 53 |
| Figura 2.25 Imagens das rodas metálicas obtidas por fresagem e preparação dos modelos-ferramenta para definição do molde em silicone..... | 54 |
| Figura 2.26 a) Câmara de vazamento de silicone; b) Moldes em silicone; c) Injeção do isocianato de polioliol por RIM; d) Rodas obtidas por RIM; e) Caixa redutora fabricada. | 55 |
| Figure 2.27. a) modelo virtual e físico da hélice; b) Thermojet 3-D, utilizada no fabrico do modelo físico da hélice; c) geometria dos provetes utilizados nos ensaios; d) molde em silicone utilizado no fabrico dos provetes; e) provetes ensaiados | 58 |
| Figura 3.1 Principais tipos de reforço usados nos materiais compósitos (Zweben, 1998). | 66 |
| Figura 3.2 Modelos para compósitos de enchimento de partículas: a) modelo de elementos paralelos (deformação constante); b) modelo de elementos em série (tensão constante); c) modelo Hirsch; d) modelo Counto. | 71 |
| Figura 3.3 Curvas de previsão teóricas para determinação do módulo em função da fracção volúmica de enchimento (curvas para $E_m=3.5$ GPa e $E_P=70$ GPa). | 71 |

| | |
|---|-----|
| Figura 3.4 Modos de deformação: (a) Modo I; (b) Modo II; (c) Modo III..... | 74 |
| Figura 3.5 Coordenadas locais cartesianas e polares de um ponto (P) próximo da frente de fenda..... | 74 |
| Figura 3.6 Representação esquemática da fenda, considerando um ponto P na extremidade da fenda e as coordenadas polares (r, θ) do ponto B..... | 75 |
| Figura 3.7 Representação esquemática do mecanismo de fenda pinning num compósito de enchimento de partículas rígidas (segundo Kinloch et al (1983) e Maspoch et al (1998))..... | 76 |
| Figura 3.8 a) Provetes, procedimento experimental e ensaios de carga deslocamento..... | 78 |
| Figura 3.9 a) Curvas de variação da resistência mecânica versus V_w para as temperaturas 20, 40 and 50°C, e $D_m=2.5 \mu\text{m}$; b) Curvas de variação da resistência mecânica versus D_m para as temperaturas 20, 40 e 50°C, e $V_w=11.9 \%$ | 79 |
| Figura 3.10 a) Módulo de Young modulus versus V_w para as temperaturas de 20, 40 e 50°C, e $D_m=2.5 \mu\text{m}$; b) Módulo de Young modulus versus V_w para as temperaturas de 20, 40 e 50°C, e $V_w=11.9 \%$ | 79 |
| Figura 3.11 a) Curvas de variação de KQ versus V_w para $D_m=2.5 \mu\text{m}$; b)) K Curvas de variação de KQ versus D_m para $V_w=11.9 \%$ | 79 |
| Figura 3.12 Imagem do material compósito L74_60 (superfície polida). | 81 |
| Figura 3.13 Provetes e procedimentos experimentais..... | 82 |
| Figura 3.14 a) Módulo de Young versus temperatura e composição do material; b) Módulo de Young versus temperatura e composição do material; c) Módulo de Young versus temperatura e composição do material. | 83 |
| Figura 3.15 a) Análise analítica e experimental do módulo de Young com fracção volúmica para $T=25^\circ\text{C}$; b) Análise analítica e experimental do módulo de Young com fracção volúmica para $T=80^\circ\text{C}$ | 84 |
| Figura 3.16 a) Modelo tridimensional da polia; b) Tensão equivalente Von Mises (para uma frequência de 6000 r/min). | 85 |
| Figura 3.17 a) modelo em cera da polia; b) molde de silicone; c) protótipo processado por RIM; d) elementos moldantes do molde metálico; e) molde e postigos moldantes metálicos; f) prototipo em material compósito. | 86 |
| Figura 3.18 Representação esquemática dos provetes e carregamento para ensaios de flexão em 3 pontos e tenacidade à fractura..... | 87 |
| Figura 3.19 a) Módulo à flexão versus a velocidade de carga; b) Resistência à flexão versus a velocidade de carga; c) Tenacidade à fractura versus a velocidade de carga. | 89 |
| Figura 3.20 a). Módulo à flexão versus tempo de imersão; b) Resistência à flexão versus tempo de imersão; c) Tenacidade à fractura versus tempo de imersão. | 90 |
| Figura 3.21 Observações SEM das superfícies de fractura. | 91 |
| Figura 3.22 a) Máquina usada nos testes de tracção; b) Equipamento DMA usado nos estudos; c) Geometria dos provetes de tracção (dimensões em mm). | 93 |
| Figura 3.23 Optimização ergonómica (CATIA V5); Modelo obtido pelo processo Thermoject..... | 94 |
| Figura 3.24 Tensão de rotura para os vários compósitos de matriz epoxídica com diferente número de camadas de fibra de carbono. | 94 |
| Figura 3.25 Módulos de Young versus nº de camadas de fibra de carbono. | 94 |
| Figura 3.26 Módulo de Young [GPa] vs Temperatura [°C]. | 95 |
| Figura 3.27 a) Malha de elementos finitos e condições fronteira; b) Campo de tensões. | 96 |
| Figura 3.28 Representação esquemática da variação típica da amplitude de tensão versus o numero de ciclos até à falha de materiais Poliméricos. | 97 |
| Figura 3.29 Representação esquemática da curva de propagação da fenda de fadiga..... | 98 |
| Figura 3.30 Representação esquemática do diagrama da/dN- ΔK | 100 |
| Figura 3.31 Representação esquemática da zona da craze na extremidade da fenda..... | 104 |
| Figura 3.32 Representação esquemática do avanço da fenda dentro da craze (Könczöl et al, 1984; Takemori, 1984). | 104 |
| Figura 3.33 Crescimento descontínuo da fenda em zonas múltiplas de crescimento (Takemori, 1984). | 105 |
| Figura 3.34 Desenhos esquemáticos da interacção partícula/zona plástica na extremidade da fenda são descritos em a) e b) (Azimi <i>et al</i> , 1994). Micrografias das superfícies de fractura de fadiga c) e d) da matriz epóxida modificada com borracha (10%) para valores de ΔK de 0.5 e 2.5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ | 107 |
| Figura 3.35 Micrografias SEM das superfícies de fractura do compósito de matriz epóxida e enchimento de esferas de vidro (10%, TSGS). As setas grandes na figura indicam a direcção de propagação da fenda de fadiga (Azimi <i>et al</i> , 1995): a) $\Delta K=0.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$. As setas pequenas indicam o fenómeno de encurvamento entre as esferas de vidro; b) $\Delta K=1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$. É possível observar partículas não ligadas à matriz. | 107 |
| Figura 3.36 Representação esquemática do mecanismo <i>de pinning</i> | 108 |

| | |
|--|-----|
| Figura 3.37 Resultados de propagação de fendas de fadiga para a matriz sem enchimento, TSGS (10) e R (7,5) TSGS (2,5)..... | 109 |
| Figura 3.38 Classificação para materiais compósitos [2]..... | 110 |
| Figura 3.39 Ensaio de tracção de fibras, resina e material compósito. | 110 |
| Figura 3.40 Aeronave Havilland Mosquito TT35 (Moura et al (2005))..... | 111 |
| Figura 3.41 Tipos de núcleo a utilizar no fabrico de estruturas sandwich (Kolsters et al (2000))..... | 112 |
| Figura 3.42 Modos de falha em estruturas sandwich (Kolsters et al (2000)): a) rotura na face por tracção/compressão; b) rotura do núcleo; c) delaminação da face; d) instabilidade global; e) instabilidade..... | 113 |
| Figura 3.43 Exemplos de aplicações de painéis sandwich: a) indústria aeroespacial (satélite, hexcel (2007)); b) Indústria aeronáutica (motores, hexcel (2007)); c) indústria automóvel (Ferrari Enzo, (carbbodydesign (2007)); d) Fuselagem do avião europeu Lutador (euro-composites (2007))..... | 114 |
| Figura 3.44 Exemplos típicos de pré-formas utilizadas na construção de compósitos estruturais (Pardini (2000)). | 114 |
| Figura 3.45 Micro-esferas de vidro ocas (tipo K-37, 100 x, (Lee (1986))..... | 116 |
| Figura 3.46 Referencial global (x, y, z) e local (L, T, Z) (Silva (2001)). | 118 |
| Figura 3.47 . Referencial (x, y, z) do laminado e campo de deslocamentos na TCL (Reddy (2002))..... | 119 |
| Figura 3.48 Referência de cada lâmina em relação à superfície média do laminado (Silva (2001)). | 120 |
| Figura 4.1 Micrografias obtidas no microscópio electrónico de varrimento (MEV) a) Asterite, b) Amatis, c) Ultra-quartz. | 124 |
| Figura 4.2 Geometria dos provetes: a) ensaios de tracção; b) ensaios de tenacidade à fractura..... | 124 |
| Figura 4.3 Máquina Instron modelo 4206 com câmara ambiental ATS. | 125 |
| Figura 4.4 Método de determinação das propriedades elásticas E e ν por extensometria..... | 126 |
| Figura 4.5 Determinação da complacência C. | 127 |
| Figura 4.6 Registos carga – deslocamento. | 128 |
| Figura 4.7 Geometria do provete entalhado com furo central e espessura de 6 mm. | 130 |
| Figura 4.8 a) Representação esquemática do sistema de aquecimento utilizado nos ensaios de fadiga a temperaturas superiores à temperatura ambiente; b) Câmara acrílica: montagem do provete na câmara; c) Máquina servo-hidráulica Dartec. | 130 |
| Figura 4.9 Tipos de carregamento utilizados nos ensaios de fadiga de amplitude variável: a) Carregamento tipo I (R=0); b) Carregamento tipo II (R=0 e R=-0,75). | 132 |
| Figura 4.10 Representação esquemática da determinação de da/dN. | 133 |
| Figura 4.11 a) Representação esquemática do provete instrumentado; b) pormenor do entalhe do provete; (c) dimensões do provete MT (mm). | 134 |
| Figura 4.12 Curvas de calibração para os três materiais compósitos. a) Para R=0; b) Para R=-0,75. | 134 |
| Figura 4.13 Equipamento de micro-abrasão ball cratering. | 135 |
| Figura 4.14 a) Efeito da SiO ₂ no comportamento à abrasão dos três materiais compósitos e matriz PMMA (valores médios e intervalos de confiança); b) Taxa de abrasão específica para os três compósitos e matriz PMMA e material abrasivo sílica..... | 135 |
| Figura 4.15 Posicionamento dos extensómetros e dos termopares no fundo do lava-louças..... | 136 |
| Figura 4.16 Instalação experimental utilizada na determinação das tensões de origem térmica..... | 137 |
| Figura 4.17 Posicionamento do lava-louça e do sistema de alimentação do jacto de água..... | 138 |
| Figura 4.18 Representação esquemática do equipamento utilizado na determinação da condutibilidade térmica. | 139 |
| Figura 4.19 Representação esquemática da montagem para determinação da condutibilidade térmica de uma amostra. | 140 |
| Figura 4.20 Representação esquemática da instalação exp. para determinação do coef. de convecção (h), onde T _i representa a posição dos termopares e R a distancia radial (dimensões da placa:320x340). | 141 |
| Figura 4.21 Posição do jacto de água em relação à placa (isolada na superfície inferior por uma placa de esferovite) de material compósito. | 142 |
| Figura 4.22 a) Variação da temperatura adimensional (para X = 0.9375) com o tempo adimensional (nº de Fourier), para ciclos de aquecimento e arrefecimento; b) Variação do coef. de transferência de calor convectivo adimensional (Biot) com o tempo adimensional (Fourier), para ciclos de aquecimento e arrefecimento; c) Variação do coef. de transferência de calor convectivo adimensional (Biot) com a temperatura adimensional, para ciclos de aquecimento e arrefecimento. | 143 |

| | |
|---|-----|
| Figura 4.23 a) Representação esquemática da técnica do furo incremental (TFI); b) princípio do método diferencial (MD) (Nobre, 2001); c) equipamento e geometria dos provetes utilizados na avaliação das tensões residuais | 145 |
| Figura 4.24 a) Curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tracção no material Ultra-quartz; b) Variação da tensão de rotura σ_r com a temperatura..... | 148 |
| Figura 4.25 a) Variação do módulo de Young com a temperatura; b) Previsões teóricas para o cálculo do módulos dos materiais compósitos. As curvas foram todas obtidas considerando $E_m=3.5$ GPa e $E_P=70$ GPa; c) Variação do coeficiente de Poisson ν com a temperatura. | 150 |
| Figura 4.26 a) Variação KQ (Kc) com a temperatura; b) Variação de GQ (Gc) com a temperatura. | 153 |
| Figura 4.27 a) Curvas S-N para os três materiais, $T=20^\circ$ C e $R=0$; b) Curvas S-N para os três materiais, $T=20^\circ$ C e $R=-0,75$ | 155 |
| Figura 4.28 a) Influência de R nas curvas S-N do compósito Asterite para $T=20^\circ$ C; b) Influência de R nas curvas S-N do compósito Amatis para $T=20^\circ$ C; c) Influência de R nas curvas S-N do compósito Ultra-quartz para $T=20^\circ$ C. | 157 |
| Figura 4.29 a) Influência da temperatura nas curvas S-N do Asterite para $R=0$; b) Influência da temperatura nas curvas S-N do Amatis para $R=0$; c) Influência da temperatura nas curvas S-N do Ultra-quartz para $R=0$ | 158 |
| Figura 4.30 a) Número de ciclos previstos (Npr) versus número de ciclos de rotura experimental (Nf) para $R=0$, história de carga I; b) Número de ciclos previstos (Npr) versus número de ciclos de rotura experimental (Nf) para $R=-0,75$, história de carga II. | 160 |
| Figura 4.31 a) Tensões equivalentes (obtidas pela lei de Miner modificada e para uma história de carga do tipo I) e as curvas S-N a $R=0$; b) Tensões equivalentes (obtidas pela lei de Miner modificada e para uma história de carga do tipo II) e as curvas S-N para $R=0$ e $R=-0,75$ | 160 |
| Figura 4.32 a) Curvas da/dN- ΔK para os três materiais compósitos e matriz PMMA e $R=0$; b) Curvas da/dN- ΔK para os três materiais compósitos para $R=-0,75$ | 161 |
| Figura 4.33 Mecanismos de propagação. Formação de craze em compósitos com fracção volúmica: a) baixa e b) alta; c) mecanismo de descoesão; d) mecanismo de fractura..... | 163 |
| Figura 4.34 Superfície de crescimento da fenda de fadiga relativa ao compósito Asterite e para $\Delta\sigma=20$ MPa, $R=0$ e $T=20^\circ$ C. | 163 |
| Figura 4.35 Campo de tensão na zona do entalhe..... | 164 |
| Figura 4.36.a) Evolução do r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para o compósito Asterite; ; b) Evolução do r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para o compósito Amatis | 164 |
| Figura 4.37.c) Evolução do r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para o compósito Ultra-quartz; d) Soluções de K para fendas a partir de um furo circular numa placa de dimensões infinitas (Dowling, 1979). | 165 |
| Figura 4.38 a) Superfície de crescimento da fenda de fadiga relativa ao compósito Amatis $\Delta\sigma=14$ MPa, $R=0$ e $T=20^\circ$ C. Figura 4.26b - Superfície de crescimento da fenda de fadiga relativa ao compósito Ultra-quartz $\sigma_{m\acute{a}x}=9$ MPa, $R=-0,75$ e $T=20^\circ$ C. | 165 |
| Figura 4.39 Curvas de calibração: deformação aparente em função da temperatura para os compósitos Asterite e Ultra-quartz. | 166 |
| Figura 4.40 Variação das propriedades com a temperatura: E [MPa* 10^2]; ν [$*10^{-2}$]; C_p [J.k $^{-1}$.kg $^{-1}$ * 10^{-2}]. | 167 |
| Figura 4.41 a) Variação da tensão e da temperatura em função do tempo para lava-louças de Asterite (extensómetros à esquerda do furo); b) Variação da tensão e da temperatura em função do tempo para lava-louças de Asterite (extensómetros à direita do furo); c) Variação da tensão e da temperatura em função do tempo para o lava-louças de Ultra-quartz (extensómetros à direita do furo). | 168 |
| Figura 4.42 Valores de tensão máxima e mínima para lava-louças de Asterite..... | 170 |
| Figura 4.43 Representação esquemática da bacia utilizada na análise pelo MEF; a) e b) condições de simetria mecânica e condições fronteira; c) condições de simetria térmica..... | 171 |
| Figura 4.44 Variação da temperatura da água com o tempo..... | 171 |
| Figura 4.45 a) Malha de elementos finitos - vista geral; b) condições fronteira..... | 172 |
| Figura 4.46 Estudo comparativo de duas análises numéricas com 3 e 6 elementos no sentido da espessura para o lava-louças de Asterite..... | 172 |
| Figura 4.47 a) - Zonas de entrada de calor: zona I, zona II e zona III; b) Variação da tensão para as três zonas de entrada de calor I, II e III. $T_{m\acute{a}x}=90^\circ$ C; $T_{m\acute{i}n}=15$ °C $t_i=90$ s e $t_s=30$ s..... | 173 |
| Figura 4.48 Efeito do h (0 e 10 W/m 2 °K) no período de interrupção do fluxo de água em lava-louças moldadas em Asterite. $T_{m\acute{a}x}=90$ °C; $T_{m\acute{i}n}=15$ °C $t_i=90$ s e $t_s=30$ s. | 174 |
| Figura 4.49 Comparação entre resultados numéricos e experimentais das tensões térmicas (lava-louças, Asterite, extensómetro 5). | 174 |

| | |
|---|-----|
| Figura 4.50 Efeito de T_{\min} no perfil de tensão obtido numericamente em lava-louças de Asterite. $T_{\max}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$ e $t_s=30\text{ s}$. | 175 |
| Figura 4.51 Efeito do T_{\min} no valor máximo das tensões de tracção. $T_{\max}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$ e $t_s=30\text{ s}$. | 175 |
| Figura 4.52 Efeito de T_{\min} no valor máximo das tensões de compressão para os três materiais. $T_{\max}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$ e $t_s=30\text{ s}$. | 176 |
| Figura 4.53 Efeito de t_i nas tensões para lava-louças de Ultra-quartz. $T_{\max}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\min}=15\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_s=30\text{ s}$. | 176 |
| Figura 4.54 Efeito de t_s nas tensões de tracção no Asterite. $T_{\max}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\min}=15\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$. | 177 |
| Figura 4.55 Influência da temperatura do fluxo de água no arranque para o Asterite. $T_{\max}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\min}=15\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$. | 177 |
| Figura 4.56 a) Tensões na direcção radial para lava-louças em Asterite; b) Tensões na direcção da espessura para lava-louças em Asterite. | 178 |
| Figura 4.57 Procedimento seguido no estudo do crescimento da fenda de fadiga. | 181 |
| Figura 4.58 Comprimentos de fenda na fractura para os três materiais compósitos e para $R=0$. | 182 |
| Figura 4.59 a) Curvas de fadiga em provetes de Asterite. $R=0$; b) Curvas de fadiga em provetes de Asterite. $R=-0,75$. | 183 |
| Figura 4.60 a) Curvas de fadiga em provetes de Amatis; $R=0$; b) Curvas de fadiga em provetes de Amatis. $R=-0,75$. | 183 |
| Figura 4.61 a) Curvas de fadiga em provetes de Ultra-quartz; $R=0$; b) Curvas de fadiga em provetes de Ultra-quartz. $R=-0,75$. | 184 |
| Figura 4.62 a) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Asterite. $R=0$; b) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Asterite. $R=-0,75$. | 184 |
| Figura 4.63 a) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Amatis. $R=0$; b) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Amatis. $R=-0,75$. | 185 |
| Figura 4.64 a) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Ultra-quartz. $R=0$; b) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Ultra-quartz. $R=-0,75$. | 185 |
| Figura 4.65 Tensões residuais principais versus profundidade em provete de furo maquinado, de superf. plana maquinada e de superf. moldada para o Asterite. | 186 |
| Figura 4.66 Representação esquemática da fenda de canto no furo maquinado. | 187 |
| Figura 4.67 a) Curvas de previsão de vida versus tamanho de falha para o material compósito Asterite; b) Curvas de previsão de vida versus tamanho de falha para o material compósito Amatis; c) Curvas de previsão de vida versus tamanho de falha para o material compósito Ultra-quartz. | 188 |
| Figura 4.68 a) Previsões de vida de fadiga versus tamanho do defeito inicial para diferentes tensões residuais para o Asterite; b) Previsões de vida de fadiga versus tamanho do defeito inicial para diferentes tensões residuais para o Amatis; c) Previsões de vida de fadiga versus tamanho do defeito inicial para diferentes tensões residuais para o Ultra-quartz. | 189 |

Índice de Tabelas

| | |
|--|-----|
| TABELA 2.1 CARACTERÍSTICAS DA MÁQUINA DE INJEÇÃO UTILIZADA NOS ENSAIOS | 30 |
| TABELA 2.2 PARÂMETROS UTILIZADOS NA MÁQUINA DE INJEÇÃO. | 32 |
| TABELA 2.3 RESULTADOS DA ANÁLISE C - MOLD. | 33 |
| TABELA 2.4 MATERIAIS E TEMPERATURAS DE PROCESSAMENTO. | 36 |
| TABELA 2.5 MATERIAIS E CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO. | 37 |
| TABELA 2.6 CALCULO DAS DENSIDADES DAS AMOSTRAS DO MATERIAL PROCESSADO NA MIXFILL. | 43 |
| TABELA 3.1 MATERIAIS ENSAIADOS. | 81 |
| TABELA 3.2 RESULTADOS DMA. | 83 |
| TABELA 3.3 FRACÇÕES VOLÚMICAS DE MICRO ESFERAS E DENSIDADES. | 87 |
| TABELA 3.4 PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS DO TECIDO DE FIBRAS DE CARBONO UTILIZADO. | 92 |
| TABELA 3.5 PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS DA RESINA EPÓXIDA 520 E ENDURECEDOR 523. | 92 |
| TABELA 3.6 ESPESSURAS DOS COMPÓSITOS COM DIFERENTES NÚMEROS DE CAMADAS DE CARBONO. | 95 |
| TABELA 3.7 TIPOS DE ESTRUTURAS SANDWICH (HERRMANN ET AL (2005)). | 111 |
| TABELA 3.8 COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS VÁRIOS TIPOS DE FIBRA (● – BOM; ■ - MÉDIO; ○ – MAU, (MOURA ET AL (2005)). | 115 |
| TABELA 3.9 DENSIDADES DE CARGAS A UTILIZAR NO PROCESSAMENTO DE COMPÓSITOS (BARBOZA ET AL (2002)). | 116 |
| TABELA 3.10 DENSIDADES DE RESINAS A UTILIZAR NO PROCESSAMENTO DE COMPÓSITOS (BARBOZA ET AL (2002)). | 116 |
| TABELA 4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA E FÍSICA DOS MATERIAIS COMPÓSITOS. | 123 |
| TABELA 4.2 NÚMEROS DE CICLOS E RESPECTIVOS NÍVEIS DE TENSÃO IMPOSTOS PARA DOIS TIPOS DE CARREGAMENTO (I E II). | 131 |
| TABELA 4.3 CURVAS DE CALIBRAÇÃO PARA OS TRÊS MATERIAIS E PARA DUAS RAZÕES DE TENSÃO. | 133 |
| TABELA 4.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ULTRA-QUARTZ NA GAMA DE TEMPERATURAS 0º A 80º. | 147 |
| TABELA 4.5 VALORES OBTIDOS PARA A RESISTÊNCIA À TRACÇÃO CONSIDERANDO VÁRIOS MODELOS. | 149 |
| TABELA 4.6 CONSTANTES ELÁSTICAS DOS TRÊS MATERIAIS NA GAMA DE TEMPERATURAS 0-80 °C. | 149 |
| TABELA 4.7 MÓDULOS DE YOUNG PARA OS TRÊS MATERIAIS COMPÓSITOS: ASTERITE, AMATIS E ULTRA-QUARTZ. | 151 |
| TABELA 4.8 VALORES OBTIDOS PARA O MÓDULO DE YOUNG CONSIDERANDO VÁRIOS MODELOS. | 151 |
| TABELA 4.9 VALORES DE KQ E Gc A VÁRIAS TEMPERATURAS NO ULTRA-QUARTZ. | 153 |
| TABELA 4.10 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA A AMPLITUDE CONSTANTE EM PROVETES DE FURO CENTRAL. | 156 |
| TABELA 4.11 VARIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ESTÁTICA E À FADIGA (PARA 104 CICLOS) PARA T=20 E T=60°C. | 158 |
| TABELA 4.12 RESULTADOS CORRESPONDENTES À VIDA DE FADIGA PARA TESTES DE FADIGA DE AMPLITUDE VARIÁVEL POR BLOCOS INDICADOS NA TABELA 4.2. | 159 |
| TABELA 4.13 CONSTANTES DA LEI DE PARIS ([DA/DN]=MM/CICLO; [ΔK]=MPa.m ^{1/2}). | 162 |
| TABELA 4.14 DETERMINAÇÃO DE R _v , IRWIN (1957). | 162 |
| TABELA 4.15 PROPRIEDADES RELATIVAS AOS MATERIAIS ASTERITE, AMATIS E ULTRA-QUARTZ. | 167 |
| TABELA 4.16 EQUAÇÕES AJUSTADAS AOS RESULTADOS NUMÉRICOS RELATIVOS ÀS TENSÕES DE TRACÇÃO E DE COMPRESSÃO. | 179 |

Nomenclatura

a, c = Comprimento de fenda no furo e na frente da fenda
 a_f, c_f = Comprimento de fenda no final da fractura
 C = constante da equação da lei de Paris
 da/dN = velocidade de crescimento de fendas por fadiga [mm/ciclo]
 E = Modulo Young
 F = carga aplicada ao provete
 G = taxa de libertação de energia
 K = factor de intensidade de tensão
 K_a, K_c = Factor intensidade de tensão no ponto de canto no furo e no ponto de canto na superfície
 K_I, K_{II}, K_{III} = factor de intensidade de tensão em modos I, II e III, respectivamente
 $K_{máx}$ = valor máximo do factor de intensidade de tensão
 $K_{mín}$ = valor mínimo do factor de intensidade de tensão
 L_1, L_2, L_3 = dimensão radial dos elementos vizinhos da frente de fenda
 $L_{1,i}, L_{2,i}, L_{3,i}$ = dimensão radial dos elementos interiores vizinhos da frente de fenda
 $L_{1,s}, L_{2,s}, L_{3,s}$ = dimensão radial dos elementos superficiais vizinhos da frente de fenda
 m = Expoente da equação da lei de Paris
 N = Número de ciclos de fadiga
 $P_{máx}, P_{mín}$ = cargas máxima e mínima, respectivamente
PMMA = polimetacrilato de metilo
 R = Razão de tensão ($=\sigma_{min}/\sigma_{max}$)
 r_y = raio da zona plástica na extremidade da fenda
 t = tempo
 T = temperatura
 U = energia de deformação elástica de um corpo
 W = dimensão do provete CC
 W_E = trabalho das forças externas
 Y_a, Y_c = factor geométrico no ponto de canto no furo e no ponto de canto na superfície

SÍMBOLOS GREGOS

σ = Tensão remota
 α = posição angular de um ponto da frente de fenda
 ν = coeficiente de Poisson
 ε = deformação percentual na fractura
 Π = energia potencial de um corpo
 Δa = deslocamento virtual de um nó
 ΔA = incremento virtual da área da fenda
 σ_{ced} = tensão de cedência
 ΔK = gama do factor de intensidade de tensão
 ΔK_{ef} = gama efectiva do factor de intensidade de tensão
 ΔK_{lf} = gama limiar de fadiga do factor de intensidade de tensão
 $\sigma_{max}, \sigma_{min}$ = Tensão remota máxima e mínima

Abreviaturas

CC = "Corner Crack"
COD = "Crack Opening Displacement" (deslocamento de abertura de fenda)
CT = "Compact Tension"
MEF = Método dos Elementos Finitos
MEV = Microscopia Electrónica de Varrimento

Resumo

As vantagens dos materiais plásticos, tais como facilidade de processamento, baixo custo, alta produtividade e versatilidade, permite obter plásticos e materiais compósitos de matriz polimérica para um grande número de aplicações em engenharia. Os materiais compósitos são, actualmente, muito utilizados não só na indústria aeroespacial, mas, também, num crescente número de aplicações de Engenharia Mecânica, tais como componentes de máquinas, vasos de pressão, equipamentos industriais de processos que requerem resistência à corrosão a alta temperatura, componentes sujeitos a desgaste, estruturas náuticas, equipamentos de desporto e lazer e aparelhos aplicados em biomedicina. No desenvolvimento e fabrico de peças técnicas em material plástico, processadas por injeção, é necessário ter conhecimentos de materiais plásticos, processo de moldação e bons conhecimentos de projecto e fabrico de moldes. Quando se pretende desenvolver e caracterizar materiais plásticos e plásticos reforçados é importante ter moldes específicos para processar materiais. Nesse sentido, foram desenvolvidos e fabricados dois moldes de injeção (canais frios) para processar provetes para a realização de ensaios de tracção, impacto, flexão em três pontos e ensaios de fractura. São apresentados casos de estudo realizados no âmbito do desenvolvimento e caracterização de materiais.

O projecto de moldes de injeção de plásticos envolve o dimensionamento do sistema de injeção, refrigeração, selecção de materiais, análises estruturais e reológicas e dimensionamento do sistema de extracção. O dimensionamento de um sistema de extracção de um molde de injeção envolve, naturalmente, conhecimentos relativos aos materiais a processar, complexidade das peças plásticas, aspectos relacionados com o projecto e fabrico dos moldes e controlo das variáveis do processo de injeção. Com o objectivo de avaliar experimentalmente as forças envolvidas na extracção de peças plásticas, foi desenvolvido e fabricado um molde com a possibilidade de processar peças com diferentes geometrias, em função dos elementos moldantes considerados para o efeito. Na determinação das forças de extracção foram utilizadas técnicas de extensometria. Os valores relativos às forças de extracção, para diferentes materiais e diferentes condições de processamento, foram comparados com os valores de modelos disponíveis na literatura.

O desenvolvimento e fabrico de materiais compósitos, bem como as técnicas de projecto e tecnologias de produção a eles associados, constituíram um dos mais importantes avanços na história dos materiais. Os plásticos e os compósitos são materiais que podem ser processados de forma a satisfazerem necessidades específicas. Os materiais compósitos podem possuir grande resistência a temperaturas superiores à temperatura ambiente, à corrosão, à oxidação e ao desgaste. Por outro lado, os processos de fabrico de compósitos estão hoje bem adaptados à fabricação de estruturas complexas, o que permite a consolidação das peças com custos de fabrico relativamente baixos. Estas características permitem a sua utilização em muitas aplicações, com vantagem em relação aos materiais monolíticos. Os materiais estudados no Capítulo 4 são compósitos de partículas muito utilizados em equipamentos de cozinha e sanitários. Estes materiais são constituídos por uma matriz polimetilmetacrilato (PMMA) com enchimento de partículas de sílica com diferentes granulometrias. Os equipamentos fabricados com estes materiais compósitos eram comercializados pela empresa Sanitana, pertencente ao Grupo KeramiK. Fazia, também, parte deste Grupo o **Grupo Cinca**. Estes materiais compósitos, quando utilizados em lava-louças de cozinha, podem ser submetidos a fluxos de água fria e quente que podem originar variações severas de temperatura, na zona envolvente do furo de escoamento de águas. Foram observadas roturas que parecem ser originadas pelas tensões de origem térmica desenvolvidas junto ao furo de escoamento de águas. Consequentemente, pretendeu-se estudar a sensibilidade do material à presença de defeitos de modo a compreender a ocorrência de roturas observadas em serviço. Foram obtidas as propriedades mecânicas destes materiais compósitos (Asterite, Amatis e Ultra-quartz, marcas registados pela ICI) na gama de temperaturas compreendidas entre 0° e 80° C. Estes materiais foram, também, sujeitos a estudos de tenacidade à fractura (gama de temperaturas entre 0° e 80° C) e fadiga de amplitude de carga constante e variável. Os ensaios de fadiga foram realizados em provetes de furo central onde foi analisada a influência da temperatura e da razão de tensão na resistência à fadiga. O objectivo deste estudo foi o de estabelecer o risco de falha, por fadiga, e analisar a tolerância de defeitos em condições de serviço. As tensões de origem térmica, devidas aos fluxos alternados de água fria e quente, foram determinadas experimentalmente em lava-louças instrumentados de Asterite e Ultra-quartz. Foi realizada uma análise numérica de forma a estudar a influência das temperaturas da água fria e quente nas tensões de origem térmica. Foi realizado um estudo de previsão de vida de fadiga em provetes de furo central, considerando as tensões residuais originadas pelo processo de fabrico, a solução de K obtida numericamente e as velocidades de propagação determinadas experimentalmente. Para além disso, considerando os mesmos resultados, foi realizada uma análise de fadiga térmica em lava-louças em que foi considerada a influência do ciclo térmico.

Capítulo 1. Introdução

1.1. ENQUADRAMENTO

A realização deste relatório prende-se com o processo de atribuição do título de especialista, na área referente ao grupo de *Engenharia, indústrias transformadoras e construção*, área de estudo referente a *indústrias transformadoras*, área de educação e formação referente a *materiais (indústrias da madeira, cortiça, papel, plástico, vidro e outros)*.

Este relatório tem como título o “*PROCESSAMENTO DE PLÁSTICOS E MATERIAIS COMPÓSITOS: COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPONENTES EM SERVIÇO*”. A realização deste trabalho foi possível graças à experiência fabril e académica adquirida ao longo dos anos, Grupo CINCA (Grupo KERAMIK; 1991-1998), Grupo Iberomoldes (1987-1991), Beralt Wolfran (Minas da Panasqueira; 1985-1987), ensino Secundário (1984-1985, 1988-1989, 1990-1991) e ensino Superior Politécnico (1997-2010) (ver Curriculum Vitae).

Os polímeros são materiais leves, resistentes, versáteis e relativamente baratos. Estes materiais são uma presença constante no nosso dia-a-dia, o que os torna muito importantes na sociedade actual de consumo. O desenvolvimento e fabrico de materiais compósitos, bem como as técnicas de projecto e tecnologias de produção a eles associados, constituíram um dos mais importantes avanços na história dos materiais.

O projecto de moldes de injeção de plásticos envolve o dimensionamento do sistema de injeção, refrigeração, selecção de materiais, análises estruturais e reológicas e dimensionamento do sistema de extracção. Os acessórios constituem um conjunto vasto de componentes com várias funções que fazem parte do molde. Alguns destes componentes são de aplicação geral em construções mecânicas, enquanto outros são constituídos por componentes específicos de projecto de moldes, tais como: guias e casquilhos, anéis de centragem, injectores, extractores, termopares, etc. A utilização de acessórios normalizados apresenta vantagens, nomeadamente a intermutabilidade e, conseqüente, substituição em caso de necessidade, a melhor qualidade e preço e uma melhor capacidade de resposta dos fabricantes.

Os compósitos são materiais multifuncionais que possuem excelentes propriedades físicas e mecânicas e podem ser processados de forma a satisfazerem necessidades específicas. Estes materiais possuem grande resistência a temperaturas superiores à temperatura ambiente, à corrosão, à oxidação e ao desgaste. Por outro lado, os processos de fabrico de compósitos estão hoje bem adaptados à fabricação de estruturas complexas, o que permite fabricar componentes estruturais com custos relativamente baixos. Estas características permitem a sua utilização em muitas aplicações com vantagem em relação aos materiais monolíticos.

Os materiais utilizados tradicionalmente em equipamentos de cozinha e sanitários, tais como materiais cerâmicos, ferro fundido e o aço inoxidável, têm vindo a ser substituídos por materiais compósitos de matriz PMMA (polimetil-metacrilato) com partículas de sílica. Estes materiais são utilizados no fabrico da lava-louças pela empresa Sanitana do Grupo KeramiK. As principais vantagens da utilização destes novos materiais resultam, por um lado da facilidade do processamento, o que permite obter formas que combinam muito bem a funcionalidade com o sentido estético, e, por outro lado, uma boa rigidez e resistência ao desgaste. A adição de partículas rígidas a materiais poliméricos produz, em geral, um conjunto de efeitos favoráveis, designadamente: aumento da rigidez, redução da expansão térmica, melhoria da resistência à fluência, aumento da tenacidade à fractura e melhoria da resistência à propagação de fendas por fadiga. Os parâmetros, tais como o tamanho, a forma e distribuição das partículas de reforço afectam as propriedades do compósito. O efeito da adição de enchimentos a compósitos de matriz polimérica, nas propriedades mecânicas, tem sido objecto de estudo por vários investigadores. Estudos de fadiga em materiais compósitos são pouco usuais na literatura, particularmente em polímeros PMMA com enchimento de partículas de sílica. No caso particular da aplicação destes materiais compósitos em lava-loiças, estes são submetidos a variações bruscas de temperatura resultantes da aplicação alternada de fluxos de água fria e quente. Verifica-se, por vezes, a ocorrência de fendas no fundo das pias na zona junto ao furo de descarga da água residual, que parecem resultar de um processo de degradação progressivo por fadiga de natureza termo-mecânica. A ausência de estudos de fadiga neste tipo de materiais, tanto para o regime de iniciação, como para o regime de propagação de defeitos, justificou a necessidade de levar a cabo este trabalho de investigação de modo a perceber e prevenir as ruínas em serviço. Conseqüentemente, foram realizados estudos de forma a avaliar o risco de falha por fadiga e analisar a tolerância à fadiga térmica de produtos

fabricados com estes materiais compósitos (Asterite, Amatis e Ultra-quartz). Esses estudos integraram as seguintes áreas: **Caracterização dos materiais:** determinação das curvas de variação da resistência à tracção e do módulo de elasticidade com a temperatura (0 a 80° C); determinação das curvas de variação da tenacidade à fractura com a temperatura (0 a 80° C); determinação das curvas de propagação de fendas; determinação da condutibilidade térmica e calor específico; determinação do coeficiente de transferência de calor por convecção na face do lava-louças em contacto com o fluxo de água, para os três materiais compósitos. **Análise numérica:** distribuição de tensões e de deformações na zona envolvente ao furo de descarga de águas, quando submetido a gradientes térmicos. **Estudo experimental:** determinação das tensões de origem térmica através de ensaios de simulação. Estes ensaios foram realizados em instalação experimental apropriada para o efeito, onde peças retiradas da linha de fabrico devidamente instrumentadas foram submetidas a fluxos alternados de água fria e quente; determinação das tensões residuais induzidas pelo processo de moldação e maquinação do furo, em lava-louças fabricados com compósitos de partículas, utilizando a técnica do furo incremental; estudo à fadiga de provetes simulando furos reais e tensões reais à temperatura crítica revelada nos estudos anteriores.

1.2. RELATÓRIO PARA ESPECIALISTA: PLANO DE TRABALHO

No Capítulo 2 é feita uma revisão bibliográfica na qual é feita uma breve referência aos materiais plásticos, processamento por injeção, máquina de injeção e moldes. No desenvolvimento e caracterização de materiais plásticos e plásticos reforçados é importante ter moldes específicos para processar esses materiais. Nesse sentido, foram desenvolvidos e fabricados dois moldes de injeção (canais frios) para processar provetes para a realização de ensaios de tracção, impacto, flexão em três pontos e ensaios de fractura. São apresentados, neste capítulo, casos de estudo realizados no âmbito do desenvolvimento, caracterização de materiais e casos de aplicação de componentes mecânicos. O dimensionamento de um sistema de extracção de um molde de injeção envolve, naturalmente, conhecimentos relativos aos materiais a processar, complexidade das peças plásticas, aspectos relacionados com o projecto e fabrico dos moldes e controlo das variáveis do processo de injeção. Com o objectivo de avaliar experimentalmente as forças envolvidas na extracção de peças plásticas, foi desenvolvido e fabricado um molde com a possibilidade de processar peças com diferentes geometrias, em função dos elementos moldantes considerados para o efeito. Deste modo, são apresentados valores relativos às forças de extracção para diferentes materiais e diferentes condições de processamento. Neste capítulo são apresentados os seguintes casos de estudo:

- CASO 1: DESENVOLVIMENTO E FABRICO DE UM MOLDE PARA CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE MATERIAIS (ENSAIOS DE TRACÇÃO E CHARPY);
- CASO 2: DETERMINAÇÃO DAS FORÇAS DE EXTRACÇÃO EM MOLDE DE INJEÇÃO;
- CASO 3: DESENVOLVIMENTO E FABRICO DE UMA MÁQUINA DE PROCESSAMENTO DE MATERIAIS COMPÓSITOS;
- CASO 4: REENGENHARIA DE UM COMPONENTE DE UMA MÁQUINA DE DESTRUIR PAPEL;
- CASO 5: DESENVOLVIMENTO DA CAIXA DE REDUÇÃO;
- CASO 6: DESENVOLVIMENTO E FABRICO DE UMA MÁQUINA DE PROCESSAMENTO DE MATERIAIS COMPÓSITOS;
- CASO 7: DESENVOLVIMENTO E FABRICO DE UM MOLDE PARA CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE MATERIAIS (ENSAIOS DE FLEXÃO EM 3 PONTOS).

No capítulo 3 é feita uma revisão bibliográfica na qual são analisados os vários tipos de materiais compósitos e analisado o comportamento à tracção de compósitos de partículas com a apresentação de alguns modelos para o módulo de elasticidade e resistência à tracção. São, também, apresentados os conceitos fundamentais da mecânica de fractura linear elástica e uma revisão relativa ao comportamento à tenacidade de materiais compósitos de partículas. São, ainda, apresentados de forma resumida os conceitos relacionados com a propagação de fendas de fadiga e analisada a propagação de fendas em compósitos de matriz polimérica e enchimento de partículas. É, também, apresentada uma revisão bibliográfica relativa a materiais compósitos laminados e sandwich. Neste capítulo são apresentados os seguintes casos de estudo:

- CASO 1: COMPÓSITOS DE MATRIZ PVC COM FILLERS DE CaCO_3 ;
- CASO 2: COMPÓSITOS DE MATRIZ EPOXIDA CO MICRO ESFERAS METÁLICAS;
- CASO 3: TENACIDADE À FRACTURA EM MATERIAIS COMPÓSITOS COM MICRO-ESFERAS OCAS DE VIDRO;

CASO 4: CARACTERIZAÇÃO COMPÓSITOS COM FIBRAS DE CARBONO O FABRICO DE UMA CADEIRA ERGONÔMICA.

No capítulo 4 é apresentado um caso de estudo relativo a compósitos de matriz PMMA (polimetilmetacrilato) com *fillers* de partículas de sílica para aplicações no fabrico de lava-louças. Os materiais e procedimentos experimentais são apresentados, nomeadamente, a descrição do material, equipamento, técnicas e geometria dos provetes utilizados no estudo das propriedades mecânicas, tenacidade à fractura e na resistência à fadiga. A resistência à abrasão destes três materiais é, também, avaliada e é referido o procedimento experimental utilizado. Os procedimentos experimentais utilizados na determinação das tensões de origem térmica, condutibilidade térmica, calor específico e coeficiente de transferência de calor são, igualmente, referidos. É, também, apresentado o procedimento utilizado na avaliação das tensões residuais resultantes do processo de maquinação e do processo de moldação.

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados do estudo das propriedades mecânicas e tenacidade à fractura na gama de temperaturas compreendidas entre os 0° e os 80° C, para três materiais compósitos utilizados no fabrico de louças de cozinha. Estes materiais apresentam diferentes fracções volúmicas de enchimento e diferentes tamanhos de partículas. O material da matriz destes compósitos, o PMMA, foi também estudado para poder fornecer uma base de comparação para o estudo da influência das partículas de reforço nas propriedades destes materiais. São, também, apresentados os resultados de um estudo de fadiga, a carga constante e variável, em provetes com furo central. Neste estudo é analisada a influência da temperatura e da razão de tensão na resistência à fadiga. Pretende-se, com este estudo, avaliar a tolerância de defeitos em condições de serviço e estabelecer o risco de falha por fadiga. São apresentados os resultados das tensões térmicas na zona envolvente do furo de escoamento.

Neste capítulo 4 são, igualmente, apresentados os resultados de uma análise numérica de tensões de origem térmica em três lava-louças fabricados em Asterite, Amatis e Ultra-quartz. Estes resultados foram validados pelos resultados experimentais realizados para o efeito. A análise numérica foi realizada com recurso a um programa de elementos finitos, Cosmos/M, de forma a estudar a influência da temperatura do jacto de água fria e quente em lava-louças de material compósito.

Neste caso de estudo é apresentada uma previsão de fadiga em provetes de furo central, considerando as tensões residuais originadas pelo processo de fabrico, a solução de K obtida numericamente, as velocidades de propagação determinadas experimentalmente e as tensões mecânicas. Foram, também, feitas previsões da vida de fadiga em lava-louças com base nos parâmetros da mecânica da fractura e considerando o efeito simultâneo das tensões de origem térmica e das tensões residuais resultantes do processo de fabrico.

Capítulo 2. Materiais plásticos, processamento e moldes

As vantagens dos materiais plásticos, tais como, facilidade de processamento, baixo custo, alta produtividade e versatilidade, permite obter materiais compósitos de matriz polimérica para um grande número de aplicações que vão desde a indústria aeroespacial e automóvel, passando por aplicações militares e aplicações na construção civil, até à confecção de material desportivo.

2.1. MATERIAIS PLÁSTICOS

Os polímeros são materiais leves, resistentes, versáteis, duráveis e relativamente baratos. Estes materiais são uma presença constante no nosso dia-a-dia, o que os torna muito importantes na actual sociedade de consumo. Para sectores como os da produção de produtos domésticos, brinquedos, produtos para a área da construção civil, produtos para a área da saúde, produtos para a área de informática, electrónica, automóvel, militar e aviação, entre outros, os polímeros vieram dinamizar e aumentar níveis de produção dos produtos.

Um polímero não é mais que uma substância constituída por moléculas de grandes dimensões (macromoléculas), caracterizadas pela repetição de uma (homopolímeros) ou mais unidades (copolímeros) de dimensões inferiores, ligadas entre si por ligações covalentes. As unidades repetitivas dos polímeros criam estruturas lineares ou ramificadas, sendo que este facto influencia a sua densidade. As macromoléculas podem ainda interligar-se e, deste modo, formar uma rede tridimensional reticulada. Podem obter-se diferentes tipos de copolímeros em função da forma como as moléculas de monómeros se unem entre si. Deste modo, as unidades podem ser distribuídas aleatoriamente, alternadas, em blocos ou ramificadas, permitindo que estas combinações dêem origem a polímeros com diferentes propriedades baseados nas estruturas obtidas.

Em função da natureza química dos polímeros e do seu processo de polimerização os polímeros podem exibir diferentes tipos de estruturas. Os mais comuns são os de estrutura linear, ramificada ou em rede.

Um outro tipo de estrutura que os polímeros podem apresentar é a estrutura ramificada. O impedimento espacial provocado pelas ramificações dificulta um "empilhamento" das cadeias poliméricas. Deste modo, as forças inter-moleculares que mantêm as cadeias poliméricas unidas, tendem a ser mais fracas em polímeros com estrutura ramificada devido á distância a que as moléculas se encontram. Este facto leva a que, por exemplo, o polietileno de baixa densidade – PEBD - é bastante flexível e pode ser utilizado como filme plástico para embalagens, enquanto o polietileno de alta densidade – PEAD - é bastante duro e resistente, sendo utilizado em garrafas, brinquedos, entre outros.

Uma forma de classificar os materiais poliméricos é pela sua estrutura, como sendo amorfos ou cristalinos. Os polímeros amorfos apresentam uma desorganização ou diminuta organização das suas cadeias poliméricas. Os polímeros amorfos não apresentam cristalinidade e, portanto, não apresentam nenhum ponto de fusão cristalino, mas podem receber calor para que o material sólido se transforme num fluido suficientemente viscoso para que possa fluir e ser moldado. A temperatura em que isso começa a ocorrer é denominada por temperatura de transição vítrea, Tg. A temperatura de transição vítrea (Tg) de um material polimérico é tanto maior quanto maiores forem as forças inter-moleculares e a sua organização estrutural. Acima da Tg, as moléculas começam a mover-se e as propriedades do material modificam-se substancialmente. Os polímeros cristalinos, por outro lado, apresentam áreas onde há uma ordenação das cadeias poliméricas de modo a formarem estruturas regulares denominadas por cristais.

Os materiais poliméricos podem, também, ser classificados em materiais termoplásticos e em materiais termoendurecíveis, consoante a sua capacidade de ser reprocessado, sem perda significativa das suas propriedades fundamentais (polietilenos, polimetacrilato de metilo e policloreto de vinilo) ou, uma vez aquecidos, assumirem uma forma permanente (poliuretanos, resinas epoxy, poliéster, e fenólicas). Os termoplásticos são materiais capazes de passar por sucessivos ciclos de processamento, sem sofrerem degradações severas das suas propriedades e podem ser reciclados. Os elastómeros (poli-isopreno e polibutadieno) são um outro tipo de polímeros, de origem natural ou sintética, com elevado grau de elasticidade, isto é, quando submetidos a uma carga, deformam-se significativamente. Esta deformação é reversível, dado que o material retoma as suas dimensões originais ao ser removida a carga (Lyman *et al*, 1989).

Os plásticos constituem um grande e variado grupo de materiais sintéticos, que são processados por moldação ou enformação. Podem ser misturas de várias substâncias (aditivos) onde o seu principal constituinte é o polímero.

2.1.1. Materiais termoplásticos

Os termoplásticos são constituídos por moléculas longas, com um comprimento entre de 20 a 30 nm. Estes materiais podem ser repetidamente processados e, conseqüentemente, serem reciclados (Davis *et al* (1971)). Os termoplásticos podem, também, ser divididos em dois grandes grupos: termoplásticos de utilização geral e termoplásticos de utilização em engenharia. Os termoplásticos de utilização geral, constituem a maioria dos plásticos utilizados actualmente, caso do polietileno, polipropileno e poliestireno que são materiais de custo relativamente baixo. As propriedades mecânicas destes materiais podem ser optimizadas (por exemplo, com adição de cargas ou fibras), tornando-os mais competitivos com outros materiais plásticos. Os termoplásticos de utilização em engenharia, podem oferecer um conjunto de propriedades de grande interesse, como boa resistência mecânica e rigidez, tenacidade e/ou resistência ao desgaste, boa resistência a produtos químicos e boa condutibilidade térmica. A utilização destes materiais constituem uma boa alternativa à utilização materiais metálicos, sendo os mais importantes desta categoria as poliamidas, poliacetais, policarbonatos, poliésteres termoplásticos e poli(óxido de fenileno) modificado.

Os termoplásticos podem ser quimicamente obtidos por adição ou condensação. São plásticos que necessitam de calor para serem conformados (temperaturas demasiado elevadas podem causar a sua degradação) e que mantém a forma adquirida durante o processamento, assim que ocorre o seu arrefecimento. Estes materiais podem ser várias vezes reaquecidos e sofrerem um novo ciclo de processamento de forma a obterem novas formas, sem que ocorra alteração significativa das suas propriedades, embora que haja um efeito cumulativo dos diversos ciclos de aquecimento.

A polimerização por adição ocorre em compostos insaturados, os quais contem ligações duplas ou triplas entre os átomos de carbono que constituem o elemento estrutural da macromolécula (monómero) (Clark (1971)). Essas ligações rompem-se e originam ligações simples entre os átomos de carbono, logo, a polimerização ocorre sem a formação de subprodutos. A polimerização por condensação, consiste na formação de uma macromolécula a partir de monómeros que reagem entre si com a formação de água ou de outras pequenas moléculas que não participam de reacções posteriores. No processamento de materiais termoplásticos, podem ser utilizados vários processos de transformação de plásticos, função do tipo de produtos que se pretendam obter: processamento por extrusão, injeção, sopro, filme e termoformação.

2.1.2. Materiais termoendurecíveis

Estes materiais são enformados para uma determinada forma permanente e curados através de uma reacção química; não podem ser refundidos e reenformados uma vez que se degradam ou se decompõem quando aquecidos a temperaturas demasiado altas (não podem ser reciclados).

Os materiais termoendurecíveis são compostos cujas cadeias poliméricas estão unidas quimicamente através da reacção denominada de cura. A reacção da cura e as características destes materiais termoendurecíveis diferenciam-se dos outros polímeros devido à formação de uma ligação rígida com interligações químicas que restringem a mobilidade molecular. As cadeias poliméricas apresentam uma alta densidade de reticulações. As resinas, como comercialmente são conhecidos os materiais termoendurecíveis, apresentam várias vantagens relativamente aos materiais termoplásticos: elevada temperatura de distorção térmica, boa resistência a solventes, boa rigidez, o que permite a sua utilização em diversas aplicações. A utilização crescente e largamente difundida das resinas está relacionada com as suas boas propriedades, tais como: baixa massa molecular, resistência química e ao calor, estabilidade dimensional e adaptabilidade ao métodos de processamento.

Os termoendurecíveis mais económicos e mais utilizados são os poliésteres, poliuretanos, viniléster e resinas fenólicas. Estes são utilizados no processamento de materiais compósitos reforçados com fibras de vidro. As resinas epoxy são mais caras e são utilizadas em aplicações estruturais. São, também, muito utilizadas em aplicações aeroespaciais por possuírem melhores propriedades mecânicas e melhor resistência à humidade do que os poliésteres, poliuretanos e resinas vinílicas. Em aplicações em que requeridas temperaturas de serviço elevadas, são utilizadas poliamidas.

O processo de cura das resinas termoendurecíveis é definido pela mudança irreversível nas propriedades químicas e físicas de uma determinada formulação, resina/iniciador/promotor, causado por uma reacção química. O processo de cura é altamente exotérmico, promovendo inicialmente uma queda da viscosidade, devido ao aumento da temperatura interna da mistura resina/iniciador e em seguida, o aumento da viscosidade, devido ao aumento da massa molecular.

O processo de cura das resinas termoendurecíveis pode ser dividido em três etapas. A gelificação (geltime), primeira etapa, é o período que vai desde que se mistura o catalisador até ao ponto em que a resina começa a ficar na forma de gel e se dá o aumento da temperatura. Geralmente, no caso das resinas poliéster, a temperatura máxima durante o processo de gel pode chegar aos 150°C. Esta temperatura denomina-se de pico exotérmico. Após este tempo de gel vem o tempo de endurecimento, segunda etapa, que corresponde ao período necessário para a resina obter uma parte significativa das suas propriedades mecânicas. A etapa final corresponde ao tempo de maturação durante o qual o compósito desenvolve toda a sua estabilidade e dureza. O processo de maturação é a parte vital do ciclo de cura, o que pode levar dias ou talvez semanas, dependendo da temperatura na qual o compósito for mantido. Quando é preciso obter melhores propriedades, poderá ser necessário proporcionar ao conjunto final uma pós-cura com temperaturas mais elevadas. Em geral, quanto maior for a temperatura, menor será o tempo necessário para se obterem as propriedades totais do material compósito.

2.1.3. Cargas para reforço de materiais poliméricos

No processamento de componentes plásticos, os polímeros não são os únicos constituintes. Na maioria dos componentes plásticos são adicionados aditivos em várias concentrações (em função do material a processar pretendido), para melhoria das condições de processamento, propriedades mecânicas e aspecto visual do componente plástico. É necessário que os aditivos utilizados reúnam uma série de condições indispensáveis para a sua correcta aplicação, em especial a neutralidade e a compatibilidade com a resina e resistência dos agentes químicos (Antequerra (1991)).

Os vários aditivos a utilizar no processamento podem ser classificados em categorias, de acordo com a sua função. Os aditivos utilizados com maior frequência são os corantes ou pigmentos, os lubrificantes, os estabilizantes, os antioxidantes, os plastificantes, os retardadores de chama, os agentes antiestáticos, os agentes de formação de espumas, reforços e cargas. Os lubrificantes externos são utilizados para o processo de desmoldação entre o polímero e as zonas moldantes do molde. Os lubrificantes internos são utilizados para aumentar a mobilidade das moléculas do polímero para poderem deslizar umas sobre as outras. Os estabilizantes são aditivos utilizados para proteger o polímero da degradação provocada pela radiação, principalmente pela luz ultravioleta e pelo calor. Os retardadores de chama são aditivos incorporados nos plásticos com o objectivo de alterar o comportamento do plástico quando estes materiais são expostos à chama, dificultando a iniciação do fogo e a sua propagação da chama. Os agentes anti-estáticos são aditivos que têm por finalidade impedir a criação ou armazenamento de electricidade estática na superfície das peças ou produtos plásticos. Os reforços são partículas de material com diversas granulometrias (e fracções volúmicas) ou fibras (curtas ou longas), adicionados aos materiais compósitos de matriz polimérica com o objectivo de melhorar as suas propriedades mecânicas. Exemplos de reforços que podem ser incorporados a compósitos de matriz polimérica são as fibras de vidro que promovem o aumento da rigidez e resistência à tracção. As cargas são incorporadas nos materiais poliméricos basicamente com o intuito de redução de custo do material.

2.1.4. Materiais plásticos

Um material polimérico é, como já referido, constituído por inúmeras unidades (monómeros), ligadas quimicamente entre si.

Os materiais plásticos processados por injeção apresentam, em geral, como principais características: baixa densidade, baixa rigidez, boa resistência química, elevado coeficiente de expansão térmica, baixa condutibilidade térmica e eléctrica e baixa resistência mecânica. Os plásticos são materiais higiénicos e assépticos, sendo utilizados em embalagens de produtos alimentares. É um material asséptico, por não permitir que nele se desenvolvam quaisquer microrganismos. O material plástico diminui substancialmente as perdas energéticas sendo utilizado como isolante térmico, contribuindo para a redução de gastos de energia. É, também, durável e fiável e requer menor manutenção do que qualquer outro material tradicional. Podem, ainda, ser concebidos para ter uma durabilidade limitada (plásticos biodegradáveis). O plástico é, em geral, leve, reduzindo o peso dos resíduos.

Como já referido anteriormente, pode-se melhorar as propriedades de processamento e do material plástico com a adição de aditivos, tais como plastificantes que melhoram o processamento do plástico e capacidade de enformação do produto acabado; os agentes estabilizadores evitam a degradação dos plásticos por agentes físicos e químicos (calor, radiação UV); os corantes e pigmentos permitem dar a cor pretendida; os agentes anti-estáticos e anti-choque dão determinadas características a produtos mais específicos com o isolamento ou propriedades anti-estáticas; os retardadores de chama, entre outros permitem que os índices de inflamabilidade permaneçam baixos, não haja ignição da chama ou que a chama se auto extinga, para reduzir os perigos de incêndios.

Os principais processos de transformação de materiais termoplásticos são o processo de extrusão, o processo de moldação por injeção, o processo de moldação por sopro e processo de moldação por termoformação.

No mercado existe um vasto leque de materiais plásticos disponíveis e que podem ser utilizados no processamento por injeção, função do tipo de aplicações pretendido para o produto a processar. De seguida, são apresentados exemplos dos materiais plásticos mais utilizados no processamento por injeção: Plásticos Técnicos Amorfos - Policarbonato (PC); Plásticos Técnicos Semicristalinos - PBT, PA66 ou POM; Plásticos standard Amorfos – ABS; Plásticos Semi-cristalinos Amorfos - PP ou PE.

Os materiais utilizados no processamento por injeção da peça plástica a processar, de forma a determinar as forças de extração, foram: PE, PP, ABS, ABS/PC e PBT. A avaliação destas forças de extração resulta do processamento de diferentes materiais termoplásticos, efeito de contração, acabamento superficial das zonas moldantes, diferentes condições de processamento por injeção utilizadas e a complexidade de cada geometria considerada em cada uma das três versões da peça desenvolvida para o efeito

2.2. PROCESSAMENTO POR INJEÇÃO

O processamento por injeção baseia-se, de uma forma simples, em injectar um material polimérico aquecido, a uma temperatura acima de T_g , sob pressão, para o interior de um molde que replica a geometria final da peça a processar. Este processo consiste no processamento de materiais termoplásticos que se verifica durante um ciclo de moldação por injeção: injeção, pressurização, arrefecimento e extração da peça plástica processada. Cada uma destas fases desempenha um papel fundamental no processamento por injeção e podem ser optimizadas, para que o tempo de ciclo seja o mais curto possível. As variáveis relativamente ao processamento por injeção são: a geometria da peça plástica a processar, sistema e materiais considerados para o sistema de refrigeração, material plástico, acabamento superficial das zonas moldantes, sistema de injeção e condições de processamento (Menges *et al* (1981), (Wang *et al* (2000)). Na fase de arrefecimento, a peça contrai e reproduz o acabamento superficial das zonas moldantes do molde de injeção.

A fase de extração do ciclo de injeção, corresponde à extração da peça plástica do interior do molde, geralmente é o elemento moldante bucha, elemento que se encontra do lado móvel do molde. Nesta fase, pretende-se extrair a peça plástica já com rigidez suficiente. A peça plástica, durante esta fase, está à temperatura de extração e vai, naturalmente, contrair até atingir a temperatura ambiente. Consequentemente devem ser tomados alguns cuidados durante a fase de extração, manuseamento e embalagem para não comprometer a qualidade final da peça plástica. A procura de tempos de ciclos de processamento rápidos, por vezes obriga a reduzir o tempo de arrefecimento da peça plástica no interior do molde, comprometendo muitas vezes a qualidade da peça plástica devido a deformações ao extrair do molde, geração de tensões internas e variações dimensionais na peça.

No âmbito deste trabalho de tese, foi desenvolvido e fabricado um molde de injeção, com a possibilidade de processar três peças plásticas e poder avaliar as forças envolvidas na fase de extração destas peças plásticas. Na avaliação destas forças foram utilizadas técnicas de extensometria, diferentes materiais e naturalmente diferentes condições de processamento.

O processamento por injeção é um processo versátil de produção de peças plásticas. Cerca de 30% do peso dos materiais plásticos transformados são processados por injeção. Este é um processo cíclico que compreende fundir um material plástico e introduzi-lo sob pressão para dentro dum molde com a forma final da peça plástica que se pretende obter. A forma da peça será conformada pela geometria da superfície da bucha, cavidade e outras zonas moldantes. Esta técnica, processamento por injeção, permite obter peças técnicas, com boa reprodutibilidade, com tolerâncias apertadas e com boa estabilidade dimensional, desde que o desenvolvimento e fabrico do molde bem como o processamento sejam bem executados. Este processo permite ainda obter peças com formas e geometrias complexas, com um tempo de ciclo relativamente rápido e um elevado número de ciclos de produção, ou seja, grandes lotes de produção sem interrupção.

2.2.1. Condições de processamento

Os parâmetros de processamento são função dos materiais plásticos a processar, tipo e capacidade da máquina de injeção a utilizar, equipamentos auxiliares, molde de injeção e complexidade da peça plástica a processar. No processamento por injeção podem-se considerar parâmetros operacionais e parâmetros de processo.

Os parâmetros operacionais são introduzidos antes do arranque do equipamento na fase de afinação (setup). Como exemplo, pode-se considerar a temperatura do molde, temperaturas do fuso (cilindro), temperatura e tempo de secagem/desumidificação do material, temperatura e humidade do meio envolvente, pressão de injeção e de compactação, velocidades de injeção, tempos e cursos de injeção.

Os parâmetros de processo são função das características específicas do equipamento, que não podem ser variados (espontaneamente) durante a produção (geometria do fuso, capacidade de carga, aspectos construtivos, etc.), que tem naturalmente influência no processo. Outros exemplos são a geometria da peça e sistema de injeção (espessuras, comprimento dos canais, ponto ou pontos de injeção, canais frios ou canais quentes), soluções construtivas do molde (materiais utilizados no fabrico do molde, aços, sistema de arrefecimento, sistema de injeção, sistema de extracção) e as propriedades do material plástico de processamento (viscosidade, propriedades mecânicas,...).

2.2.2. Ciclo de injeção

O ciclo de moldação por injeção é uma sequência de fases que ocorrem durante a produção das peças plásticas. As fases do processamento por injeção convencional são esquematizadas na Figura 2.1.

No fecho do molde pode-se definir duas fases, uma com velocidade de fecho rápida (fora das guias do molde) na Figura 2.1.a) e outra de fecho lento na figura 2.1.b), onde existe uma menor velocidade de deslocação nos casquilhos e guias principais. Após o contacto entre as guias e os casquilhos a desaceleração é afinada na máquina para evitar danificar as superfícies moldantes (bucha, cavidade, elementos móveis entre outros componentes) e superfícies de ajustamento. Após o fecho do molde, contacto entre as duas partes do molde, a máquina de injeção aplicará a força de fecho. A força de fecho da máquina e a pressão de injeção que é exercida no material plástico para que este entre na cavidade do molde, são forças em sentidos opostos. O objectivo da força de fecho é garantir que o molde não “abre” durante a fase de enchimento e pressurização para que não haja a formação de rebarbas na linha de junta da peça. Por outro lado, com forças de fecho muito superiores, as pressões de pressurização, o ar que existe no interior do molde poderá não sair pelos escapes de gases do molde e ficar no interior das peças provocando defeitos nas peças plásticas. Existe então um compromisso entre esta força e as pressões de pressurização. O material plástico processado é injectado por acção de um fuso/parafuso para o interior da cavidade do molde, Figura 2.1.c).

Concluída a fase de injeção é aplicada uma segunda pressão, pressão de compactação (ou pressurização), de forma a que a peça plástica replique a geometria pretendida sem empenos ou chupados (marcas na superfície de peças plásticas), Figura 2.1.d).

O sistema de refrigeração do molde tem como objectivo baixar a temperatura da peça plástica, de forma a garantir a sua extracção. Ao diminuir a temperatura da peça, o material plástico ganha rigidez e, deste modo, a peça plástica pode ser extraída (Figura 2.1.e). Durante a fase de refrigeração, a máquina de injeção inicia nova carga do fuso com uma nova dosagem de material para o próximo ciclo de injeção.

A fase de abertura e extracção finalizam o ciclo de processamento por injeção. Esta é uma fase de grande importância, pois pode ter consequências na qualidade da peça, em termos de empenos, deformações e marcas do sistema de extracção na peça plástica processada, Figuras 2.1.g) e 2.1.h). O fecho do molde é considerado o início do ciclo de injeção. O fecho do molde é efectuado dos através do accionamento do prato móvel da máquina de injeção.

A fase de injeção, durante a qual o material fundido (processado pela rotação do fuso) é introduzido através do movimento axial do fuso (parafuso) para dentro da cavidade do molde através do injector. Concluída a fase de injeção é aplicada a pressão de compactação com o objectivo de compensar a contracção do material da peça plástica e garantir estabilidade dimensional das peças. Esta também permite evitar alguns defeitos como as faltas de enchimento, chupados e outros defeitos. Após a fase de injeção e compactação segue-se a fase de refrigeração. Esta etapa é de grande importância, pois um bom sistema de refrigeração (projecto e adequada selecção de materiais) permite um arrefecimento controlado do material da peça no interior do molde, garantindo peças plásticas de boa qualidade e um baixo tempo de ciclo de moldação. O tempo de refrigeração poderá atingir 75% do tempo de ciclo da moldação por injeção, Figura 2.2.

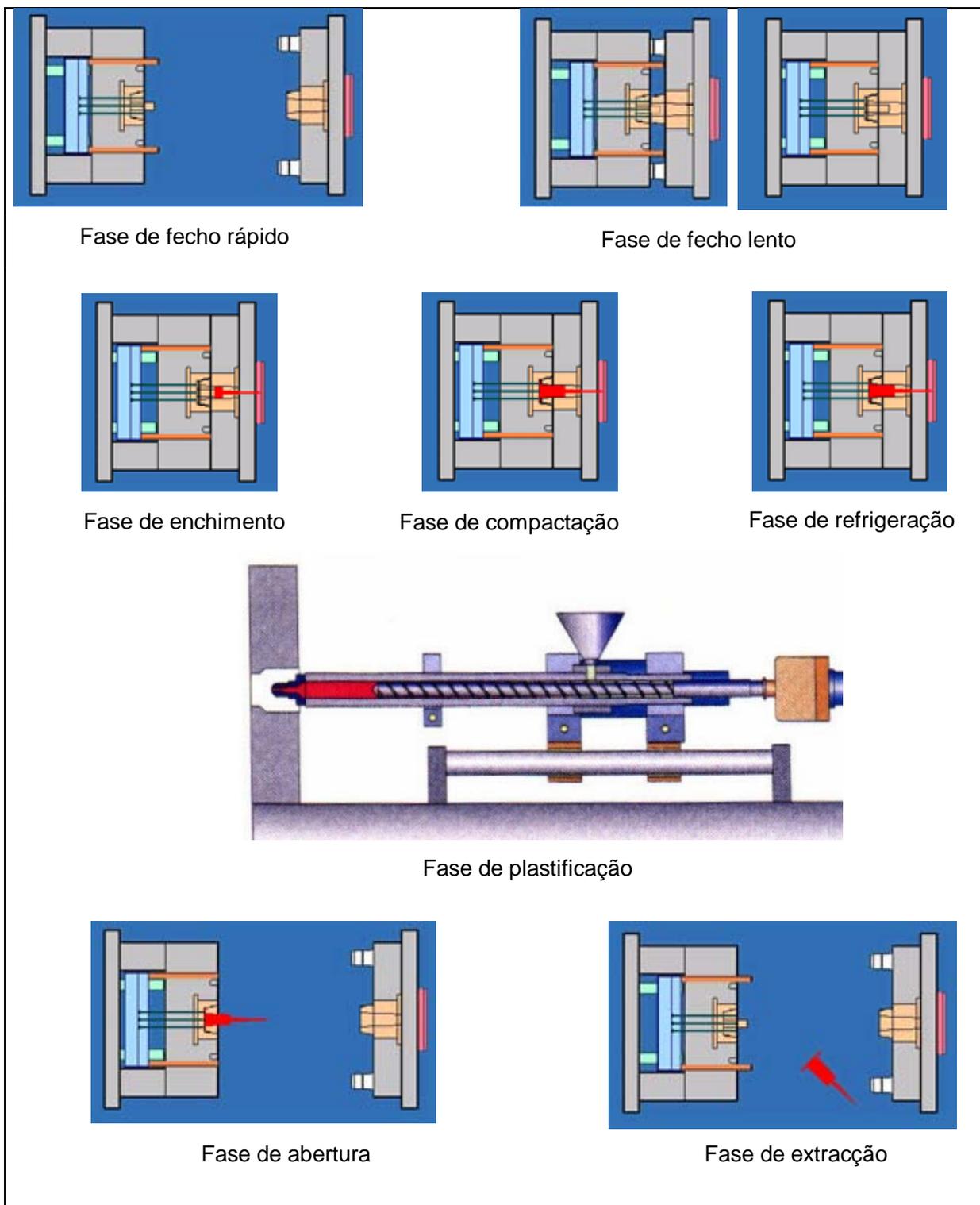


Figura 2.1 a) Fase de fecho rápido; b) Fase de fecho lento; c) Fase de enchimento; d) Fase de compactação; e) Fase de refrigeração; f) Fase de plastificação; g) Fase de abertura; h) Fase de extracção (ferramentalrapido (2010)).

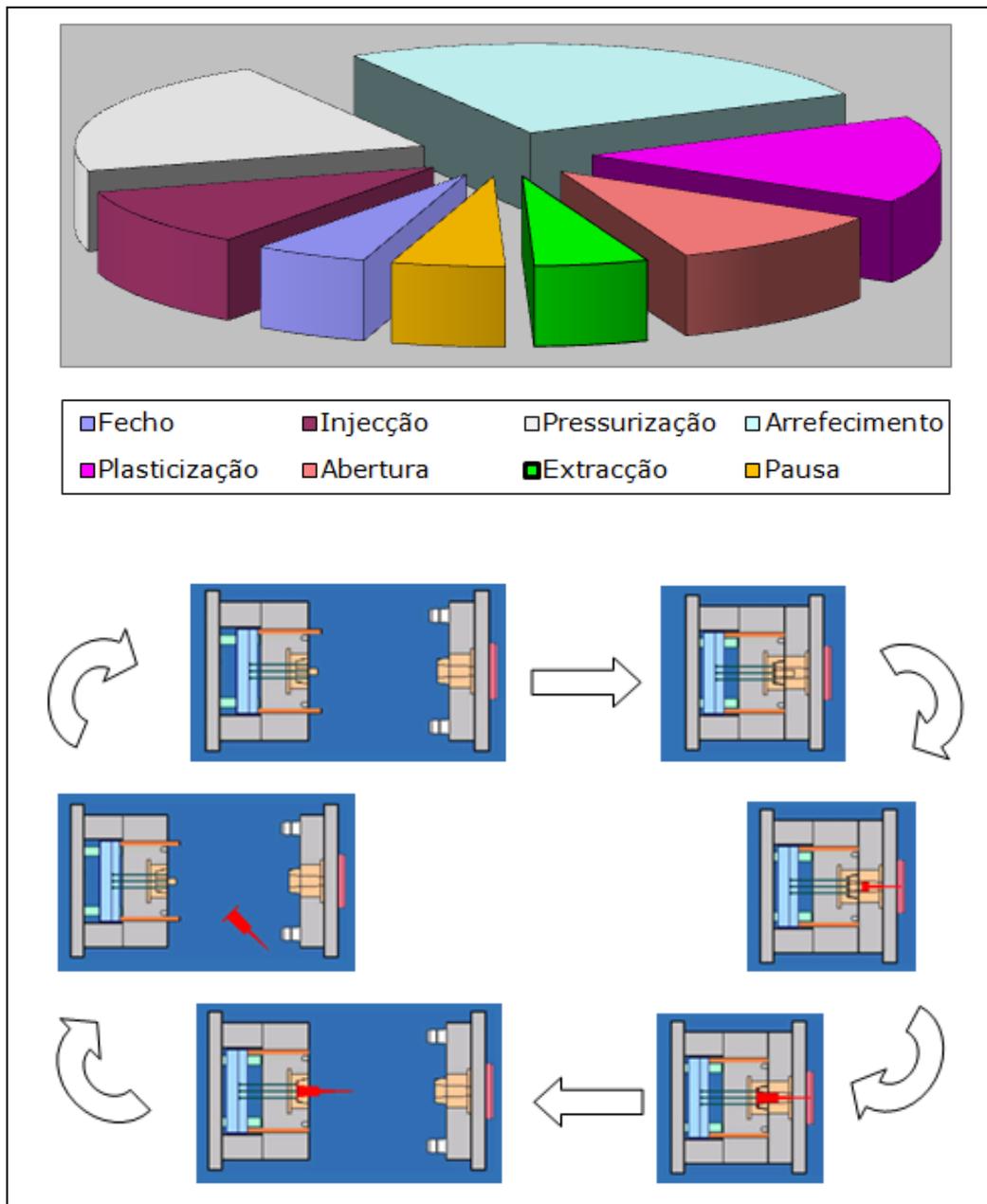


Figura 2.2 Ciclo de processamento por injeção.

2.2.3. Máquina de injeção

Na Figura 2.3, podemos observar a constituição de uma máquina de injeção. As máquinas de injeção são constituídas pelos seguintes sistemas funcionais: sistema de plasticização, sistema de fecho, sistema de controlo e comando do molde. O sistema de plasticização é constituído por tremonha, cilindro de plasticização, resistências eléctricas de aquecimento e bico de injeção. A tremonha é um componente em forma de funil onde é abastecido o material dos silos de secagem, por um processo automático ou manual.

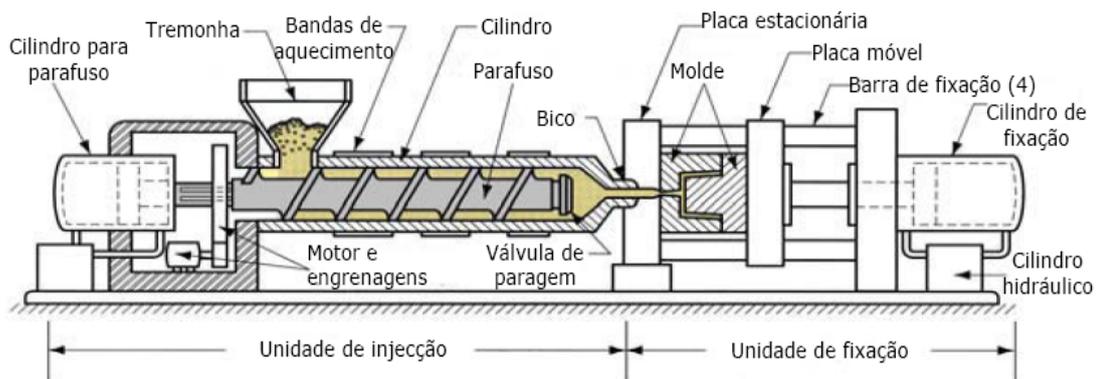


Figura 2.3 Máquina de injeção e componentes constituintes.

O fuso ou parafuso é essencialmente constituído por três zonas; a zona de alimentação, onde o material plástico é admitido e inicia o processo de aquecimento, passando de partículas sólidas para um massa fundida; a zona de compressão, onde o material é comprimido e passa para a terceira zona; zona de medição, onde o material se deposita à frente do fuso, antes de ser “injectado” no interior do molde. O fuso tem um movimento de rotação, para misturar (homogeneizar) o material e um movimento de axial para introduzir o material no molde. O bico de injeção será um componente que está inserido no fuso e estabelece o canal de ligação do material entre o fuso e o molde. Este poderá ser aberto ou com uma válvula de retenção de material.

A unidade de abertura e fecho é constituída pelos pratos fixos e pratos móveis: o prato fixo, encontra-se junto ao fuso, onde é fixa a parte de injeção do molde. O prato móvel, fixa a outra metade do molde, geralmente o lado da extracção. Neste está acoplado o sistema de extracção. É este componente que permite a abertura e fecho do molde.

O sistema mecânico de extracção, permite accionar o sistema de extracção do molde e, deste modo, remover a moldação da zona moldante. O conhecimento das forças necessárias à remoção da moldação permite dimensionar, de forma correcta, este sistema e otimizar o ciclo de moldação.

As máquinas de injeção têm um conjunto de equipamentos auxiliares. Estes equipamentos auxiliares permitem efectuar o interface entre os diversos equipamentos nomeadamente, máquina de injeção e o molde. Alguns desses exemplos são os equipamentos de refrigeração, os sistemas de fixação do molde à máquina, os sistemas de secagem de matérias-primas, os sistemas de abastecimento de matéria-prima, os sistemas de canais quentes e, por fim, os sistemas integrados de extracção e separação de peças. No processamento de peças plásticas deste trabalho foram utilizados os seguintes equipamentos: Máquina de injeção EuroInj D80, refrigerador Termobox TB-M e a tremonha Yann Bang.

Moldes de injeção para produção de componentes plásticos

O molde, durante o processamento está sujeito a um conjunto de esforços mecânicos, nomeadamente, a força de fecho do molde, pressão de injeção, segunda pressão e força de extracção da peça plástica. Pormenorizamos de seguida as principais solicitações:

Força de fecho da máquina: Parâmetro que pode ser ajustado no processo, e que impede que o molde abra durante a fase de injeção, ou seja enchimento do molde e dê origem a fugas de material no interior do molde ou rebarbas na peça;

- Pressões de injeção e pressurização: Pressões que são “transmitidas” ao material plástico que está na câmara do fuso fundido (estado viscoso), e que o obrigam a entrarem na cavidade do molde e preencher a zona moldante;
- Forças de abertura: esforço no sentido longitudinal da máquina que é exercido sobre o prato fixo da máquina e que visa abrir o molde para se retirar a peça. Esta força geralmente é elevada pois a peça está bastante compactada no interior do molde, o que representa uma boa adesão à parede de cavidade que é a primeira a separar-se da peça.
- Forças de extracção: Pressão exercida por uma haste ou KO na chapa de extracção do molde, que por sua vez transfere para os componentes de extracção/extractores. Estes “empurram” a peça da bucha liberta-a do molde; processo que se designa por extracção. No caso concreto deste projecto, esta pressão é exercida na peça por meio duma haste extractora associada a um aro extractor. Este é um dos objectivos deste trabalho, quantificar as forças envolvidas nesta fase do processo de injeção.

O molde de injeção, mais concretamente as zonas moldantes, estarão de igual modo sujeitas a solicitações devidas à injeção de material plástico. A injeção com o material plástico fundido faz-se, geralmente a uma temperatura superior a 200°C (função do tipo de material), seguindo-se o arrefecimento rápido, em que o fluido que circula nos circuitos de refrigeração do molde tem como objectivo baixar a temperatura das zonas moldantes. A temperatura do molde será programada para uma gama de temperaturas entre os 20°C e os 80°C, função do material plástico a processar. Consequentemente, devem ser utilizados materiais, nas zonas moldantes, com boa condutibilidade térmica. Um dos objectivos deste trabalho recai sobre o molde, nomeadamente sobre o sistema de extracção.

Fundamentalmente, o molde é constituído por duas partes injeção (parte fixa) e a parte de extracção (parte móvel). Estas são as nomenclaturas utilizadas nos moldes convencionais, uma vez que existem outros tipos de moldes, onde a extracção poderá estar acoplada na cavidade (a injeção e a extracção podem ser efectuadas no mesmo lado).

Foi projectado e fabricado um molde para a peça desenvolvida. No projecto do molde pretendeu-se ter um molde com canais frios, com um sistema permutável de buchas cavidades e com um sistema de extracção eficaz, constituído por um sistema de aro extractor. Na Figura 2.4, está representado o desenho 3D do molde com a versão 1 (3 corpos) montada na estrutura comum das três versões (versão 1, 2 e 3).

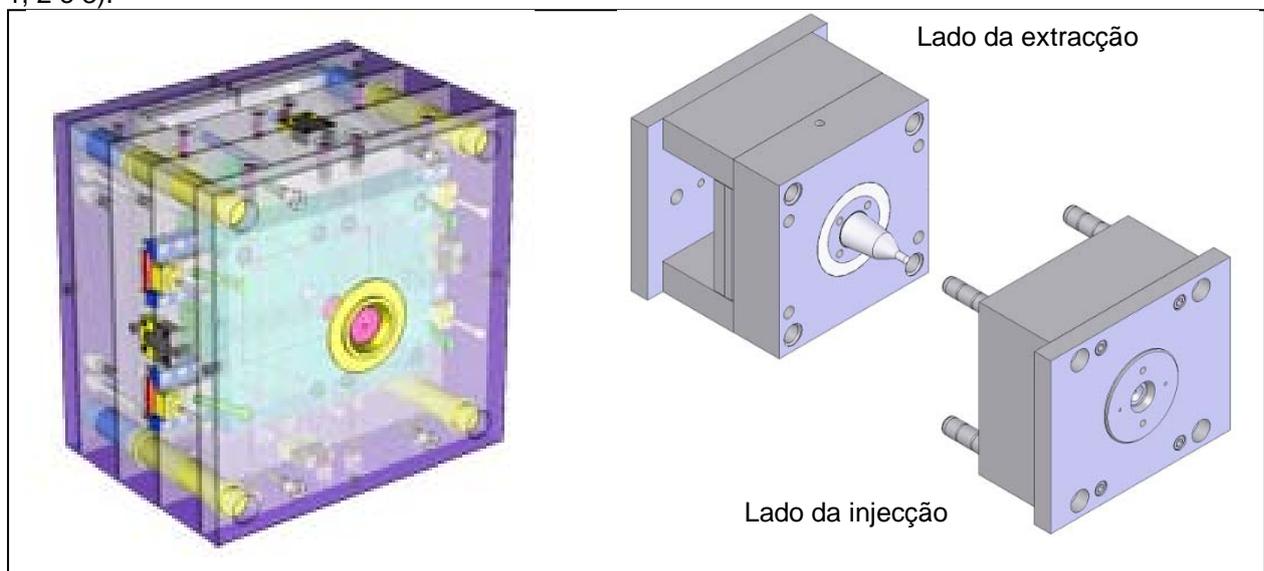


Figura 2.4 Exemplo 3D de um molde e desenho 3D do Molde do Funil (Versão 1) desenvolvido e fabricado para a realização deste trabalho (Palhais et al (2010).

2.2.4. Moldes de injeção (tipos)

De seguida, são apresentados os principais componentes de um molde bem como a sua função. Pode-se considerar um molde de injeção como sendo constituído por duas metades, lado da injeção e lado da extracção.

Lado da injeção (parte fixa)

- Injector – componente centrado (com o molde, lado da injeção) e com o bico de injeção da máquina e por onde se efectua o escoamento do plástico para dentro da cavidade moldante do molde;
- Anel de centragem - Componente circular que permite centrar o molde com a máquina de injeção, com o bico de injeção;
- Cavidade - Um dos elementos mais importantes, pois nesta está definida a zona moldante mais visível das peças, com o textura ou acabamento superficial especificada;
- Bico quente – Este componente só se encontra nos moldes com canais quentes. O bico de injeção permite que o fluido escoe no seu interior praticamente à mesma temperatura a que se

encontrava no fuso, isto porque tem resistências eléctricas e termopares no seu interior que permitem controlar as temperaturas. Este pode “injectar” o material directamente na peça ou num canal (gito);

Gito – canal de condução do material fundido até ao ponto ou pontos de injeção da cavidade moldante da peça plástica a processar;

Carburador/distribuidor – situado perto da cavidade, substitui o injector nos moldes chamados de bico quente. Este conduz o fluido plástico desde o bico de injeção da máquina até aos bicos quentes do molde. Este sistema é controlado por resistências e termopares;

Guias – permitem que o molde feche e abra sempre guiado para que a zona de ajustamento seja sempre a mesma, de forma a evitar desalinhamentos da junta;

Guias de deslize – Geralmente são quatro, uma a cada canto do molde e permitem que o molde seja guiado no seu movimento de abertura e fecho.

Placas isolantes – Permite isolar as chapas exteriores do molde dos pratos da máquina e desta forma mantêm o molde a temperatura constante sem dissipar calor por condução.

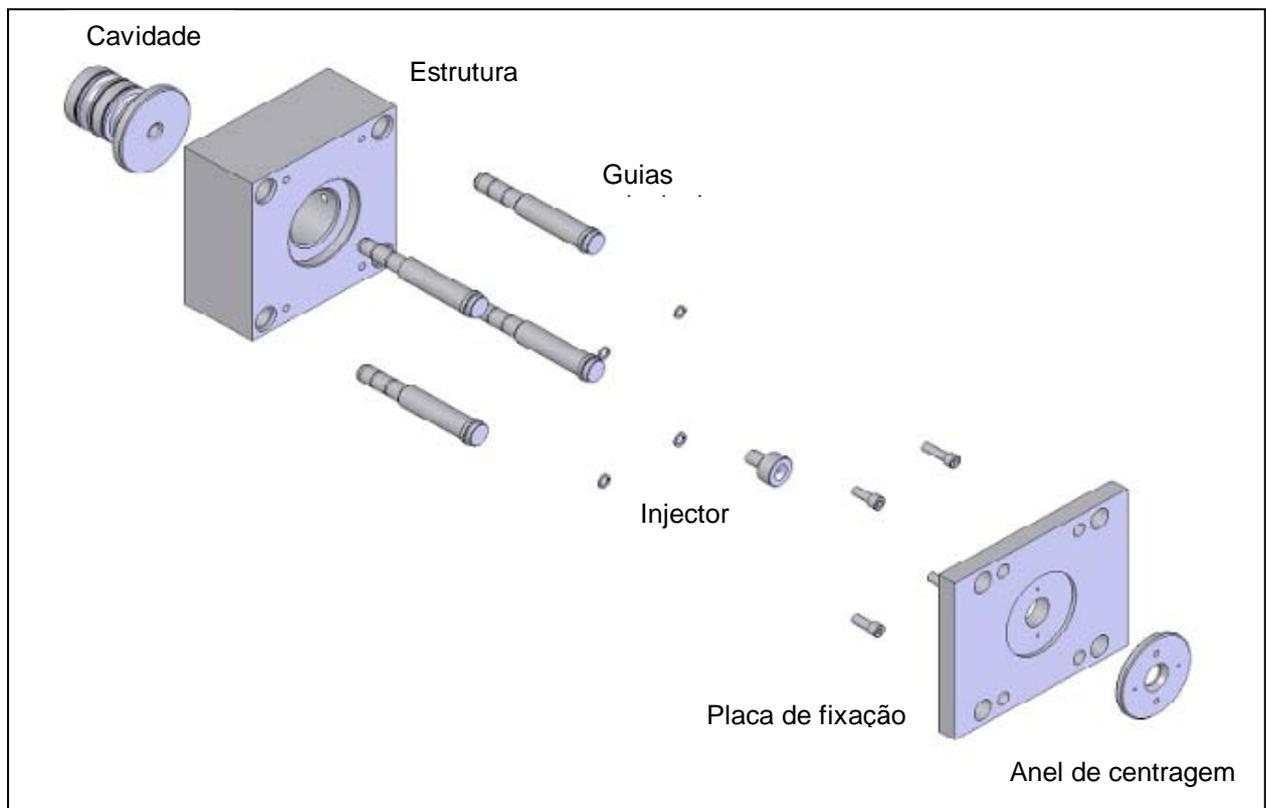


Figura 2.5 Vista 3D explodida dos componentes do molde - parte de injeção.

Lado da extracção (parte móvel, Figura 2.6):

Casquilhos – permitem o centramento com as guias;

Guias Inclinadas – permitem que os elementos móveis deslizem nas barras de deslize quando a abertura/fecho do molde;

Bucha – elemento principal do lado da extracção, moldante, onde se situa a extracção. A moldação deve ficar neste elemento moldante para ser possível realizar o processo de extracção;

Extractores – Elementos que permitem desmoldar as peças da bucha. Poderão ser circulares, laminares ou tubulares;

Aro extractor – componente que substitui os extractores, e são fixos às chapas de extracção por pernos;

Postiço – componentes que estão embutidos na bucha que permitem moldar zonas específicas;

Elementos móveis – elementos que permitem moldar zonas que não seriam possíveis apenas com bucha e cavidade (negativos). Estes permitem ter um movimento quando se dá a abertura do molde ou posteriormente por accionamento mecânico;

Pilares de suporte - permitem suportar o molde do lado da extracção de forma que a chapa da bucha tenha rigidez para suportar os esforços envolvidos no processo de injeção por moldação;

Chapas de extracção – são duas e são aparafusadas entre si, permitindo alojar os extractores ou haste extractora;

Haste de extracção ou KO – permite avançar e recuar as chapas de extracção;

Barra de transporte – permite transportar o molde em segurança;

Barra de fecho – permite “trancar” as duas metades do molde para se poder movimentar o molde sem que se abra;

Refrigeração – Sistema de furações realizado nas chapas moldantes (abaixo da superfície moldante), racordes e manguerias que permitem arrefecer ou aquecer o molde durante o processo de injeção. Ambos os lados do molde têm um sistema independente de refrigeração.

Na figura 2.6. pode-se observar os vários componentes acima descritos.

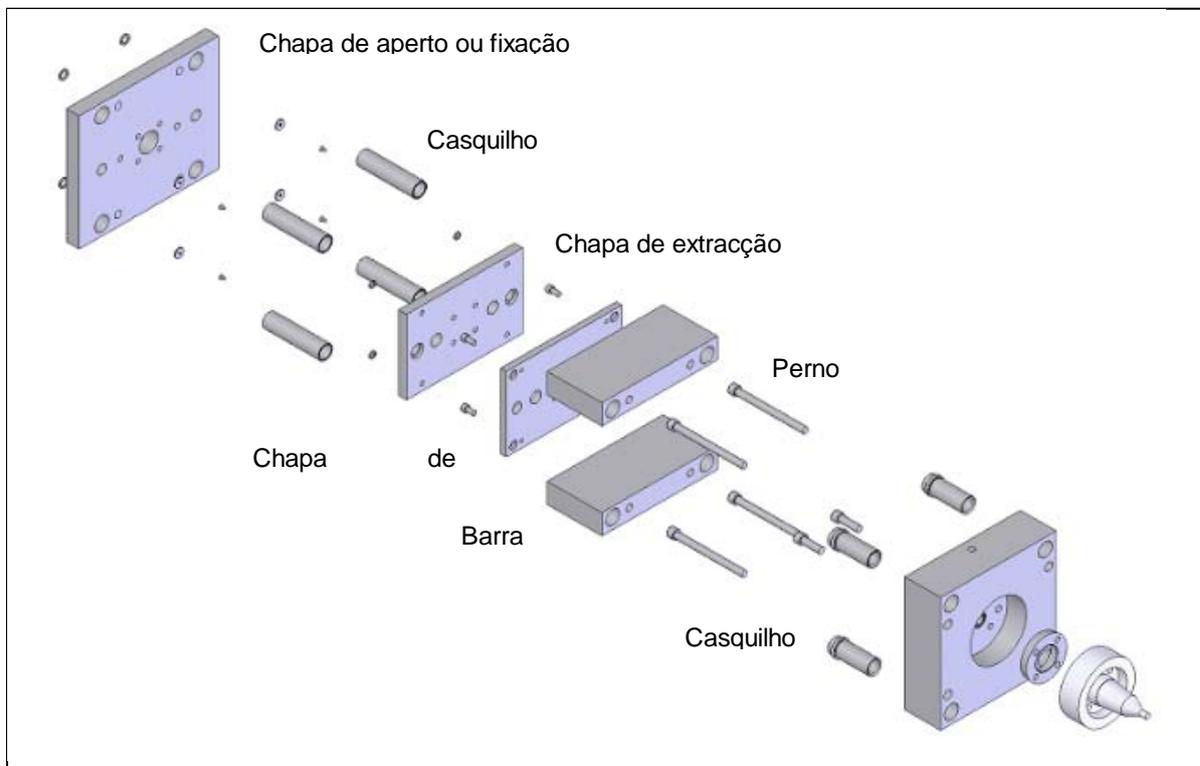


Figura 2.6 Desenho 3D dos componentes do molde - parte de extracção.

A estrutura da extracção do molde, a bucha (elemento moldante) e o aro extractor da versão 1 podem ser observados na figura 2.7.

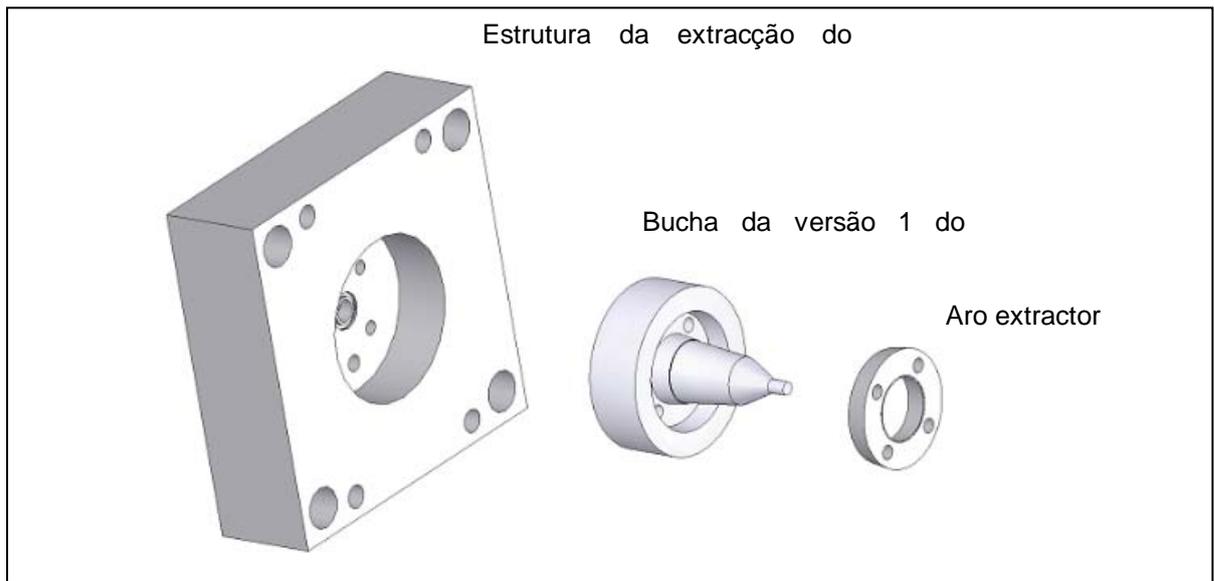


Figura 2.7 Componentes do molde – Bucha, chapa e aro extractor.

2.3. CASOS DE ESTUDO

2.3.1. CASO 1: desenvolvimento e fabrico de um molde para caracterização mecânica de materiais (ensaios de tracção e charpy)

O desenvolvimento dos sectores da indústria automóvel e da indústria aeronáutica/aeroespacial tem sido acompanhado por desenvolvimentos na área dos materiais, nomeadamente: materiais com boas propriedades mecânicas; baixo custo; facilidade de processamento; baixa densidade e leveza; reciclagem. Os acessórios constituem um conjunto vasto de componentes, com várias funções que fazem parte do molde. Alguns destes componentes são de aplicação geral em construções mecânicas ao passo que outros são constituídos por componentes específicos de projecto de moldes, tais como: guias e casquilhos, anéis de centragem, injectores, extractores, termopares, etc. A utilização de acessórios normalizados apresenta vantagens, nomeadamente a intermutabilidade e, conseqüente, substituição em caso de necessidade, a melhor qualidade e preço e uma melhor capacidade de resposta dos fabricantes.

i) Desenvolvimento e fabrico de molde de injeção

Foi projectado e fabricado um molde de injeção convencional ou molde de canais frios para o fabrico de provetes. Neste tipo de moldes a produção de peças é acompanhada da extracção do material de alimentação, o que implica a separação manual do sistema de alimentação bem como a posterior reciclagem deste material. A definição das peças plásticas foi feita com base nas normas ISO / R 527 - 1966 relativas aos provetes de tracção e na norma ISO 179-1982 F relativa aos provetes de impacto. No projecto do molde foram consideradas as características da máquina de injeção, nomeadamente a força de fecho, a distância entre colunas, a abertura do molde e a capacidade de injeção. Foi, também, tida em atenção a disposição das cavidades, de modo a obter canais de distribuição curtos, uma força de impulsão equilibrada e um molde mais compacto. O número de cavidades considerado foi de quatro (2+2). No dimensionamento dos canais foram considerados os seguintes aspectos: o material plástico deve entrar rapidamente dentro de cada cavidade pelo percurso mais curto e com o mínimo de perdas de calor e de pressão; o material deve entrar nas cavidades ao mesmo tempo, à mesma pressão e temperatura; a secção transversal dos canais deverá ser suficiente de modo a garantir um bom enchimento. Canais muito longos aumentam o tempo de refrigeração e conseqüentemente o ciclo de moldação.

O desenho de conjunto do molde deve representar, de um modo claro, o seu funcionamento, a interacção dos vários componentes, as dimensões dos mesmos, bem como a relação com a máquina de injeção onde vai trabalhar. Este desenho deve ter pelo menos duas plantas (extracção e injeção) e dois cortes (longitudinal e transversal), uma legenda e uma lista de materiais. O molde foi desenhado em AutoCad 2000 e também modelado em Pro Engineer (Figuras 2.8 e 2.9). A estrutura, em aço de construção, foi fornecida com guias e casquilhos e furação para anel de centragem. A mesma é constituída por um conjunto de chapas montadas umas sobre as outras, rigidamente ligadas por meio de parafusos e cavilhas. A estrutura deve ser suficientemente resistente, de modo a suportar os esforços originados pela pressão de injeção e força de fecho da máquina de injeção. A placa da cavidade (chapa 100) foi fornecida galgada e rectificada com arestas quebradas. Nesta placa foram realizadas as seguintes furações laterais: execução por mandriladora de furações para olhais e furação para barra de transporte e execução por mandriladora de furação para sistema de refrigeração. As furações verticais foram as seguintes: furações para fixação à chapa de aperto; furo para injector ($\varnothing 16,0$ H7), realizado numa pontedora Hauser.

A placa da bucha (chapa 200) foi fornecida galgada e rectificada com as arestas quebradas. Nesta placa foram realizadas operações de fresagem, numa fresadora convencional, para abertura dos canais de alimentação. As cavidades e os ataques foram obtidos pelo processo de electroerosão. Os eléctrodos para obter as cavidades foram efectuados por electroerosão por fio, sendo 2 de desbaste e 2 de acabamento. Foram realizadas as seguintes furações laterais: execução por mandriladora de furações para olhais e furação para barra de transporte; execução por mandriladora de furação para sistema de refrigeração (chapa 200). As furações verticais foram as seguintes: furação para extractores e furação de folga para extractores e mandrilar furos de extractores para $\varnothing 8,0$ H7 (8x), $\varnothing 5,0$ H7 (1x), $\varnothing 6,0$ H7 (2x); furação e mandrilar pernos de retorno para $\varnothing 12,0$ H7 (4x).

O sistema de extracção depende do tipo de molde e deve permitir uma extracção firme e suave das peças. Este é constituído pelos seguintes elementos: extractores, chapas dos extractores (posicionam os extractores e promovem o seu accionamento), botões de encosto, guias e casquilhos e pernos de retorno

(promovem o recuo das chapas dos extractores, garantindo que estas estão na posição correcta antes do início da injeção no ciclo seguinte). O número e o tipo de extractores foram seleccionados tendo em atenção o formato das peças e o tipo do material. Nas chapas 7 e 8 (chapas dos extractores) foram executadas furações para extractores, furação para suportes e furação para os casquilhos das guias de extracção.

ii) PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

A máquina de injeção utilizada é da marca EURO IN J Série D 80. As características desta máquina são apresentadas na Tabela 2.1. Nos ensaios de moldação realizados na máquina injeção foram considerados os valores obtidos nas análises C - MOLD. O primeiro ensaio foi elaborado com o polipropileno (PP) e o segundo foi com poliestireno de alto impacto (HIPS).

Tabela 2.1 Características da máquina de injeção utilizada nos ensaios

| EURO IN J Série D 80 | | |
|----------------------------------|--|---------|
| Sistema de injeção | <i>Diâmetro do fuso [mm]</i> | 36 |
| | <i>Relação L/D</i> | 20 |
| | <i>Volume injeção [cm³]</i> | 183 |
| | <i>Peso injeção [g]</i> | 164 |
| | <i>Pressão [bar]</i> | 1722 |
| Sistema de fecho | <i>Força fecho max. [ton]</i> | 80 |
| | <i>Max curso abertura [mm]</i> | 320 |
| | <i>Esp. Molde min. [mm]</i> | 130 |
| | <i>Esp. Molde max. [mm]</i> | 400 |
| | <i>Abertura max.[mm]</i> | 720 |
| | <i>Espaço entre colunas [mm]</i> | 360x360 |
| | <i>Diâmetro de colunas [mm]</i> | 60 |
| | <i>Max. Força extractor [ton]</i> | 2.74 |
| <i>Max. Curso extractor [mm]</i> | 90 | |

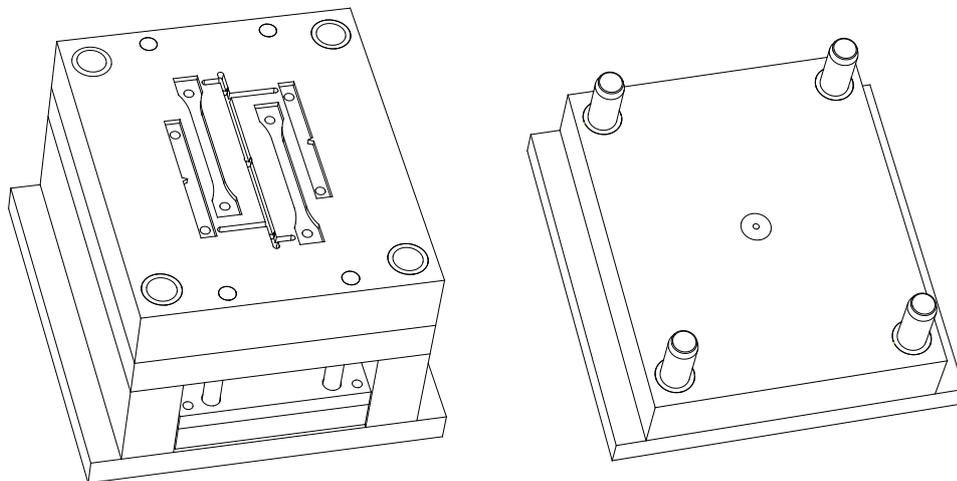
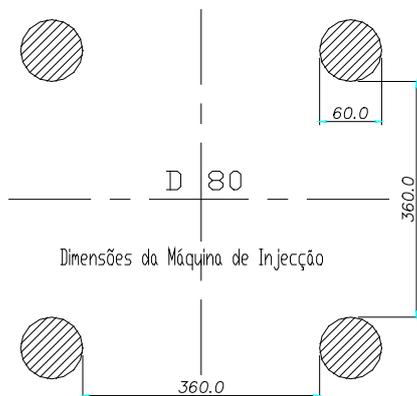
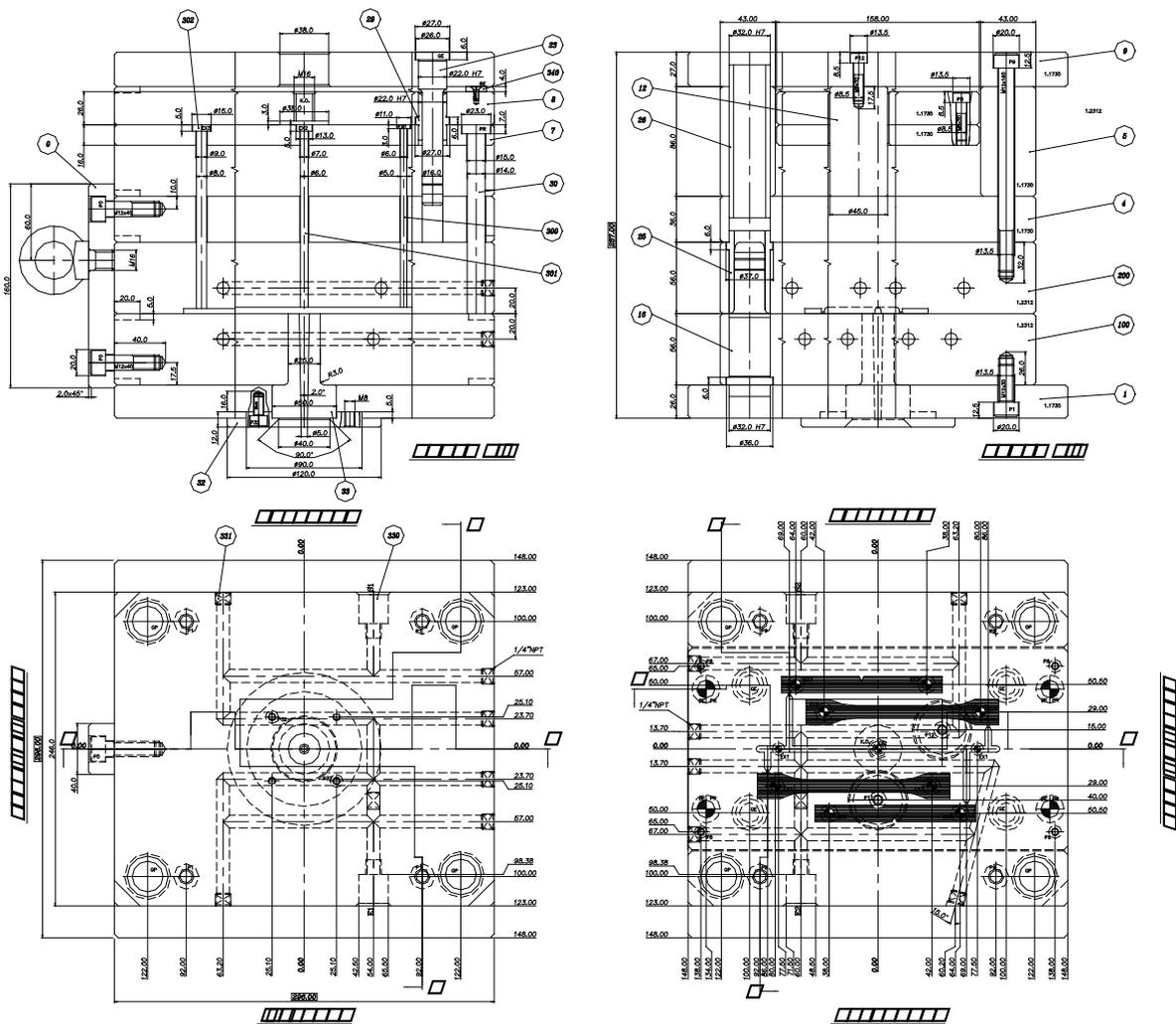


Figura 2.8 Representação a 3D da bucha e da cavidade do molde.

A obtenção de peças injectadas de boa qualidade envolve um trabalho de análise de um conjunto de variáveis associadas à máquina: a velocidade e pressão de injeção, o perfil de temperaturas no cilindro, a temperatura do molde e os tempos de pressurização e arrefecimento.



| | | | | | | | |
|------|--------------------------|--------|------------------------|----------|-----------|--------|---------|
| P340 | PARAF. CAB. EMBUTIR | 4 | M4x10 | | | | |
| P32 | PARAF. CAB. CILINDRICA | 2 | M8x15 | | | | |
| P12 | PARAF. CAB. CILINDRICA | 2 | M8x30 | | | | |
| P9 | PARAF. CAB. CILINDRICA | 4 | M12x160 | | | | |
| P8 | PARAF. CAB. CILINDRICA | 4 | M8x30 | | | | |
| P1 | PARAF. CAB. CILINDRICA | 4 | M6x16 | | | | |
| P0 | PARAF. CAB. CILINDRICA | 2 | M12x40 | | | | |
| 340 | BOTÃO DE ENCOSTO | 4 | SB 2 | | DME | | |
| 331 | TAMPÕES | 12 | 1/4"NPT | | RABOURDIN | | |
| 330 | RECORDS | 4 | JP-352 | | STAUBLI | | |
| 302 | EXTRACT. CAB. CILINDRICA | 8 | 604-8x160 | | RABOURDIN | | |
| 301 | EXTRACT. CAB. CILINDRICA | 1 | 604-6x160 | | RABOURDIN | | |
| 300 | EXTRACT. CAB. CILINDRICA | 2 | 604-5x160 | | RABOURDIN | | |
| 33 | INJECTOR | 1 | AG-26-5-0 | | DME | | |
| 32 | ANEL DE CENTRAGEM | 1 | R 121 | | DME | | |
| 30 | PERNO RETORNO | 4 | 604-14x160 | | RABOURDIN | | |
| 29 | CASQ. CH. EXTRACTORAS | 4 | 1061-16x12x20 | | RABOURDIN | | |
| 26 | CASQUILHO | 4 | TD-32-120 | | DME | | |
| 25 | CASQUILHO PRINCIPAL | 4 | FBC-24-56 | | DME | | |
| 23 | GUIA CHAPAS EXTRACTORAS | 4 | 651-16x100x32 | | RABOURDIN | | |
| 16 | GUIA PRINCIPAL | 4 | FSC-24-56-56 | | DME | | |
| 12 | SUPORTES | 2 | 845,0x86,0 | | 1.1730 | | |
| 9 | CHAPA APERTO EXTRAÇÃO | 1 | 296,0x296,0x27,0 | | 1.1730 | | |
| 8 | CHAPA APERTO EXTRACT. | 1 | 296,0x158,0x26,0 | | 1.1730 | | |
| 7 | CHAPA DOS EXTRACTORES | 1 | 296,0x158,0x16,0 | | 1.1730 | | |
| 5/6 | CALÇOS | 2 | 296,0x86,0x43,0 | | 1.1730 | | |
| 4 | CHAPA REFORÇO BUCHA | 1 | 296,0x246,0x36,0 | | 1.1730 | | |
| 200 | CHAPA DA BUCHA | 1 | 296,0x246,0x56,0 | | 1.2312 | | |
| 100 | CHAPA DA CAVIDADE | 1 | 296,0x246,0x56,0 | | 1.2312 | | |
| 1 | CHAPA APERTO INIECÇÃO | 1 | 296,0x296,0x26,0 | | 1.1730 | | |
| 0 | BARRA DE TRANSPORTE | 1 | 160,0x40,0x20,0 | | 1.1730 | | |
| No. | DESIGNAÇÃO | QUANT. | DIMENSÕES / REFERENCIA | MATERIAL | TRATAN. | DUREZA | OBSERV. |

Figura 2.9 Desenho de um conjunto com duas plantas (extração e injeção) e dois cortes (longitudinal e transversal) do molde.

Uma máquina de injeção (Figura 2.10.a) é essencialmente constituída por quatro sistemas funcionais: o sistema de plasticização, o molde, o sistema de fecho e o sistema de potência.

A obtenção de peças injectadas de boa qualidade envolve um trabalho de análise de um conjunto de variáveis associadas à máquina: a velocidade e pressão de injeção, o perfil de temperaturas no cilindro, a temperatura do molde e os tempos de pressurização e arrefecimento.

Os parâmetros utilizados no processamento destes materiais são apresentados na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 Parâmetros utilizados na máquina de injeção.

| Parâmetro de Processamento | | Material | |
|--------------------------------|----------------------|----------|---------|
| | | PP | PS - HI |
| Temperaturas | Injecção [° C] | 225 | 225 |
| | Molde [° C] | 37 | 37 |
| Injecção | Pressão [bar] | 239 | 341 |
| | Velocidade [%] | 60 | 60 |
| | Carga [mm] | 58 | 58 |
| Pressurização | Pressão [bar] | 152 | 244 |
| | Velocidade [%] | 40 | 40 |
| | Força de fecho [ton] | 14 | 21 |
| Material total a injectar [g] | | 35.3 | 42 |
| Tempo de ciclo de moldação [s] | | 37 | 37 |

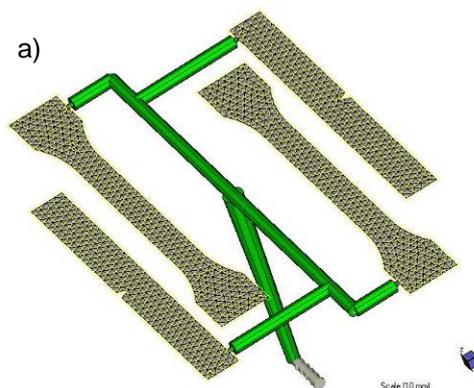


Figura 2.10 a) Máquina de injeção EURO IN J Série D 80; b) Análise C MOLD. Pormenor do tipo de malha utilizada.

Nas análises C - MOLD realizadas, começou-se por criar um modelo de CAD sobre o qual foi gerada uma malha de elementos finitos (Figura 2.9.b)). Importou-se a malha para o sistema de simulação C-MOLD, no qual foi realizado um conjunto de análises para analisar os vários parâmetros a utilizar no processamento por injeção. Foi realizada uma primeira análise de *Filling EZ*, ou seja, uma análise de injeção em condições isotérmicas de um fluido newtoniano, que permitiu analisar a velocidade e o avanço do fuso. Em seguida, foi realizada uma optimização das condições do processo (*Process Conditions Optimization*), obtendo-se um conjunto de valores indicativos para a selecção da máquina e condições de processamento. No caso da disposição de peças não ser simétrica, é possível optimizar o posicionamento do ponto de injeção, de forma a balancear o enchimento das peças. Posteriormente foi realizada uma análise *Productive Solution* que permite obter as condições de enchimento, as condições de arrefecimento e a compactação do material durante o ciclo de moldação. Os resultados obtidos na análise C - MOLD permitem optimizar a ferramenta de moldação, nomeadamente no que se refere à localização dos escapes de gases, às temperaturas da frente do material fundido, à velocidade de avanço do material, à orientação das fibras do material, às linhas de soldadura, à eficiência dos canais de arrefecimento, à temperatura na interface metal plástico, aos tempos e pressões de injeção, à compactação, ao tempo de arrefecimento, às taxas e tensões de corte.

iii) CONCLUSÕES

A partir da análise C - MOLD foi possível retirar as seguintes conclusões: o avanço do polímero é realizado de uma forma balanceada; a pressão aumenta gradualmente não existindo nenhuma variação brusca no final do enchimento; distribuição de temperaturas ao longo das peças não apresenta variações significativas; a força de fecho aumenta gradualmente desde o início até ao fim da injeção. A força de fecho requerida está dentro dos parâmetros da máquina de injeção; As fugas de ar estão localizadas nos extremos das peças. Consequentemente, estas devem ser localizadas no plano da junta nos extremos das peças, evitando, deste modo, a degradação do material e o aparecimento de zonas de enchimento incompleto; O sistema de refrigeração está dimensionado de forma a permitir uma boa transferência de calor.

Na Tabela 2.3 são apresentados alguns dos resultados relativos às análises C – MOLD efectuadas.

Tabela 2.3 Resultados da análise C - MOLD.

| Parâmetros de processamento | Material | |
|---|--|--|
| | <i>PP Pro-Fax 6323 Montell USA</i> | <i>HIPS Styron XL-8028 Dow Chmical</i> |
| Tempo de injeção[s] | 1 | 1 |
| Tempo de ciclo de moldação [s] | 37,1 | 37,1 |
| Pressão max. injeção [MPa] | 23,9 | 34,1 |
| Temperatura de processamento [° C] | 225 | 225 |
| Temperatura do molde [° C] | 37 | 37 |
| Distrib. de temp. ao longo da peça [° C] | 2 | 4 |

2.3.2. CASO 2: determinação das forças de extracção em molde de injeção

O desenvolvimento e fabrico de peças técnicas, processadas por injeção, requer conhecimentos de processamento de materiais por injeção, materiais plásticos, materiais utilizados no fabrico dos moldes, dimensionamento de sistemas de injeção e de extracção, dimensionamento de elementos móveis e sistemas de desenroscamento automático. Estes sistemas mecânicos podem ser actuados por sistemas mecânicos, hidráulicos ou pneumáticos, e o seu dimensionamento requer o conhecimento das forças envolvidas no processo de extracção das peças plásticas processadas (Pontes *et al* (2004), Pontes *et al* (1999), Menges *et al* (1981)). Estas forças são função de variáveis, tais como, o material plástico a processar; complexidade da peça plástica; condições de processamento por injeção; materiais utilizados na construção das zonas moldantes e acabamentos superficiais das zonas moldantes, qualidade geral de projecto e fabrico do molde (Wang *et al* (2000), Ferreira *et al* (2001), Pontes *et al* (2002)).

i) INTRODUÇÃO

Uma abordagem simplista para prever a força de extracção em peças de geometrias simples (Pontes *et al* (1999), Pontes *et al* (2002)) baseou-se no cálculo do produto da pressão de contacto, que actua sobre a superfície do núcleo, a área de contacto entre o plástico e o aço, no instante da actuação do sistema de extracção e o coeficiente de atrito. Esta abordagem tem sido considerada na literatura técnica de projecto e fabrico de moldes de injeção (Pontes *et al* (2002), Menges *et al* (1986)). Menges e Bangert *et al* (1981) e Pontes *et al* (2002) avaliaram o coeficiente de atrito estático em condições idênticas às que ocorrem durante o processo de extracção de peças plásticas. Demonstrou-se que o coeficiente de atrito estático é influenciado pelo tipo de acabamento das superfícies moldantes, temperatura de extracção, tempo de arrefecimento, temperatura de processamento e pressão de compactação. Wang *et al* (2000) e Pontes *et al* (2002) apresentaram uma abordagem numérica em que estimavam o valor das forças envolvidas no processo de extracção e, também, permitia otimizar o posicionamento dos extractores (Pontes *et al* (2002), Burke *et al* (1981)). O sistema de extracção de um molde de injeção deve ser dimensionado para superar os esforços que resultam deste processo (Pontes *et al* (2002)). Entre as várias forças envolvidas, encontram-se as forças de atrito e aderência, geradas entre a zona moldante e peça plástica, força de vácuo entre a peça plástica e a cavidade moldante, durante a fase de extracção e as forças de atrito entre os vários componentes do sistema de extracção do molde, função das características tribológicas do sistema. Na fase de extracção das peças plásticas são obrigadas a separar-se das superfícies moldantes. O êxito desta fase está relacionado com parâmetros de processamento, ângulos de saída, acabamento das superfícies moldantes, propriedades do material à temperatura de extracção e, ainda, o dimensionamento do sistema de extracção. Na fase de extracção de peças plásticas processadas por injeção existe atrito entre o plástico e o material do molde. O conhecimento das forças envolvidas neste processo é indispensável para o correcto dimensionamento dos sistemas de extracção do molde para garantir que a qualidade funcional e dimensional das peças não seja prejudicada (Ferreira *et al* (2001)).

No processo de desmoldação das peças plásticas, a aplicação de uma força tangencial tem como consequência a separação das peças das superfícies moldantes, dando início ao movimento relativo de extracção. Consequentemente, existe contacto tribológico entre as paredes das buchas moldantes e a peça moldada em que o atrito estático deve ser vencido para se dar início ao deslizamento da peça. O coeficiente de atrito estático, em geral, é maior do que o coeficiente de atrito dinâmico. No caso das superfícies moldantes apresentarem valores de rugosidade superficial relativamente elevados podem ocorrer fenómenos de sulcagem. Por outro lado, para valores de rugosidade superficial relativamente baixos podem verificar-se fenómenos de adesão entre o aço e a peça plástica em processamento. Então, deverá ser estabelecido um valor de rugosidade superficial (superfície moldante) para que, em função do tipo de material a processar e condições de contacto, minimizar o coeficiente de atrito estático. Conhecidas as condições de contacto para cada tipo de material plástico, as forças de extracção (em moldes injeção) podem ser estimadas e o dimensionamento do sistema otimizado. Vários investigadores (Mary (2004),) desenvolveram equações da força para a extracção de peças processadas por moldação por injeção baseadas em modelos mecânicos ou termomecânicos. Glanvill (1971) é uma referência importante na análise das forças da extracção. No modelo proposto por Glanvill (1971), considera-se que o núcleo/bucha não tem rugosidade e que a peça contrai em contacto com este elemento moldante. Este modelo só é aplicado no caso de geometrias de peças plásticas simples já que não atem em conta as propriedades e características dos moldes de injeção. Estes aspectos alertaram

para a necessidade de se desenvolver um modelo que fosse versátil e mais preciso. Um modelo para determinar a força de extracção deverá ter em conta as contribuições de factores, tais como, a contracção e o perfil de rugosidades das superfícies moldantes.

ii) Desenvolvimento e fabrico de molde de injeção. Materiais e procedimentos experimentais

No desenvolvimento das peças plásticas a processar foram elaborados vários estudos com o objectivo de obter uma geometria de revolução com corpos com diferentes ângulos e que fosse possível reproduzir utilizando o processo de moldação por injeção. O modelo 3D foi desenvolvido utilizando-se os softwares CATIA V5R16 e o SolidWorks 2007. O modelo foi dividido em três corpos de forma a avaliar a contribuição de cada peça para o valor da força de extracção (Figura 2.11).

O molde desenvolvido e fabricado para a produção das três versões de peças plásticas, foi fabricado com base em normas e regras de projecto de moldes. Nas especificações do projecto do molde foram considerados os seguintes itens: materiais a utilizar no fabrico do molde, complexidade do funcionamento do molde, processo de injeção (pressões de injeção e temperaturas envolvidas), materiais a processar, acabamento superficial das zonas moldantes, sistema de injeção, sistema de extracção (tipos de forças envolvidas), sistema de refrigeração, equipamentos auxiliares/periféricos disponíveis para ensaios do molde, tipo e características da máquina de injeção a utilizar.

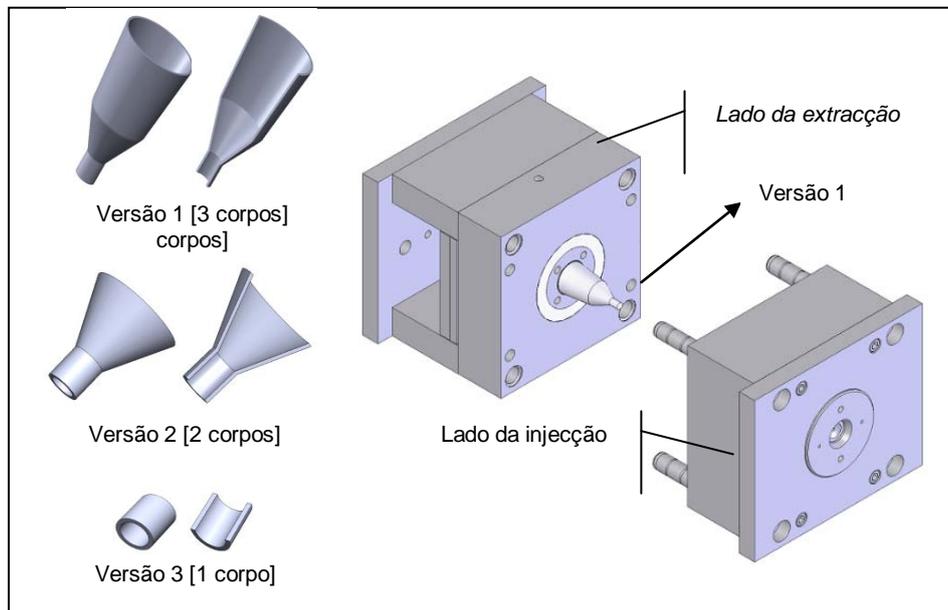


Figura 2.11 Versões das peças plásticas a processar e desenho do molde utilizado (versão 1).

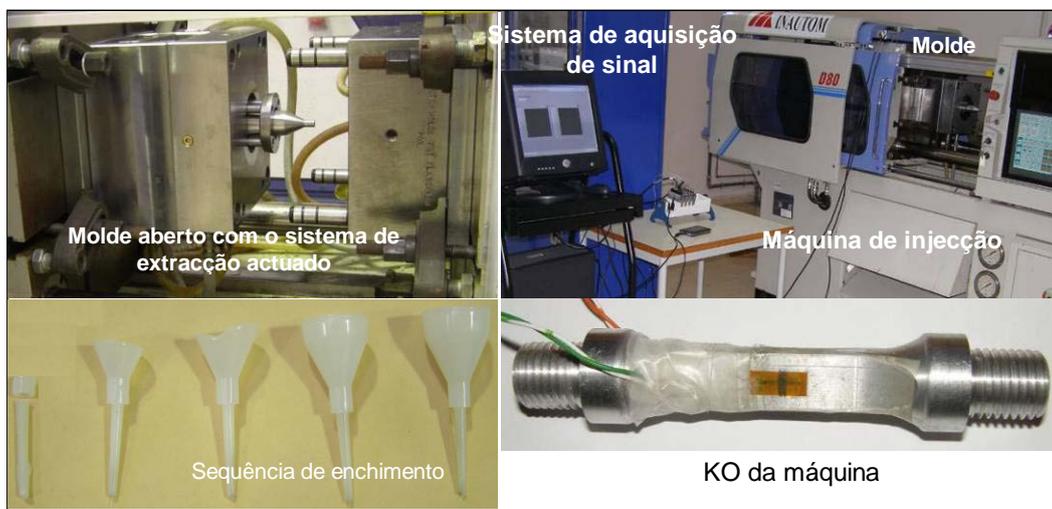


Figura 2.12 Molde de injeção, máquina de injeção, sistema de aquisição de sinal, haste instrumentada (Palhais et al (2010)).

No dimensionamento do sistema de extracção optou-se por utilizar um aro extractor de forma a ter uma melhor distribuição das forças de extracção e para garantir uma melhor superfície final da peça na zona de contacto. O aro extractor garante o contacto em todo o diâmetro da peça embora numa pequena faixa da espessura da peça. Com a utilização do aro extractor tem-se um contacto constante em todo o diâmetro e uma maior área de contacto entre a peça plástica e o elemento actuador do sistema de extracção, dando origem a uma melhor distribuição dos esforços de extracção na peça. A haste de extracção ou KO do sistema de extracção teve um papel fundamental neste trabalho, pois permitiu determinar os esforços de extracção. Nos primeiros ensaios ao molde foi utilizada uma haste convencional que teve como objectivo avaliar a operacionalidade do molde. Após esta verificação foi colocada uma haste instrumentada. Esta haste (Figura 2.12) foi projectada para ter uma secção fina onde foram colados dois extensómetros (um por lado).

Foram realizados ensaios de injeção com diferentes materiais e diferentes condições de processamento, de forma a validar o molde de injeção, otimizar parâmetros de processamento e determinar as forças envolvidas na extracção das várias versões das peças plásticas processadas. Com base na informação técnica relativa aos materiais testados, foram efectuados vários ajustes nos parâmetros de injeção de forma a obter uma “janela” de processo de forma a garantir um processo de injeção estável. Após a definição de cada Setup foi gerada uma carta de parâmetros para o processamento dos vários materiais. Os primeiros ensaios do molde permitiram avaliar o funcionamento do molde, Figura 2.12, quer a nível de enchimento das peças, quer a nível mecânico. Os equipamentos utilizados nos ensaios foram a máquina de injeção (Euroinj D80), aquecedor (Thermobox tb-M) e o Material plástico: PE-Flexirene MT40A 3723633/4320.

Tabela 2.4 Materiais e temperaturas de processamento.

| Material | | Secagem | | Temperaturas | |
|----------|--------------------|------------------|-----------|---------------|------------|
| | | Temperatura [°C] | Tempo [h] | Cilindro [°C] | Molde [°C] |
| PE | Flexirene MT 40A | - | - | 160-200 | 10-40 |
| PP | Hostacom HC G2 N01 | - | - | 160-200 | 15-40 |
| ABS | Cycolac X37 | 80-110 | 2-4 | 240-280 | 60-80 |
| ABS/PC | Cycloy C1100 HF | 100-110 | 2-4 | 240-280 | 60-80 |
| PBT | Ultradur B4520 | 100 | 4 | 250-275 | 40-70 |

Foram determinadas as forças de extracção e avaliados os efeitos dos vários parâmetros de processamento no cálculo das forças de extracção de três versões de peças plásticas, utilizando o mesmo molde de injeção. No processamento das peças plásticas foram utilizados cinco materiais termoplásticos. A designação dos materiais utilizados no processamento bem como os parâmetros de processamento são indicados nas Tabelas 2.4 e 2.5.

iii) RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Foram obtidos resultados experimentais relativos às forças de extracção, para as 3 versões e para os diferentes materiais processados. Na Figura 2.13.a) são apresentadas as curvas de variação da força de extracção versus tempo em ciclo automático para peça plástica em ABS/PC, correspondente peça da versão 1. Na Figura 13.c) são apresentados os resultados relativos às forças do sistema de extracção em vazio. Os valores maiores correspondem naturalmente à versão 1.

Os resultados experimentais obtidos foram, também, comparados com os resultados do modelo de previsão (modelo de Glanvil) para as forças de extracção, conforme se pode observar na Figura 2.13.c). As forças de extracção de maior valor foram obtidas no processamento das peças plásticas referentes à versão 1 (V1). As forças de extracção de menor valor foram obtidas no processamento das peças plásticas correspondentes à versão 3 (V3). Na extracção da peça plástica referente à versão 2 (V2), foram obtidos valores de forças de extracção acima dos valores obtidos na versão 3 (V3), conforme esperado.

Tabela 2.5 Materiais e condições de processamento.

| Material | Fase de Doseamento | | Força de Fecho [bar] | Fase Enchimento | | Fase de Compactação | | | Temperatura do molde [°C] | Fase Extração | | | Tempo ciclo [s] |
|----------|--------------------|----------------|----------------------|--------------------|------------------|-----------------------|----------|------------------------|---------------------------|---------------|----------------|------------|-----------------|
| | Pressão [bar] | Velocidade [%] | | P. Injecção [bar] | V. Injecção. [%] | P Pressurização [bar] | T PP [s] | Tempo Refrigeração [s] | | Pressão [bar] | Velocidade [%] | Curso [mm] | |
| PE | 15 | 20 | 20 | 60 | 15 | 2 | 4 | 20 | 5 | 30 | 15 | 18-32 | |
| | 20 | 30 | 25 | 70 | 20 | 3 | 6 | 25 | 5 | 50 | | | |
| | 25 | 40 | 30 | 75 | 25 | 5 | 10 | 30 | 10 | 60 | | | |
| PP | 15 | 20 | 20 | 60 | 15 | 2 | 4 | 20 | 5 | 30 | | | |
| | 20 | 30 | 25 | 70 | 20 | 3 | 6 | 25 | 5 | 50 | | | |
| | 25 | 40 | 30 | 75 | 25 | 5 | 10 | 30 | 10 | 60 | | | |
| ABS | 15 | 20 | 35 | 60 | 25 | 2 | 4 | 60 | 5 | 30 | | | |
| | 20 | 30 | 40 | 70 | 30 | 3 | 6 | 70 | 5 | 50 | | | |
| | 25 | 40 | 45 | 80 | 35 | 5 | 10 | 80 | 10 | 60 | | | |
| ABS/PC | 15 | 20 | 40 | 60 | 25 | 2 | 4 | 60 | 5 | 30 | | | |
| | 20 | 30 | 45 | 70 | 30 | 3 | 6 | 70 | 10 | 50 | | | |
| | 25 | 40 | 50 | 80 | 35 | 5 | 10 | 80 | 15 | 60 | | | |
| PBT | 15 | 20 | 35 | 60 | 25 | 2 | 4 | 40 | 5 | 30 | | | |
| | 20 | 30 | 40 | 70 | 30 | 3 | 6 | 50 | 10 | 50 | | | |
| | 25 | 40 | 45 | 80 | 35 | 5 | 10 | 60 | 15 | 60 | | | |

Com base nos dados relativos às condições de processamento, das peças plásticas referentes às três versões (Figura 2.14), pode-se analisar a influência dos parâmetros de processamento no valor das forças de extração. Os parâmetros analisados foram o tempo de refrigeração, temperatura do molde de injeção, o tempo de compactação, temperatura de extração, a pressão de compactação e acabamento superficial:

1. Tempo de refrigeração. O tempo de refrigeração tem influência no valor da força de extração. A partir dos dados experimentais pode-se observar que, para um tempo de 4 segundos, as forças de extração foram superiores do que para um tempo de 6 segundos. Para um tempo de 10 segundos as forças de extração têm um valor ligeiramente superior ao obtido para um tempo de 6 segundos. A justificação para este efeito poderá ser que, para um tempo de 4 segundos, o material da peça plástica mantém uma aderência à superfície moldante, uma vez que o material plástico ainda não está completamente solidificado. Para um tempo de 6 segundo de refrigeração o material plástico tem alguma rigidez e começa a contrair sobre a superfície moldante. Para um tempo de refrigeração de 10 segundos, a peça plástica contrai sob o núcleo (bucha) aumentando a resistência para a sua desmoldação.

2. Temperatura do molde. Os resultados relativos ao processamento mostram que a temperatura do molde tem influência no valor das forças de extração. Estas forças variam inversamente com o aumento da temperatura do molde. No momento da extração a diferença de temperaturas, temperatura de extração e temperatura do molde, é mais baixa, o que se vai traduzir numa menor força de extração da moldação.

3. Pressão de compactação (Pressurização). Com o aumento da pressão de compactação aumenta a força necessária à extração da moldação. Por outro lado, uma maior pressão de compactação da peça implica uma maior quantidade de material a injectar na cavidade do molde, aumentando o peso da peça

plástica e diminuindo a contracção da peça, o que tem como consequência o aumento da força de extracção.

4. Temperatura de extracção. Quanto maior for a temperatura de extracção, para mesma temperatura do molde, menor será a força de extracção necessária. No entanto, não se pode ter uma temperatura excessiva, pois a peça plástica poderá não ter suficiente rigidez para poder ser removida da zona moldante. No caso oposto, para temperaturas de extracção mais baixas, a peça plástica está naturalmente mais solidificada e a contrair sob a bucha, aumentando as forças de extracção.

5. Tempo de compactação. O aumento do tempo de compactação traduz-se em valores de força de extracção mais elevadas (Figura 2.14). O tempo de compactação só pode ter efeito até os pontos de injecção estarem solidificados. A partir desse momento, deixam, naturalmente, de ter influência sobre a peça plástica e, conseqüentemente, influência no valor da força de extracção da moldação.

6. Efeito do acabamento superficial do molde. O acabamento superficial tem uma influência no valor das forças de extracção. No caso da peça da versão 1 foram processadas peças plásticas, em que o elemento moldante apresentava dois tipos de acabamentos das superfícies moldantes: maquinado e polido (com acabamento com lixa de grão fino). O estado de superfície inicial da bucha do molde apresentava marcas de maquinação na zona moldante e a peça apresentava arrastamentos de material ao extrair, apresentando uma força de extracção elevada. Pode-se observar uma melhoria substancial nas forças de extracção da peça e sem marcas de arrastamentos de material após a optimização do estado de superfície das zonas moldantes do molde com recurso ao polimento.

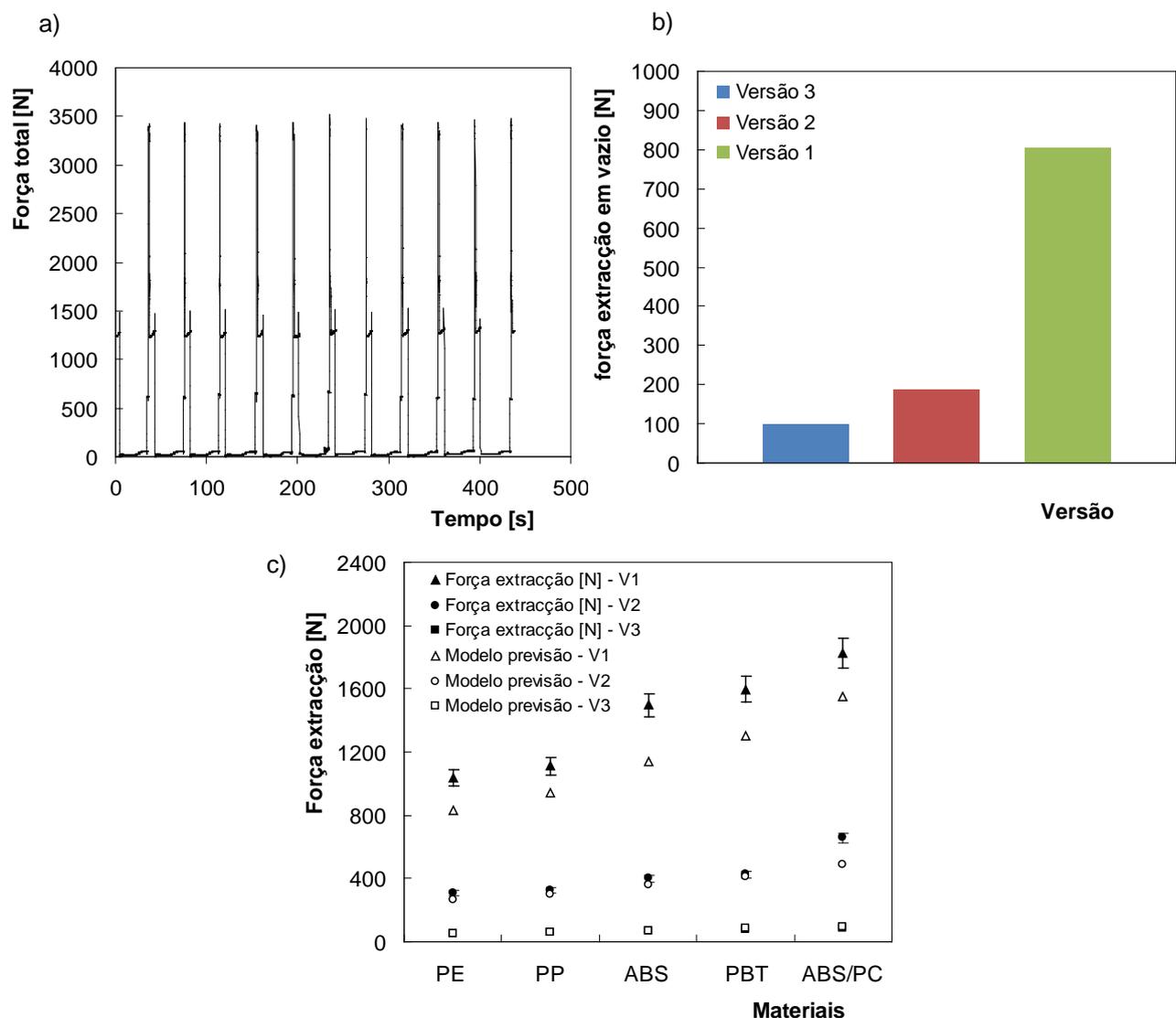


Figura 2.13 a) Força de extracção versus tempo com a máquina em ciclo automático (versão 1, ABS/PC); b) Forças de extracção em vazio para as três versões de peças; b) Análise comparativa dos resultados experimentais e os obtidos pelo modelo de previsão para as 3 versões de peças e para cinco materiais utilizados no processamento.

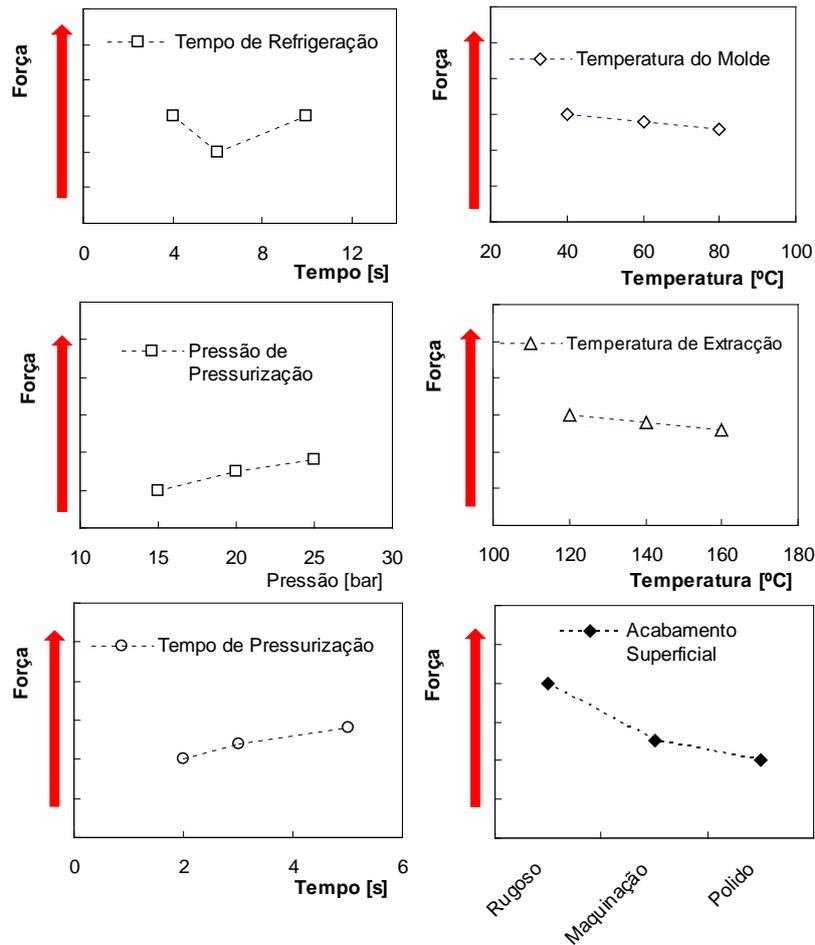


Figura 2.14 Influência dos parâmetros do processo nas forças de extracção.

iv) CONCLUSÕES

Consequentemente, foi desenvolvido, projectado e fabricado um molde de injeccção, de canais frios, com a possibilidade de moldar três versões de peças plásticas, com o objectivo de avaliar experimentalmente as forças de extracção. O processamento por injeccção em ciclo automático permitiu registar os dados das forças de extracção das peças processadas, para as três versões e para os cinco materiais plásticos utilizados. O sistema de extracção por aro extractor considerado foi eficiente para desmoldar as peças plásticas das três versões (V1, V2 e V3). Por outro lado foram processados por injeccção cinco materiais termoplásticos, ABS, ABS/PC, PP, PBT e PE, e obtidas as respectivas forças de extracção. No processamento destes materiais foram, necessariamente, ajustados e registados os respectivos parâmetros de processamento e avaliada a sua influência. Os resultados experimentais relativos à força de extracção foram comparados com os do modelo proposto por Glanvill. Na análise dos resultados experimentais com os do modelo, para a versão 1 (V1), foram registadas diferenças entre 15 a 25 %, em função do tipo de material processado. Para o caso da versão 2 (V2) não foram registadas diferenças significativas para os materiais processados (validando o modelo de Glanvill), excepto para o material ABS/PC em que se registou uma diferença na ordem de 25 %. No caso da versão 3 (V3) foi, apenas, registada uma diferença de 9 % para o material ABS/PC (validando o modelo de Glanvill para os outros materiais). Na determinação experimental das forças de extracção foi obtida um grau de repetibilidade na ordem dos 3% a 6%. Os parâmetros avaliados foram o tempo de compactação, a pressão de compactação (pressurização), o tempo de refrigeração, a temperatura do molde, a temperatura de extracção e a influência do acabamento superficial. Com o aumento do tempo e da pressão de pressurização a força de extracção aumenta. A diminuição da temperatura do molde e temperatura de extracção tem, como consequência, um aumento da força de extracção. Com a melhoria do acabamento superficial das zonas moldantes obteve-se uma diminuição da força de extracção.

2.3.3. CASO 3: desenvolvimento e fabrico de uma máquina de processamento de materiais compósitos

O desenvolvimento e fabrico de materiais compósitos de matriz termoendurecível com cargas orgânicas e inorgânicas são um tema actual de investigação. É importante processar materiais compósitos com características específicas e preocupações de sustentabilidade. Foi desenvolvido e fabricado uma extrusora de duplo fuso engrenado em co-rotação. Esta funciona como reactor de polimerização, extrusão reactiva, onde se processa a mistura das cargas com valores de fracção volúmica elevadas. Os materiais processados foram compósitos de matriz de poliuretano com cargas de cortiça, pó de pinho, cargas de material termoplástico reciclado. Estes materiais foram caracterizados em termos mecânicos, homogeneidade e densidade. O equipamento desenvolvido e fabricado revelou ser eficaz em termos de processamento, polimerização e mistura homogénea, deste tipo de materiais compósitos. No entanto, a maquinação dos fusos deverá ser analisa, dado que algum material fica preso na sua superfície, consequência do acabamento superficial.

i) INTRODUÇÃO

O sistema MixFill (Nunes et al (2010)) surgiu da necessidade de processar materiais compósitos de matriz termoendurecível com e sem cargas. O nome Mixfill teve como origem a conjugação de dois princípios fundamentais que estão presentes neste equipamento: Mix, de "mixture", que traduz a capacidade do equipamento em promover uma boa mistura do material da matriz com as cargas; Fill, "Filler", das cargas a adicionar à matriz termoendurecível. Vários investigadores têm desenvolvido e caracterizado materiais compósitos de matriz epoxy e matriz poliéster com cargas de madeira, cortiça, micro esferas de vidro ou até mesmo cargas metálicas. Os processos de mistura destes materiais são manuais, o que pode não garantir característicos de homogeneidade. Por outro lado, os materiais plásticos reciclados podem ser reutilizados como cargas, em materiais compósitos de matriz termoendurecível. Este material processado, pode ser utilizado como alternativa à madeira, pois esta requer alguma manutenção, especialmente quando expostas as intempéries O processo de reciclagem de plásticos mais utilizado tem por base o processamento por intrusão de vários tipos de plásticos, resíduos industriais e resíduos de origem vegetal. O processo apresenta, no entanto, algumas limitações que decorrem do processo de transformação destes materiais reciclados: diferentes tipos de materiais (com diferentes propriedades e temperaturas de processamento), tempos de ciclo de processamentos elevados e problemas relacionados com a falta de homogeneidade de propriedades dos produtos acabados. Deste modo é importante desenvolver medidas que se traduzam numa melhoria das propriedades destes produtos acabados. Estas medidas podem passar por ter duas linhas de processamento, linha dos plásticos rígidos e linha dos plásticos flexíveis. Estas linhas devem, naturalmente, ter sistemas de separação de metais.

A integração de cargas orgânicas e ou inorgânicas, em compósitos de matriz termoendurecível, é um tema em investigação actual, quer pela necessidade de seguirem políticas de sustentabilidade, quer pela possibilidade da obtenção de materiais compósitos com características específicas. Isto cria novos desafios no que respeita ao processamento destes materiais compósitos. A utilização de uma extrusora de duplo fuso engrenado em co-rotação pode ser utilizada como um reactor de polimerização, extrusão reactiva, onde também se pode misturar elevadas fracções volúmicas de cargas. Foi desenvolvido um equipamento para processar compósitos de poliuretano com cargas orgânicas, cortiça e pó de pinho e cargas inorgânicas, termoplástico proveniente da reciclagem doméstica. Os materiais processados foram analisados em termos mecânicos, densidades, homogeneidades etc. O equipamento desenvolvido revelou ser eficaz no processamento destes materiais compósitos de matriz termoendurecível.

ii) DESENVOLVIMENTO E FABRICO DO SISTEMA MIXFILL

Foi desenvolvido e fabricado um equipamento para o processamento de compósitos com cargas de material reciclado. A solução assenta na utilização de uma extrusora como reactor de polimerização, com capacidade de misturar e processar cargas em elevada fracção volumétrica. O sistema possui um sistema com capacidade para bombear e dosear dois componentes de um material termoendurecível, de forma independente, em que a relação de transmissão pode ser alterada, variando as polias que recebem potência através de uma correia dentada alterando, assim, a razão da mistura destes componentes. O primeiro esboço criado com este conceito tem o aspecto apresentado na Figura 2.15. É, também, apresentado o princípio de funcionamento da MixFill.

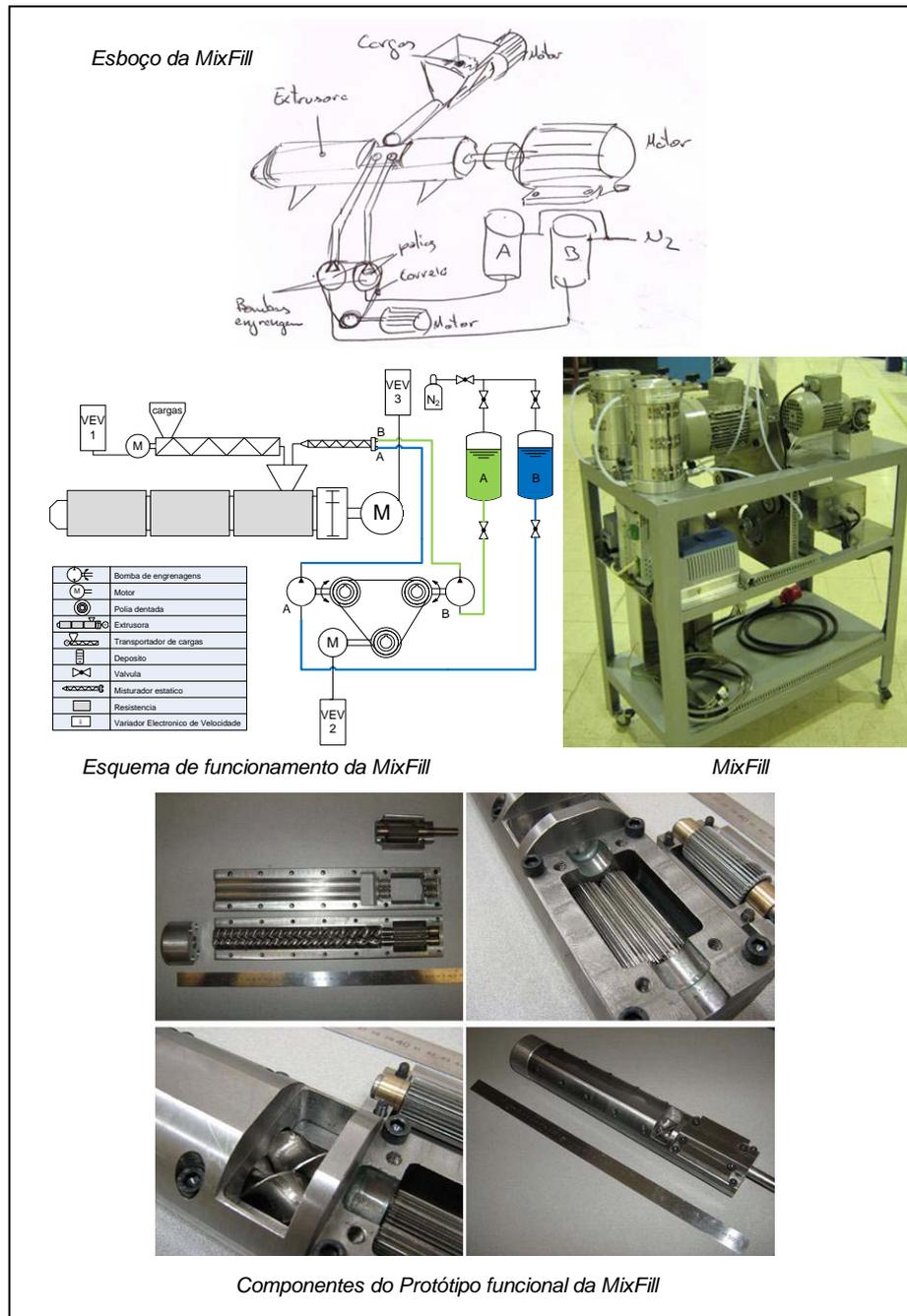


Figura 2.15 Equipamento MixFill (Tiago (2010)).

Este equipamento é constituído por uma extrusora de duplo fuso engrenado em co-rotação. Possui um sistema de alimentação de cargas (enchimentos) efectuado por um sistema de fuso transportador. Os dois componentes do material termoendurecível utilizados como matriz são transportados para a zona de processamento por um sistema de bombagem independente. Este sistema utiliza a mesma motorização que, por acção de uma correia dentada, acciona as bombas de engrenagens que doseiam os dois componentes para a extrusora. A extrusora tem um sistema de controlo de temperatura, que permite controlar a temperatura na extrusora (em duas zonas) e nos depósitos dos componentes A e B do material termoendurecível. Os depósitos são pressurizados e contêm uma atmosfera inerte, de modo a não permitirem que haja contacto com o ar ambiente. Esta solução foi desenvolvida para responder à necessidade de se conseguir processar um compósito com elevado teor de cargas (material de enchimento) (Figura 2.15). No projecto do equipamento MixFill optou-se por considerar uma extrusora de duplo fuso engrenado em co-rotação, por apresentar um conjunto de características importantes como é

o caso da capacidade de transporte independente da viscosidade do material, aspecto importante quando se trata de um processo reactivo e ainda, pela sua capacidade de auto limpeza. Esta capacidade de auto limpeza, resolve um problema importante quando se trata de um processo reactivo.

iii) RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Os materiais processados pelo equipamento MixFill) foram analisados e são os indicados na Tabela 2.6. O material termoendurecível utilizado como matriz é o Rim 900+876N (marca Axson) que tem um tempo de pot life de cerca de 1 minuto. As cargas utilizadas foram o pó de Pinho cortiça moída $\leq 1\text{mm}$, cortiça moída $\leq 2\text{mm}$ e termoplástico proveniente da reciclagem doméstica e industrial. De forma a testar a capacidade da MixFill em processar elevadas fracções volúmicas de cargas sólidas, foram efectuadas alterações deste parâmetro até um valor máximo de 70%.

Estes materiais foram processados para dentro de um molde de forma a poderem ser facilmente desmoldados e terem uma geometria paralelepédica fundamental para as posteriores análises de DMA. Foram realizadas análises visuais das superfícies dos vários materiais, com o objectivo de analisar a homogeneidade dos compósitos processados. Apesar de, na superfície de contacto do molde, o material depositado ser invariavelmente uma película de resina termoendurecível, aparentemente sem cargas, a homogeneidade do compósito revelou-se visualmente bastante conseguida. É também possível observar algumas inclusões de bolhas (resultantes do processamento), bastante prejudiciais quando se procura obter matérias com elevada resistência mecânica. Isto pode dever-se ao facto de, quando estes materiais foram processados, não estar instalada a fieira, não existindo contra pressão. Com base nos valores obtidos é possível concluir que os materiais foram processados de forma homogénea, tendo em conta que as amostras foram retiradas de zonas distintas dos provetes, conforme se pode observar nas imagens da Figura 2.16.

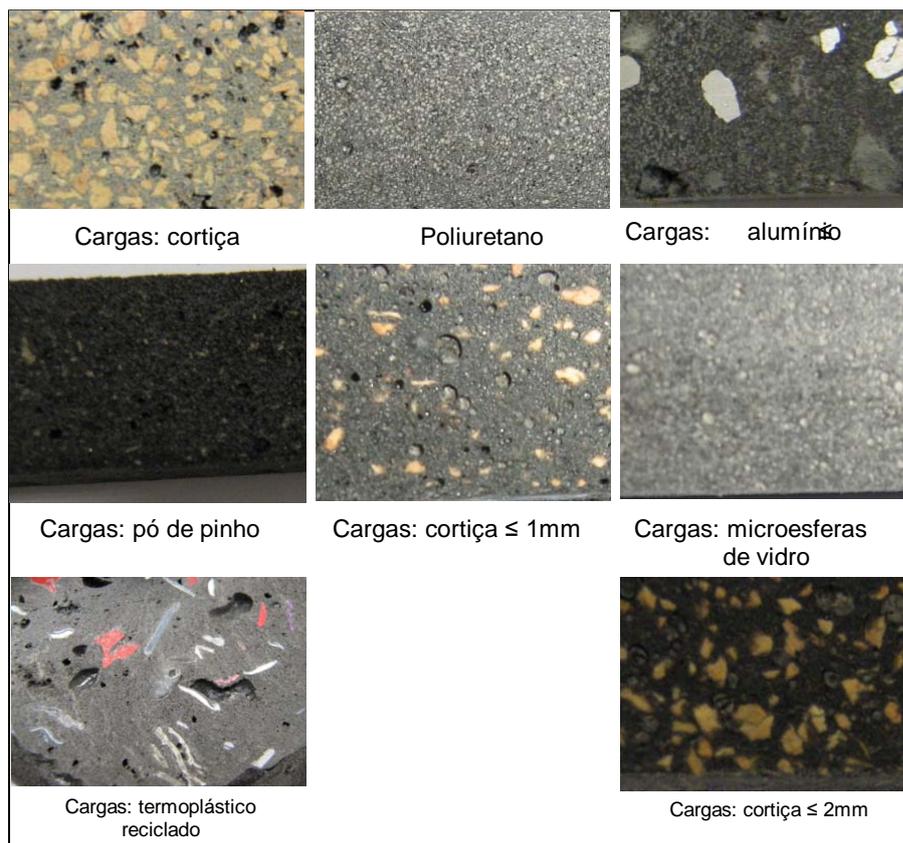


Figura 2.16 Imagens das diferentes amostras de material processado MixFill.

Tabela 2.6 Calculo das densidades das amostras do material processado na MixFill.

| Amostra Nº | Termoendurecível Designação | Cargas Designação | Fracção volúmica [%] | Densidade [g/cm ³] |
|------------|-----------------------------|--------------------|----------------------|--------------------------------|
| 1 | Rim 900+876 | Pó Pinho | 20% | 0,6540 |
| 2 | | Pó Pinho | | 0,6476 |
| 3 | | Pó Pinho | | 0,6323 |
| 4 | | Cortiça ≤ 1mm | | 0,6309 |
| 5 | | Cortiça ≤ 1mm | | 0,6663 |
| 6 | | Cortiça ≤ 1mm | | 0,6498 |
| 7 | | Cortiça ≤ 2mm | | 0,6613 |
| 8 | | Cortiça ≤ 2mm | | 0,7162 |
| 9 | | Cortiça ≤ 2mm | | 0,6663 |
| 10 | | Cortiça ≤ 2mm | 50% | 0,5386 |
| 11 | | Cortiça ≤ 2mm | | 0,5420 |
| 12 | | Cortiça ≤ 2mm | | 0,5272 |
| 13 | | Cortiça ≤ 2mm | 66% | 0,4127 |
| 14 | | Cortiça ≤ 2mm | | 0,3539 |
| 15 | | Cortiça ≤ 2mm | | 0,3632 |
| 16 | | microesferas vidro | 10% | 0,5424 |
| 17 | | microesferas vidro | | 0,5490 |
| 18 | | microesferas vidro | | 0,5374 |
| 19 | | alumínio ≤ 3mm | | 0,5828 |
| 20 | | alumínio ≤ 3mm | | 0,5701 |
| 21 | | alumínio ≤ 3mm | | 0,5402 |

Nos ensaios de DMA, variação da rigidez com a temperatura, foi utilizado um equipamento DMA 8000 da Perkin Elmer. As curvas de variação da rigidez com a temperatura são apresentadas na Figura 2.17. Nesta pode-se observar a diminuição da rigidez com o aumento da temperatura, como seria de esperar.

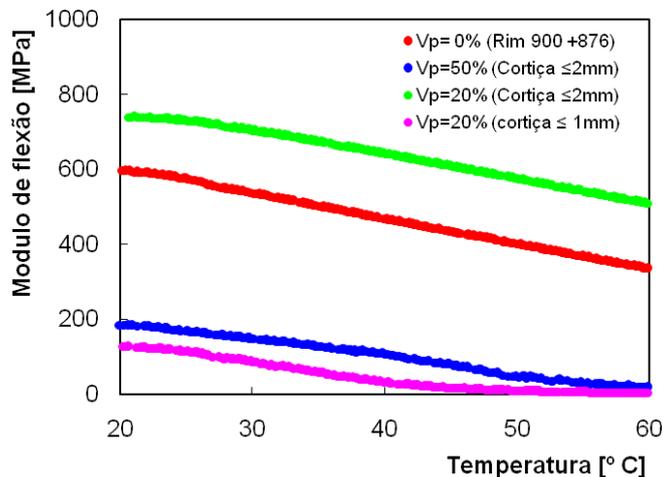


Figura 2.17 Resultados da variação do módulo de flexão com a temperatura dos materiais processados na MixFill (flexão em 3 pontos).

iv) CONCLUSÕES

Foi desenvolvido e fabricado o protótipo de uma extrusora e os vários subsistemas do equipamento, sistema de bombagem dos dois componentes do material termoendurecível, sistema de alimentação de cargas e sistema de extrusão, para satisfazer os requisitos inicialmente considerados no projecto. O equipamento consegue processar materiais compósitos de matriz polimérica com fracções volúmicas de

cargas relativamente elevadas. É possível, também, processar materiais termoendurecíveis com cargas resultantes de materiais termoplásticos reciclados. O sistema de bombagem revelou ser bastante eficaz, pois permite uma ampla gama de caudais e garante a fracção volúmica do material da matriz. Este equipamento permitir fazer auto limpeza ou seja expulsar todo o material a processar do sistema de processamento. Os materiais processados apresentam uma relativa boa homogeneidade.

2.3.4. CASO 4: reengenharia de um componente de uma máquina de destruir papel

Este trabalho reporta um estudo de reengenharia de um componente de uma máquina de destruir papel, tendo como ponto de partida uma roda dentada danificada que integrava o sistema de accionamento. Foi necessário recorrer às técnicas de engenharia inversa, ao projecto assistido por computador e às técnicas de prototipagem rápida de forma a realizar o cálculo e a validação eficaz do novo componente desenvolvido. Depois de fabricar e montar a nova roda no equipamento, a realização de testes permitiu verificar que esta cumpre eficazmente a sua função.

i) INTRODUÇÃO

O processo de manutenção consiste no conjunto de acções que permitam manter ou restabelecer um bem dentro de um estado específico ou em condições para assegurar um serviço determinado com base na Norme AFNOR NF X60 010 (1994). No caso de se trate de equipamentos novos ou recentes, torna-se geralmente simples proceder à substituição de um dado componente danificado, bastando para tal identificar o seu número de série e solicitar ao fornecedor a sua disponibilização. Porém, em equipamentos mais antigos, sempre que o fornecedor decidir tirar um dado modelo do fabrico, ou mesmo se este fornecedor tiver deixado de existir, torna-se muito difícil garantir a reposição de componentes. A sua falta pode comprometer irreversivelmente a utilização de um equipamento complexo ou oneroso, mostrando-se as técnicas de reengenharia bastante adequadas para a solução deste tipo de problemas. Assim, os processos de prototipagem e de fabrico rápidos podem permitir materializar ou replicar com bastante celeridade e eficiência componentes funcionais, existindo para o efeito tecnologias (Pham et al (2001), Hilton et al (2000), Kai et al (1997)) disponíveis no mercado. Este trabalho teve como principal objectivo a aplicação de um conjunto de técnicas na recuperação de um componente danificado de uma máquina de triturar papel. Uma vez localizado o problema, e considerando que não existiam componentes disponíveis para substituição, procurou-se fazer um estudo de reengenharia do componente danificado de modo a evitar a ocorrência de novo dano. De forma a garantir as condições de operação do equipamento com o novo componente, procedeu-se a uma análise de elementos finitos determinando as tensões máximas nos seus pontos críticos. Depois de seleccionado o material mais adequado ao fabrico dos protótipos, recorreu-se ao processo de Reaction Injection Moulding (RIM), por este permitir a injeção a baixa pressão com bastante rapidez em moldes em elastómero de silicone. Uma vez obtidos os componentes novos, passou-se à sua montagem no equipamento e à realização dos testes em serviço. O recurso a aplicação deste conjunto de técnicas mostrou-se bastante expedito, permitindo o funcionamento correcto do equipamento nas condições de serviço usuais.

ii) Fabrico de roda dentada: materiais, procedimentos experimentais e numéricos

O equipamento de triturar papel em estudo é fabricado pela empresa Schleicher & Co. International AG, modelo TAROS 20.10 (Figura 2.18.a)). Este permite a destruição de documentos em papel com uma largura máxima A4, cortando-os em tiras uniformes com 4 mm segundo a classe de segurança 2 (Norma DIN 32757), permitindo que seja praticamente impossível uma recuperação dos documentos destruídos pela justaposição das tiras cortadas. Este equipamento é actuado por um motor com uma potência nominal de 0,27 kW que roda com uma frequência rotacional nominal de 2890 r/min e que acciona uma transmissão por correia dentada em série com uma transmissão por engrenagem, conforme ilustrado na Figura 1.a. A correia dentada liga um pinhão com $Z_1=13$ dentes, acoplado ao veio-motor, a uma roda com $Z_2=71$ dentes. A transmissão por engrenagem é constituída por um pinhão com $Z_3=17$ dentes que engrena com uma roda com $Z_4=90$ dentes. Esta última roda encontra-se ligada ao sistema de trituração de papel. A relação de transmissão total é pois de 19,3 ($=5,46 \times 3,53$). Todas as rodas dentadas são de materiais poliméricos distintos não identificados. A última roda ($Z_4=90$ dentes) encontrava-se danificada, tendo sofrido a perda de 2 dentes numa zona e 1 dente noutras duas (Figura 2.18.b)), sendo este o componente sob estudo no presente trabalho. Os dentes terão partido devido a uma sobrecarga de serviço ao qual poderá ter estado associado um dano por fadiga. A roda dentada tem um diâmetro primitivo de 112,5 mm e uma largura de 9,5 mm na zona dos dentes. A velocidade de rotação da roda em condições nominais é de 100 r/min, a que corresponde um binário máximo de 25,8 N.m. Assim, a força segundo a normal aos dentes da engrenagem em contacto é de 487,9 N.

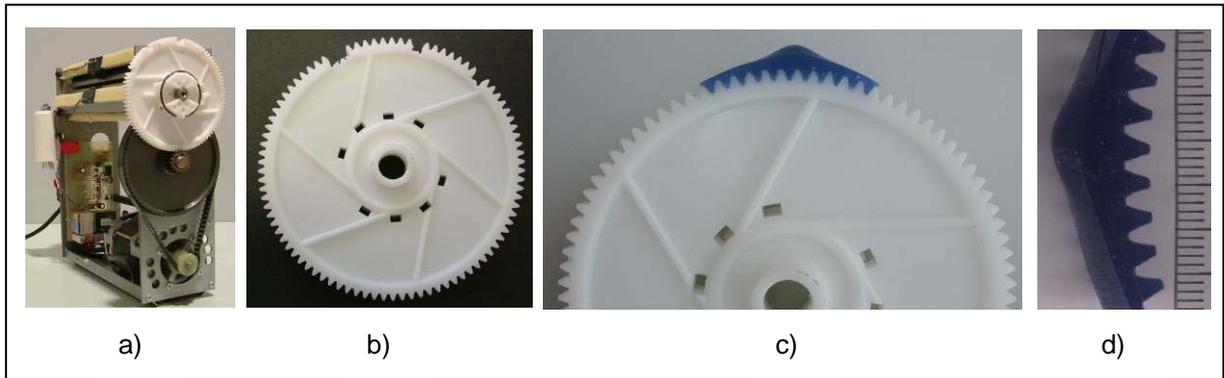


Figura 2.18 a) Fotografia da estrutura mecânica da máquina de destruir papel; b) Fotografia da roda dentada danificada; c) Fotografia dos dentes envoltos em parafina; d) Digitalização da geometria do dente num scanner 2-D.

Com vista ao levantamento da geometria do raio de curvatura da raiz dos dentes, recorreu-se às técnicas de engenharia inversa. A roda danificada foi envolvida com parafina, envolvendo um conjunto de 10 dentes, conforme ilustrado na Figura 2.18.c), permitindo assim copiar a forma negativa da sua geometria. Depois de desmoldado e seccionado, procedeu-se à digitalização num scanner bidimensional da geometria moldante (Figura 2.18.d)). Por fim, com recurso ao software AutoCAD 2002, definiu-se com rigor a geometria da raiz dos dentes da engrenagem. Este procedimento foi validado posteriormente com recurso a um perfilómetro da marca Mitutoyo, modelo PJ-3000.

Definida a geometria da roda, dois tipos de soluções poderiam ser encontradas: uma primeira que passaria pela redefinição da geometria dos dentes com vista à redução das tensões na sua raiz, ou então, uma segunda que visava o estudo de um material alternativo que permitisse um aumento da sua resistência. Visto que a primeira solução implicaria também o fabrico da roda antagonista, encarecendo assim a solução final, optou-se por levar a cabo um estudo de um material alternativo para a roda danificada, de modo a garantir as futuras condições de funcionamento.

A análise numérica levada a cabo teve como principal objectivo a determinação da concentração de tensões no pé dos dentes de uma roda em material polimérico termoendurecível. A tensão principal máxima obtida foi comparada com a tensão de rotura do material com o objectivo de avaliar o risco de ocorrência de ruína. A Figura 2.19.a) apresenta a geometria da roda dentada conforme desenhada no programa de elementos finitos. Na Figura 2.19.b) mostra-se um detalhe onde se pode ver a geometria do perfil do dente. Na sua definição considerou-se um perfil em evolvente, que foi desenvolvido tendo em conta os seguintes parâmetros fundamentais para a roda dentada: $Z=90$ dentes, $m=1,25$ mm (módulo), $\alpha=20^\circ$ (ângulo de pressão). Os dentes têm uma largura de 9,5 mm, conforme referido previamente. O perfil no pé do cordão foi definido a partir de medições obtidas por digitalização do molde do dente e validadas por perfilometria. Neste estudo, foi só analisada meia roda dentada, utilizando condições de simetria adequadas com vista à redução do esforço numérico envolvido. Considerou-se que o material da roda é contínuo, homogéneo, isotrópico e com comportamento linear elástico. As propriedades consideradas para o material seleccionado, um polímero termoendurecível (Isocianato Polioli) foram $E=1$ GPa, $\nu=0,36$ e $\sigma_R=30$ MPa (tensão de rotura). A roda foi encastrada na periferia do furo central e solicitada por uma força normal e uma força de atrito, tal como ilustra a Figura 2.19.b). A força normal (FN) tem a direcção da linha de acção da engrenagem, e com o motor a funcionar em condições nominais toma o valor de 487,9 N. A força de atrito foi obtida a partir da força normal considerando um coeficiente de atrito de 0,25.

iii) RESULTADOS NUMÉRICOS E EXPERIMENTAIS

Nas Figuras 2.18.a) e b) podem observar-se as malhas de elementos finitos consideradas. Foram utilizados elementos isoparamétricos de 20 nós com integração completa (3x3x3 pontos de integração). O número total de elementos e de nós foi de 7400 e 41938, respectivamente. Este modelo foi analisado pelo método dos elementos finitos utilizando o programa MARC-MENTAT 2000. A malha foi refinada junto do pé do cordão, onde a variação de tensão é mais importante (Henriot (1979)).

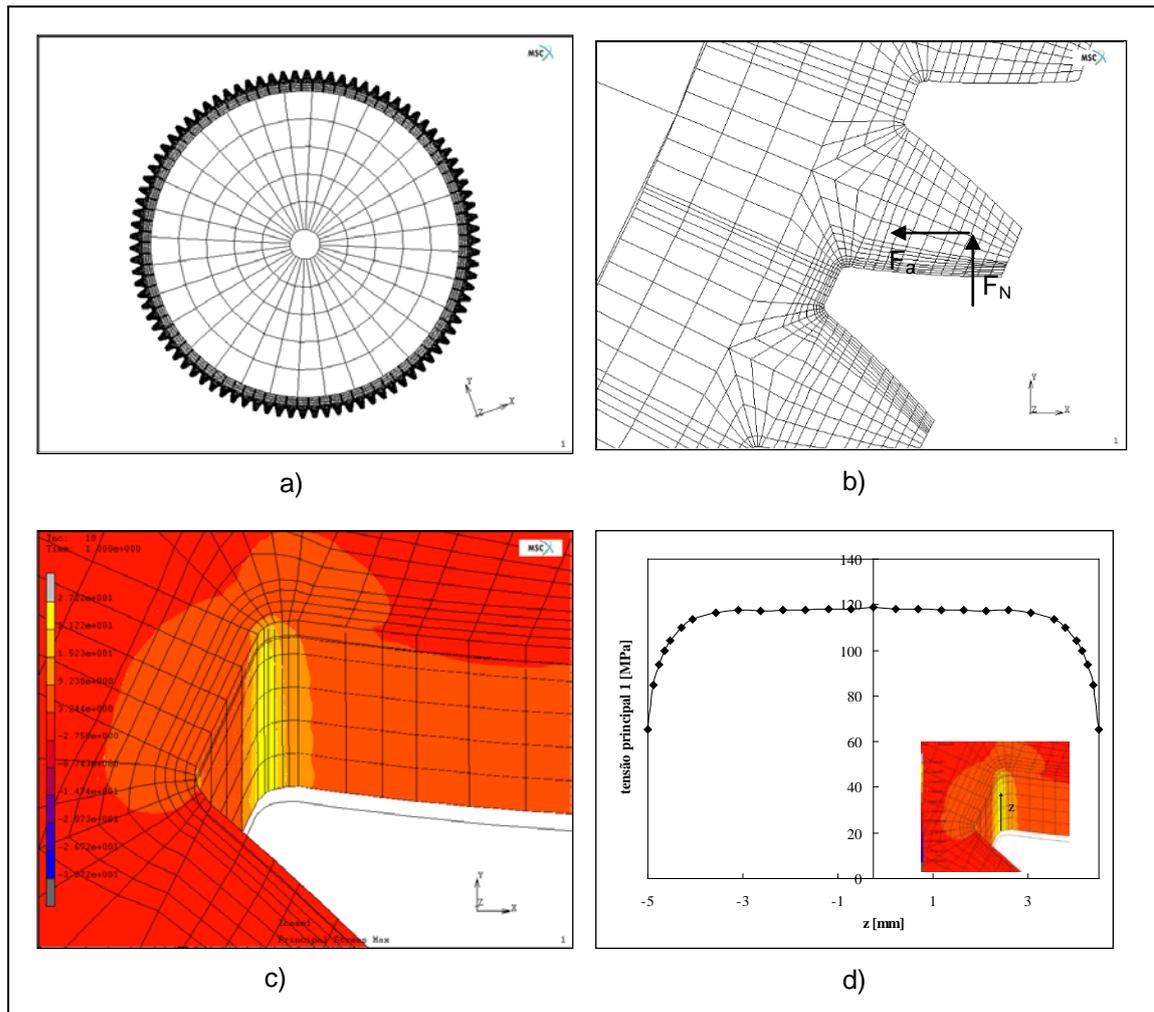


Figura 2.19 a) Geometria da roda dentada no programa de elementos finitos; b) Perfil do dente; c) Campo de tensões principais na raiz do dente; d) Variação das tensões ao longo da espessura do dente.

Na Figura 2.19.c) pode observar-se o campo de tensão principal máxima, podendo notar-se que esta é máxima no pé do dente, como seria de esperar. Na Figura 2.19.d) pode observar-se a variação desta tensão no pé do dente, ao longo da espessura da roda ($z=0$ corresponde ao meio da roda). Como se pode ver, a tensão principal máxima decresce significativamente junto das faces da roda, o que se explica pelo facto de aí haver menos constrangimento à deformação. As tensões são claramente superiores à tensão de rotura do material (30 MPa), pelo que se forem atingidas as condições nominais do motor é de esperar que ocorra a ruína do material (assumindo o critério da tensão principal máxima como critério de falha). Assim, a roda em material polimérico funciona como um fusível mecânico, isto é, a ocorrência de uma sobrecarga provoca a rotura dos dentes. É pois necessário ter um método de fabrico rápido que permita fazer a substituição da roda em tempo útil.

Analizado o comportamento mecânico da roda dentada em Isocianato Polioliol, procedeu-se à sua materialização. Como existia o modelo digital do dente da engrenagem poder-se-ia obter a roda dentada por um processo de fresagem. No entanto, e visto tratar-se de uma roda num material termoendurecível, optou-se por recorrer ao fabrico de um molde de forma a obter os protótipos da nova roda por injeção de material termoendurecível.

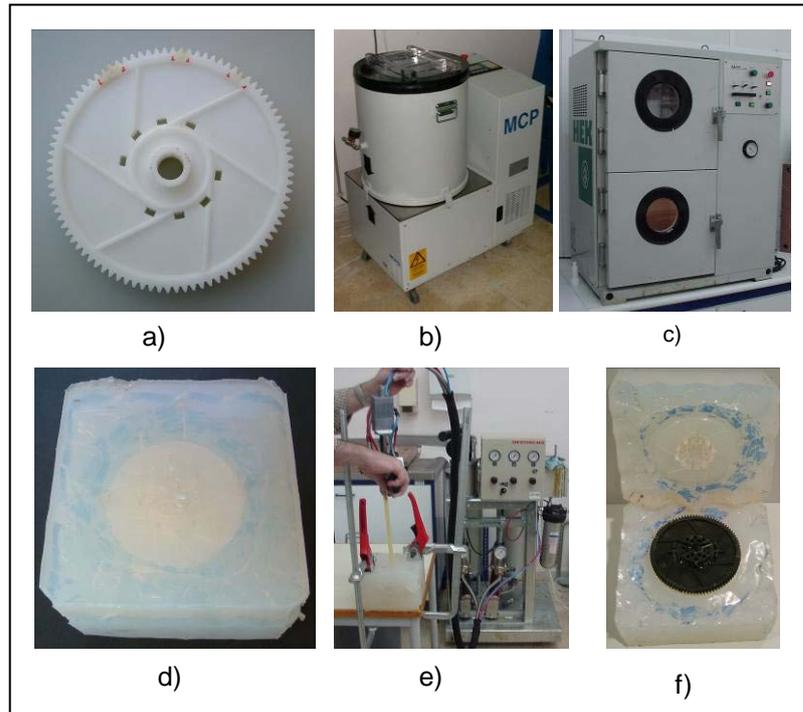


Figura 2.20 a) Roda dentada original com dentes recuperados; b) Câmara de mistura; c) Câmara de vazamento; d) Molde em elastômero de silicone; e) Injecção do molde por RIM; f) Modelo protótipo da roda.

Com vista à obtenção do molde em silicone para o fabrico da nova roda usando como modelo a roda danificada. O processo teve como início a reconstrução dos dentes danificados com recurso a uma resina e um pequeno molde com a forma dos dentes, permitindo assim a replicação da sua forma original (Figura 2.20.a)). Depois de recuperada a geometria completa da roda original, construiu-se uma caixa de moldação para posicionar a roda modelo. Em seguida foram definidas a linha de junta, o sistema de alimentação, o sistema de saída de ar e o sistema de apoio da roda-modelo. Uma vez concluída a preparação da caixa de moldação passou-se à preparação do elastómero de silicone com a mistura do silicone e do catalizador durante 10 min numa câmara de vácuo (Figura 2.20.b)). Depois da operação de mistura e da operação de vazamento do silicone na caixa de moldação seguiu-se a operação de cura durante 6 horas numa câmara de vácuo (Figura 2.20.c)). O molde em silicone resultante foi então aberto com recurso ao corte por bisturi pela sua superfície de separação, permitindo assim a desmoldagem da roda-modelo original (Figura 2.20.d)).

Após as diversas operações de obtenção do molde em silicone, procedeu-se ao seu enchimento por um processo de injecção RIM em condições de temperatura e pressão ambientes (Figura 2.20.e)). A nova roda obtida por injecção, assim como o molde em silicone que lhe definiu a geometria encontram-se ilustrados na Figura 2.20.f).

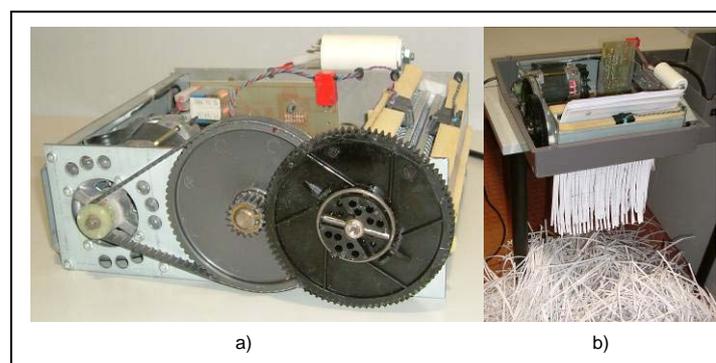


Figura 2.21 a). Fotografia do equipamento com a nova roda montada; b) Teste do equipamento em serviço.

Após a obtenção da nova roda, passou-se à fase de montagem no equipamento, bem como à realização dos testes em serviço necessários à validação da solução encontrada. Na Figura 2.21.a) pode ver-se o equipamento com a nova roda montada, enquanto na Figura 2.21.b) se mostra uma imagem dos testes em serviço realizados com a máquina de destruir papel. A nova roda mostrou-se bastante adequada ao serviço, pelo que não é de esperar que ocorra ruína para as condições de serviço usuais a que está sujeita.

iv) CONCLUSÕES

A combinação das técnicas de engenharia inversa, de projecto assistido por computador e de prototipagem rápida mostrou-se bastante adequada à recuperação do componente danificado, bem como à definição das condições máximas de serviço para o componente em estudo. A análise numérica permitiu verificar que a nova roda dentada pode funcionar como um fusível mecânico, podendo ocorrer rotura quando sujeita uma sobrecarga elevada, protegendo deste modo os outros componentes mecânicos. O procedimento aqui desenvolvido permite a sua substituição de modo expedito. No seguimento deste trabalho pode otimizar-se a roda dentada substituindo o material por outro mais resistente e alterando a geometria no pé do cordão. Desta forma, sempre que seja necessário recuperar um componente deste tipo, sem que existam peças de substituição, ou este se mostre subdimensionado para o seu serviço, a combinação destas três técnicas permite a obtenção da solução adequada de uma forma expedita e eficiente.

2.3.5. CASO 5: desenvolvimento da caixa de redução

Este trabalho prende-se com o desenvolvimento de uma caixa redutora a aplicar num protótipo de avião radiocomandado, especialmente desenvolvido para integrar uma competição de engenharia e optimização. Foram utilizadas rodas dentadas poliméricas com o objectivo de reduzir o peso do avião bem como das forças centrífugas, importantes devido à elevada frequência rotacional do motor. As tensões no pé dos dentes obtidos pelo método dos elementos finitos foram comparadas com a tensão de rotura do material com o objectivo de avaliar a integridade da transmissão em serviço. A produção das rodas dentadas foi realizada com base em rodas de aço construção seleccionadas para servir de ferramenta de moldação, tendo-se recorrido à técnica de replicação de moldação em silicone com o fim de obter os modelos protótipos funcionais em material polimérico.

i) INTRODUÇÃO

O aeromodelismo tem-se vindo a implantar cada vez mais como uma actividade de desenvolvimento inovativo e multidisciplinar, integrando os processos de projecto e análise com as tecnologias de fabrico, tendo como objectivo comum a optimização do desempenho das aeronaves. Actualmente, tem-se vindo a promover cada vez mais encontros e competições com o intuito de encorajar a pesquisa e o desenvolvimento de soluções originais, propagando e fomentando a comunicação entre o meio académico e o meio aeromodelista. Como resultado surgem frequentemente soluções inovadoras que permitem por vezes conseguir melhorias efectivas nos aviões de maior escala.

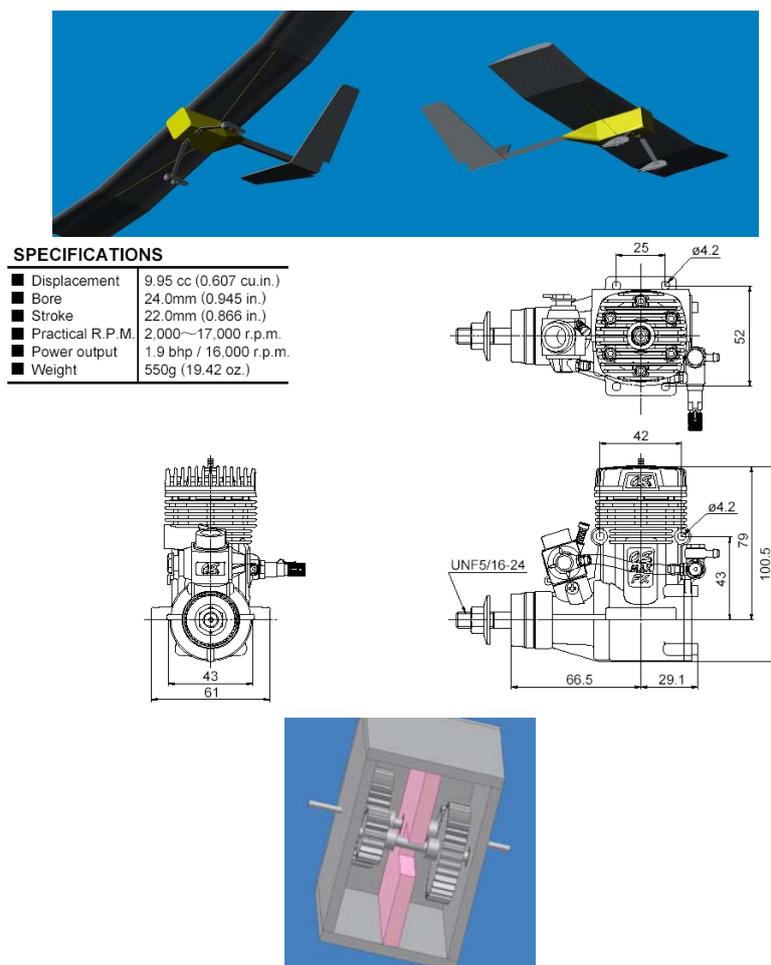


Figura 2.22 a) Representação esquemática do modelo protótipo do avião que visa integrar a caixa redutora desenvolvida; b) Características do motor O.S. MAX-61FX seleccionado para o avião (www.osengines.com); c) Caixa redutora desenvolvida.

No projecto e fabrico de modelos de aviões, uma das principais questões que se coloca é a selecção de materiais (Holland (1997)). No desenvolvimento deste tipo de modelos é fundamental aliar as melhores propriedades mecânicas ao menor peso possível. O desempenho do avião depende, essencialmente, do conjunto motor - caixa redutora - hélice (Juras (1995)), que deve por isso ser optimizado em termos de geometria e materiais.

ii) DESENVOLVIMENTO E FABRICO DE UMA CAIXA REDUTORA

O presente trabalho reporta o desenvolvimento de uma caixa redutora a aplicar num modelo protótipo de avião rádio controlado, especialmente desenvolvido para integrar uma competição de engenharia e optimização. Esta competição tem como objectivo o desenvolvimento de um aeromodelo de elevada capacidade de carga que permita elevar a maior carga útil possível, respeitando um conjunto de constrangimentos previamente definidos, sendo um dos constrangimentos impostos o modelo de motor a aplicar, uma caixa redutora correctamente desenvolvida irá permitir um melhor desempenho do modelo de avião, pois sendo necessário transportar cargas elevadas, a velocidade de voo terá de ser reduzida. Uma caixa redutora permitirá então transmitir a potência do motor a uma hélice de dimensões mais elevadas e que trabalhará com menor velocidade de rotação. A utilização de rodas dentadas em plástico permite uma redução do peso total do avião, bem como das forças centrífugas das rodas dentadas.

O modelo de aeroplano desenvolvido, representado esquematicamente na Figura 2.22.a) é uma resposta ao desafio proposto pela APAE (Associação Portuguesa de Aeronáutica e Espaço) de projectar, construir e testar um avião radiocomandado que, respeitando diversas restrições, conseguisse elevar a maior carga possível por um trajecto pré-definido, levantando voo em apenas 61 m. O avião construído é um monomotor taildragger (trem de aterragem principal com 2 rodas à frente e uma terceira roda na cauda) de asa alta com 3 metros de envergadura. Um elemento que o distingue dos demais é, para além da caixa redutora, os lemes de cauda apresentarem uma configuração em “V”. A fuselagem tem uma secção transversal quadrada com 150x150 mm. Espera-se que este avião consiga elevar um peso à descolagem da ordem 10 kg incluindo o peso próprio.

No desenvolvimento e fabrico da caixa redutora foram aplicadas de uma forma concertada técnicas de análise e de simulação, bem como técnicas de fabrico e prototipagem rápidas com o intuito de conseguir uma solução optimizada num espaço de tempo bastante reduzido. Depois de projectar e optimizar a caixa de velocidades para o motor de combustão interna O.S. MAX-61FX, seleccionaram-se as rodas dentadas em aço de construção com base na geometria e dimensões definidas. Considerando que o elevado peso destas rodas se traduzia numa limitação às performances do aeroplano, fabricaram-se rodas idênticas num material polimérico termoendurecível utilizando-se as técnicas de replicação características da prototipagem rápida. Esta forma pouco convencional de obter modelos funcionais a partir de outros com melhores propriedades mecânicas teve como principal objectivo a minimização do peso global da caixa redutora e, deste modo, da aeronave. É de referir ainda que a utilização de moldes em silicone é uma técnica comum em modelismo (Weiss (1998)). Este tipo de moldes apresenta uma vida útil na ordem das dezenas de componentes (Alves *et al* 2001)), traduzindo-se assim numa forma expedita de obtenção de componentes de substituição com elevada rapidez e com um custo relativamente baixo.

Para o accionamento do modelo de avião em estudo foi seleccionado um motor cujas especificações se encontram ilustradas na Figura 2.22.b). Este atinge os 2 cv às 16000 r/min, pelo que a hélice irá atingir uma velocidade extremamente elevada, prejudicando assim o seu rendimento. Deste modo, procurou-se baixar a velocidade de rotação da hélice com recurso a uma caixa redutora, procurando-se atingir uma velocidade de rotação na gama das 4000 r.p.m.. Esta redução permite, assim, aumentar o rendimento da hélice, traduzindo-se, igualmente, numa elevação do binário resultante. Por fim, a redução da velocidade de rotação permite ainda a utilização de uma hélice com um diâmetro superior ao inicialmente previsto. Depois de uma análise de mercado verificou-se que não existia uma caixa redutora com as características desejadas, procedendo-se ao seu desenvolvimento com o fim de a incorporar no modelo do avião.

No desenvolvimento da caixa redutora teve-se em consideração, não só as características do motor e da hélice, mas procurou-se conseguir a minimização do peso global da caixa redutora, bem como a redução da força centrífuga das rodas dentadas originadas pela elevada velocidade de rotação em serviço. Após a definição da disposição do motor e da caixa redutora dentro da fuselagem do avião (Figura. 2.22.c) procedeu-se ao dimensionamento dos seus elementos constituintes:

Rodas dentadas – Com o objectivo de reduzir o espaço ocupado, optou-se por uma transmissão por engrenagem. Esta permite uma elevada compacidade, contrariamente às transmissões por corrente e

correia, uma elevada velocidade de rotação e um elevado rendimento. Optou-se por uma transmissão em dois estágios com uma disposição quadrada (ver Figura 2.22.c)), de modo a conseguir uma maior compacidade e economia no fabrico das rodas dentadas. De facto, são só necessárias duas rodas dentadas metálicas e dois moldes correspondentes para a obtenção das quatro rodas requeridas. Estas rodas têm um módulo 2.5 e os seus dentes têm um perfil em evolvente; *Rolamentos* – optou-se por utilizar rolamentos auto-compensadores de esferas para compensar desalinhamentos dos veios na montagem e flexões em serviço resultantes das cargas normais e das vibrações. Verificou-se que um diâmetro de 6 mm para o veio (valor mínimo disponível para rolamentos auto-compensadores de esferas) era suficiente, devido às cargas relativamente baixas envolvidas. O rolamento escolhido foi o SKF 126TN9; *Veios* – a tensão máxima nos veios, para as condições nominais de funcionamento, é de 31 MPa, no veio de saída. Assim, optou-se por utilizar veios em alumínio, que comportam estas tensões e são bastante mais leves que os veios em aço. A fixação das rodas dentadas aos veios foi feita através de parafusos; *Caixa suporte* - foi fabricada em acrílico devido ao seu baixo peso, boa resistência e transparência, sendo assim fácil visualizar e detectar a ruína dos componentes móveis da redutora. Isto assume crucial importância quando se projecta uma caixa redutora para o mais baixo peso possível, reduzindo os coeficientes de segurança. A caixa aloja, também, os rolamentos e o lubrificante que vai permitir a redução do atrito e desgaste, bem como a dissipação do calor. As suas dimensões exteriores tiveram em conta o espaço disponível para o alojamento na fuselagem do avião.

ii) *Fabrico caixa redutora: materiais, procedimentos e resultados*

Os modos de ruína usuais em engrenagens são a fadiga superficial, a fadiga no pé do dente, a rotura no pé do dente e o desgaste. Para evitar a ocorrência de desgaste é utilizada lubrificação adequada. A fadiga superficial ocorre em engrenagens metálicas resultando do aparecimento de fendas junto da superfície, em pontos onde a tensão equivalente de Von Mises é máxima. No caso dos plásticos termoendurecíveis não é de esperar que a iniciação de fendas se faça por mecanismos idênticos aos dos metais, pelo que é razoável esperar que não ocorra fadiga superficial similar à das rodas metálicas. Relativamente à fadiga no pé dos dentes não existe informação suficiente relativamente às propriedades do material para dimensionar a engrenagem tendo em conta este modo de ruína. Deste modo, a engrenagem foi dimensionada à rotura no pé do dente. Para isso, fez-se a determinação numérica da tensão principal máxima pelo método dos elementos finitos. É de esperar que não ocorra ruína se essa tensão for inferior à tensão de rotura do material. Optou-se por fazer a determinação numérica, pois as normas internacionais de dimensionamento de engrenagens (ISSO 6336 (1993)) levam, em geral, a aplicações seguras, mas sobredimensionadas. Além disso, estas normas são, em geral, aplicáveis a materiais metálicos, e não a materiais poliméricos ou outros. De seguida, descreve-se a determinação numérica das tensões principais no pé do dente de uma roda dentada em material polimérico termoendurecível.

Na Figura 2.23 é apresentada a geometria da roda dentada. Esta roda dentada tem 17 dentes e engrena com outra com 34 dentes, pelo que a relação de transmissão é 2. O material é um plástico termoendurecível / Isocianato Polioliol. A selecção deste material para as rodas dentadas poliméricas teve como principal condicionante a possibilidade de injeção por RIM (Reaction Injection Molding). Foram considerados apenas 3 dentes, pois os restantes não influenciam as tensões no pé do dente da zona em análise. Deste modo consegue-se uma diminuição muito significativa do esforço numérico envolvido. Os dentes têm uma largura de 20 mm, porém analisou-se somente meia roda dentada considerando condições de simetria adequadas. Na Figura 2.23 pode-se observar em detalhe a forma dos dentes e a aplicação de carga. Acima da circunferência de base ($r_b = 9.97$ mm) considerou-se um perfil em evolvente, que foi desenvolvido tendo em conta os seguintes parâmetros fundamentais para a roda dentada: $Z=17$ dentes, $m=2.5$ mm (módulo), $\alpha=20^\circ$ (ângulo de pressão). O perfil no pé do dente, abaixo da circunferência de base foi definido a partir de medições feitas num perfilómetro. Foi considerado que o material é contínuo, homogéneo, isotrópico e com comportamento linear elástico. As propriedades consideradas para o plástico termoendurecível / Isocianato Polioliol foram $E= 1000$ MPa, $\nu=0.36$ e $\sigma_{rotura}=30$ MPa. A roda foi encastrada na periferia do furo central e solicitada por uma força normal e uma força de atrito, tal como ilustra a Figura 2.23. A força normal (F_N) tem a direcção da linha de acção da engrenagem. A magnitude considerada foi de 90 N, valor obtido para uma frequência rotacional de 8000 r/min e uma potência de 1492 N. A força de atrito foi obtida a partir da força normal considerando um coeficiente de atrito de 0,25. A engrenagem tem uma relação de condução de 1.6 (n° médio de pares de dentes em contacto), pelo que há porções do engrenamento onde existe somente um par de dentes em contacto. A aplicação de carga foi feita na situação limite em que se passa de um a dois pares de dentes em contacto.

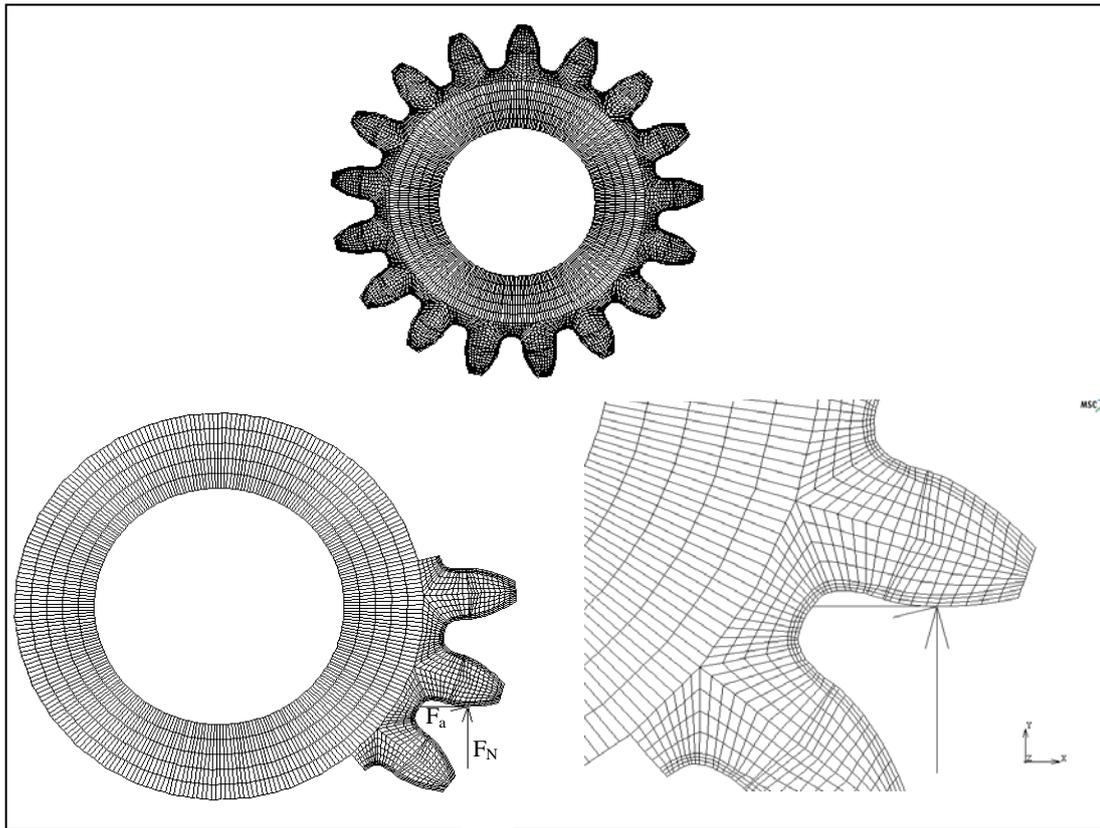


Figura 2.23 Geometria considerada para a roda de menor dimensão ($Z= 17$).

Nas Figuras 2.24.a) e b) pode ver-se a malha de elementos finitos considerada. Foram utilizados elementos isoparamétricos de 8 nós com integração completa. O número total de elementos e de nós foi de 12078 e 16826, respectivamente. Este modelo foi analisado pelo método dos elementos finitos utilizando o programa *MARC-MENTAT 2000*. A malha foi refinada junto do pé do dente, onde a variação de tensão é mais importante.

Na Figura 2.24.a) são apresentados os valores da tensão principal máxima no pé do dente, obtidos ao longo da espessura da roda. Pode observar-se que os valores são quase constantes, descendo ligeiramente junto da superfície livre. Além disso, os valores são claramente inferiores à tensão de rotura do material da roda (30 MPa), pelo que não é de esperar que ocorra falha do material em condições normais de serviço.

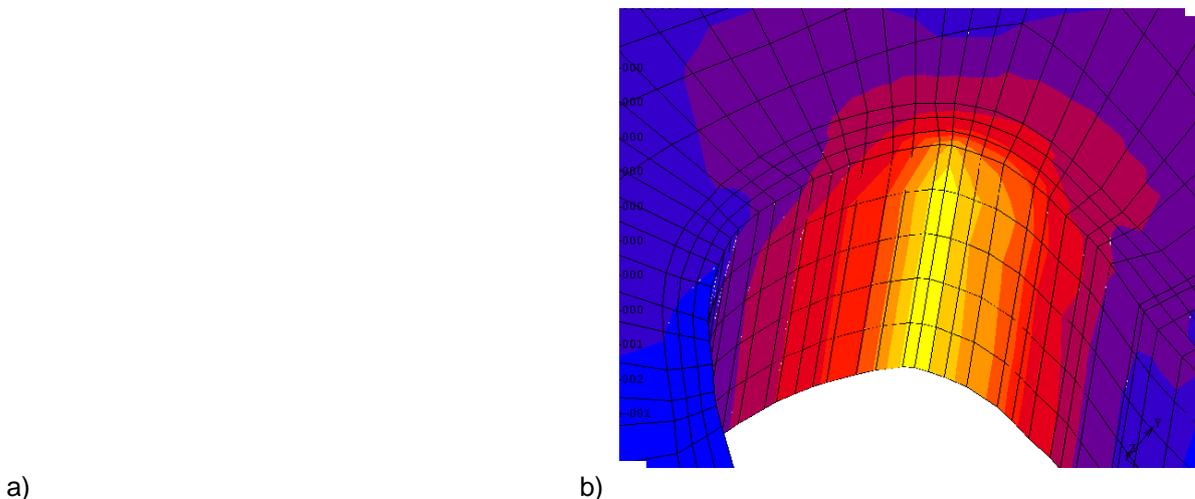


Figura 2.24 a) Tensão principal máxima segundo a espessura da peça; b) distribuição da tensão principal máxima na zona do pé do dente.

Depois do dimensionamento da caixa redutora, procedeu-se à fase de fabrico dos vários elementos constituintes. Para a obtenção das rodas dentadas poliméricas foi necessário seleccionar duas rodas dentadas em aço de construção. Estas rodas serviram de ferramenta de moldação para obtenção das rodas em Isocianato Polioliol, utilizando o processo de moldação em elastómero de silicone.



Figura 2.25 Imagens das rodas metálicas obtidas por fresagem e preparação dos modelos-ferramenta para definição do molde em silicone.

As rodas dentadas metálicas resultantes (Figura 2.25) apresentam um peso de 1060 g ($Z=34$) e de 327 g ($Z=17$) e as rodas poliméricas obtidas por moldação apresentam um peso bastante inferior, 146 g ($Z=34$) e de 46 g ($Z=17$). Consegue-se pois uma diminuição substancial do peso total das rodas (de 2774 g para 384 g), permitindo atingir os objectivos de minimização de peso e forças centrífugas. Para a definição da cavidade de moldação do molde em silicone utilizaram-se as duas rodas-ferramenta fresadas previamente. Estas foram preparadas conforme ilustrado na Figura 2.25 marcando-se o plano de separação a vermelho e definindo-se o sistema de posicionamento e de alimentação, prevendo-se ainda o sistema de extracção de ar da cavidade de moldação.

Concluída a preparação da caixa, o processo de moldação iniciou-se com a preparação do silicone com a mistura do silicone e do catalizador durante 10 min numa câmara de vácuo. Depois da operação de mistura e da operação de vazamento do silicone na caixa de moldação (Figura 2.26.a)) seguiu-se a operação de cura durante 6 horas numa câmara de vácuo. Os moldes em silicone resultantes (Figura 2.25.b)) foram, posteriormente, abertos com recurso ao corte por bisturi realizando-se a extracção das rodas-ferramenta correspondentes. A operação de injeção do isocianato de polioliol (Figura 2.26.c)) no molde de silicone foi efectuada com recurso ao processo de moldação por reacção (RIM), da qual resultaram as rodas dentadas ilustradas na Figura 2.26.d). Depois de obtidas as rodas dentadas, passou-se ao torneamento dos veios em alumínio e à fresagem da caixa-suporte em material acrílico. Uma vez adquiridos e fabricados os diversos elementos constituintes passou-se à operação de montagem da caixa redutora desenvolvida. A sequência de montagem e a transparência da caixa permitem uma identificação e substituição expedita de qualquer componente danificado (Figura 2.26.e)). Esta caixa é ainda, perfeitamente hermética com o fim de permitir boas condições de lubrificação dos elementos móveis. O modelo final completo foi rodado com o auxílio de um motor eléctrico em diversas gamas de rotação antes de se fazer a sua aplicação no modelo de avião. Estes testes permitiram avaliar a sua fiabilidade para a aplicação pretendida.

iv) CONCLUSÕES

As diversas técnicas de prototipagem e de fabrico rápido empregues no presente trabalho permitiram obter uma caixa redutora com rodas em material termoendurecível (isocianato de polioliol) adequada à aplicação. O recurso ao processo de moldação em silicone mostrou ser uma técnica interessante para a obtenção e desenvolvimento de protótipos funcionais para aplicações estruturais. Foi feita uma verificação à rotura da caixa redutora, tendo-se obtido tensões máximas no pé do dente de aproximadamente 8.5 MPa, claramente inferiores à tensão de rotura do plástico termoendurecível utilizado (30 MPa). Assim, se não existirem defeitos no pé do dente, não é de esperar que ocorra este modo de ruína. Por fim, pode concluir-se que as técnicas utilizadas no presente trabalho permitem a obtenção de modelos funcionais com boas características geométricas, boas propriedades mecânicas e bons acabamentos superficiais. Uma das vantagens mais evidentes postas em relevo ao longo do

trabalho prende-se com a possibilidade de obter um elevado número de componentes de substituição, uma vez tratar-se de um modelo de competição, em que os parâmetros operacionais do avião são muitas vezes aproximados aos seus valores limites.

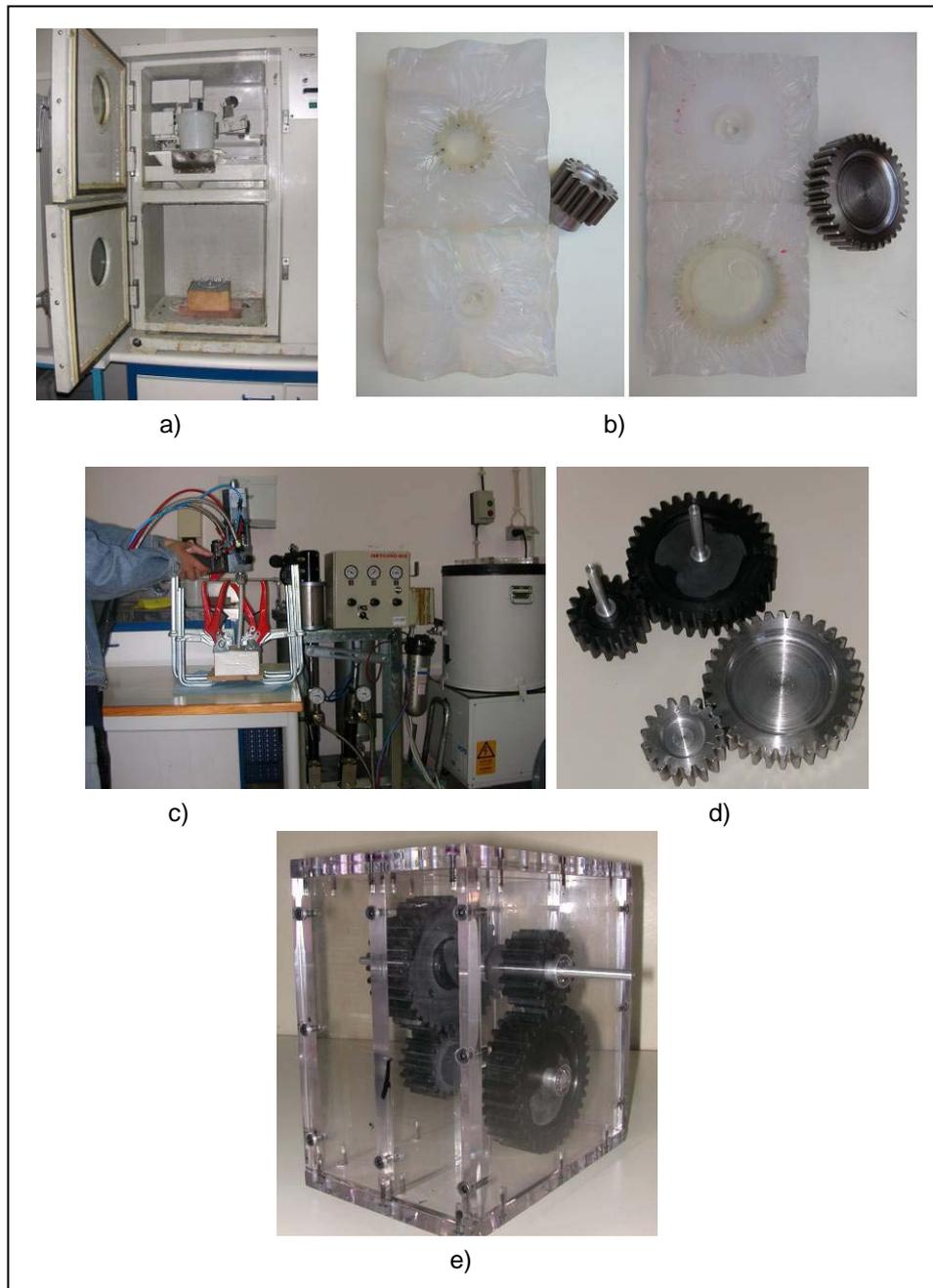


Figura 2.26 a) Câmara de vazamento de silicone; b) Moldes em silicone; c) Injeção do isocianato de polioliol por RIM; d) Rodas obtidas por RIM; e) Caixa redutora fabricada.

2.3.6. CASO 6: desenvolvimento e fabrico de uma máquina de processamento de materiais compósitos

Este trabalho reporta um estudo de selecção de materiais com vista ao fabrico de um modelo protótipo de hélice de um aeromodelo. Tendo como base de trabalho uma geometria definida para a hélice e uma liga de alumínio como material de referência, procurou-se estudar uma gama de materiais poliméricos, com e sem reforço, com vista a melhorar as propriedades mecânicas da hélice, reduzindo assim, o seu peso final. Depois de realizados os ensaios de determinação das propriedades mecânicas e do estudo de simulação em serviço dos materiais seleccionados, procedeu-se ao fabrico da hélice com recurso a técnicas de prototipagem rápida.

i) INTRODUÇÃO

A selecção de materiais é uma das etapas mais críticas do processo de projecto e fabrico de modelos de aviões, procurando-se aliar as melhores propriedades mecânicas ao menor peso possível, sem com isso pôr em risco a integridade do modelo de aeroplano. No presente trabalho pretendeu-se seleccionar o material a usar no fabrico de uma hélice de um modelo de avião, visando garantir a integridade estrutural com o mínimo de peso associado. O material de referência para validar a geometria desenvolvida em termos de aerodinâmica foi uma liga de alumínio. Como alternativa, optou-se por seleccionar uma gama de materiais poliméricos com vista ao seu fabrico por um processo de injeção em vácuo. Foram realizados ensaios experimentais para determinar as propriedades elásticas e de resistência mecânica destes materiais. Com os valores obtidos, procedeu-se ao estudo de simulação numérica da geometria com vista a determinar as tensões nas zonas críticas da geometria desenvolvida para a hélice e garantir a sua integridade estrutural. Para fabricar a hélice de alumínio utilizou-se o processo de maquinagem a alta velocidade, enquanto as hélices obtidas por injeção de resina epoxídica, com e sem reforço, foram fabricadas com recurso às técnicas de prototipagem rápida (Thermojet 3-D, Figura 2.27.b)) e vazamento em vácuo em molde de silicone (Figura 2.27.d)).

ii) RESULTADOS EXPERIMENTAIS: MATERIAIS E TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

Como material de referência para a hélice considerou-se uma liga de alumínio 3.4365.7 laminado, temperado e revenido, com uma tensão de rotura de 480-530 MPa. Os materiais alternativos foram obtidos a partir da resina epoxídica 520 e do catalisador 523. Para o reforço desta resina utilizaram-se mantas de fibra de vidro bidireccionais com gramagens de 120g e 200g ($E = 80$ GPa e $\sigma_R = 2$ GPa) e manta de fibra de carbono ($E = 230$ GPa e $\sigma_R = 3,9$ GPa). Considerando que o peso específico do alumínio é de 2700 kg/m^3 e que a resina epóxida é de 1120 kg/m^3 , a substituição de alumínio por resina epóxida permite uma redução de peso de cerca de 58%.

Os provetes para determinação das propriedades mecânicas destes materiais foram obtidos por vazamento em vácuo em molde de silicone (Figura 2.27.d)). Depois de se proceder à cura dos provetes, foram realizados ensaios de tracção unidireccional de acordo com a norma NP 2257-1998 numa máquina de ensaios electromecânica INSTRON 4206 conforme ilustrado na Figura 2.27.e). Os ensaios foram feitos à temperatura ambiente com uma velocidade de carregamento de 2 mm/min.

Na Tabela 2.8 são apresentadas as propriedades mecânicas obtidas com os materiais processados. Os resultados obtidos com a resina epóxida estão de acordo com os indicados pelo fornecedor do material. Como esperado, a introdução das fibras teve como consequência o aumento do módulo de Young e da resistência mecânica. Os resultados obtidos com os dois tipos de fibras de vidro são muito semelhantes. No caso do material composto com fibras de carbono, os resultados são significativamente maiores: maior resistência mecânica e maior rigidez.

iii) RESULTADOS NUMÉRICO

A hélice foi estudada numericamente para determinar as tensões máximas principais. Foi estudada apenas metade da hélice, considerando adequadas condições de contorno. A definição da geometria foi feita com cortes em 100%, 95, 90, 85, 80, 75, 70, 65, 60, 55, 50, 45, 40, 35, 30, 25, 20, 15, 10, 5 e 1% (228.a.)), sendo esta percentagem definida como:

$$\% = \frac{R - R_{hub}}{R_{m\acute{a}x} - R_{hub}}$$

onde $R_{m\acute{a}x}$ é o raio máximo da hélice (= 241,3 milímetros). Uma fina camada de fibra de reforço (0,1-0,25 mm de espessura) foi considerada na superfície. Na Figura 228.a.) e b) são apresentadas as secções consideradas na análise bem como a geometria correspondente à secção de 30%. As cargas consideradas são as indicadas na Figura 228.b), e foram obtidos a partir de análises aerodinâmicas. A força centrífuga também foi considerada.

Tabela 2.8. Propriedades mecânicas

| Material | σ_R [MPa] | ϵ_r [%] | E [MPa] |
|---------------------------------------|------------------|------------------|---------|
| Epoxy 520 | 78,1 | 6,8 | 3094,8 |
| Epoxy + fibra de vidro (120 g) | 64,8 | 1,9 | 3941,5 |
| Epoxy + fibra de vidro (200 g) | 53,1 | 1,5 | 4183,6 |
| Epoxy + fibra de carbono | 83,8 | 0,91 | 9486,2 |

A análise pelo MEF foi feita utilizando o programa comercial COSMOS/M 2.0, tendo-se considerado cerca de 30000 elementos isoparamétricos de 20 nós e 100000 nós. Na Figura 2.28.c) apresenta-se a malha de elementos finitos e a distribuição de tensões equivalentes de Von Mises (Figuras 2.28.d) e e)) na secção crítica da hélice. Pode notar-se que a distribuição de tensões é típica de uma secção sujeita à flexão, com tensões mínimas junto à linha neutra e máximas nos pontos mais afastados. A tensão máxima é claramente inferior à tensão de rotura dos vários materiais, o que indica que a hélice está bem dimensionada. É, assim, possível reduzir significativamente o peso da hélice utilizando os materiais aqui estudados (compósitos de matriz polimérica reforçados com fibra de vidro ou carbono).

Na Tabela 2.9 são apresentadas as tensões principais máximas na hélice, para diferentes materiais e frequências de rotação. Os valores da tensão resultante das forças centrífuga e aerodinâmica são apresentados separadamente e combinadas. As tensões centrífugas são mais elevadas do que as resultantes da aerodinâmica e, como esperado, aumentam a frequência de rotação.

Tabela 2.9. Tensões principais máximas

| Material; frequência rotacional | $(\sigma_1)_{Max}$ [MPa] | | |
|---|--------------------------|--------------|-----------|
| | Centrífuga | Aerodinâmica | Combinada |
| Epoxy 520, 4000 r/min | 661.25 | 93.17 | 572.9 |
| Epoxy + fibra 0.1mm, 4000 r/min | 4406 | 512.7 | 3854 |
| Epoxy + fibra 0.25mm, 4000 r/min | 2507 | 323.8 | 2197 |
| Epoxy + fibra 0.25mm, 2500 r/min | 979.4 | 144.3 | 845 |

A inclusão das fibras de reforço nas superfícies aumenta a resistência mecânica da hélice. O aumento da espessura das camadas de fibra (de 0,1 para 0,25 mm) proporcionou uma redução significativa da tensão máxima. Consequentemente, o aumento na espessura das camadas de reforço ou a utilização de múltiplas camadas mostra ser benéfica para a segurança dos componentes mecânicos em carga. Estes resultados podem ser comparados com os valores de resistência mecânica da resina epóxida (78 MPa), da fibra de vidro (2 GPa) e fibra de carbono (3,9 GPa). Pode concluir-se que uma hélice fabricada apenas com resina epóxida não é recomendável, pois resistência mecânica necessária para o seu funcionamento em serviço. A hélice feita com fibra de carbono, com 0,25 mm de espessura nas superfícies, tem uma elevada resistência mecânica e um factor de segurança de 1,8 para uma frequência de rotação de 4000 r.p.m., quando comparada com a hélice em alumínio.

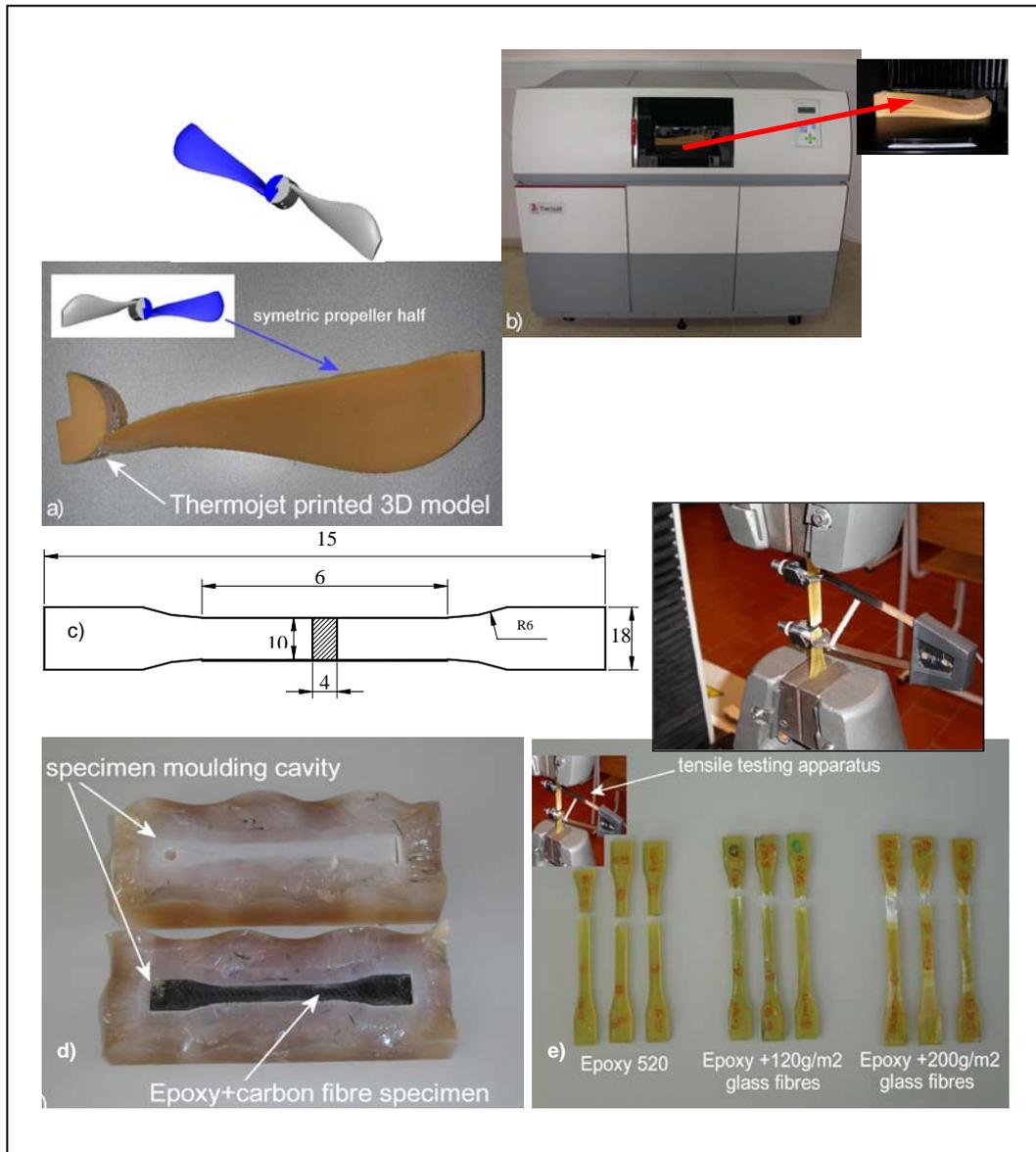


Figure 2.27. a) modelo virtual e físico da hélice; b) Thermojet 3-D, utilizada no fabrico do modelo físico da hélice; c) geometria dos provetes utilizados nos ensaios; d) molde em silicone utilizado no fabrico dos provetes; e) provetes ensaiados

iv) Processo de fabrico

Uma vez concluído o processo de design, o passo seguinte foi o de fabricar a hélice em material compósito com fibra de carbono. Foi utilizado como modelo a metade da hélice em cera (Thermojet, Figura 2.27.a e b)) para fabricar o molde em silicone para produzir as duas metades de hélice (e outras hélices). Foi realizado um estudo relativo ao processamento da hélice, definição da linha de junta, saída de ar e modelação. Após o vazamento do silicone numa caixa de madeira construída para o efeito o passo seguinte foi a cura a 30°C durante 24 horas. Concluída a fase de cura, o molde foi aberto pela linha de junta e removido o modelo da hélice em cera. Em seguida foram colocadas as camadas de tecido de fibra impregnadas com resina nas duas cavidades do molde em silicone. O molde foi fechado e procedeu-se à injeção de resina para o seu interior. Após o vazamento da resina epóxida no interior do molde, iniciou-se a fase de cura dentro da câmara de vácuo (Figura 2.28.b)). A fase de cura consistiu na manutenção a 20°C durante 24 horas, seguido por um período de 16h a 60°C. O processamento em vácuo acima descrito foi realizado por duas vezes para obter as duas partes simétricas da hélice (Figura 2.29.b). Estas peças foram limpas e montadas para obter o resultado compósito de carbono reforçado hélice ilustrada na Figura 2.29.d).

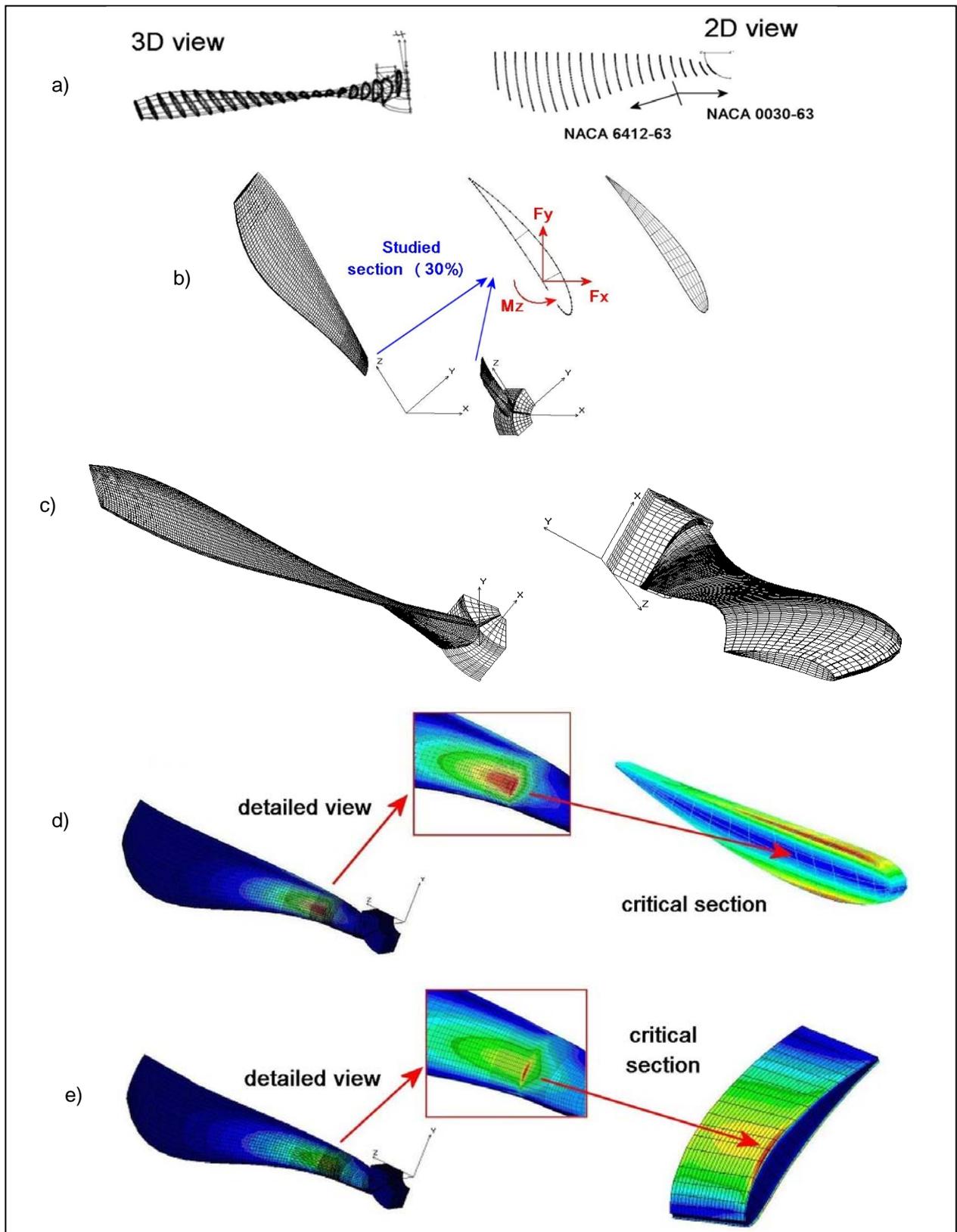


Figura 228.a) secções consideradas na definição da geometria da hélice; b) Geometria da secção 30 % e malha de elementos finitos; c) malha de elementos finitos; d) tensão equivalente de Von Mises, na secção crítica, para a hélice em resina epóxida sem reforço; e) tensão equivalente de Von Mises, na secção crítica, para a hélice em resina epóxida com reforço de camadas de fibra (0,25 mm).

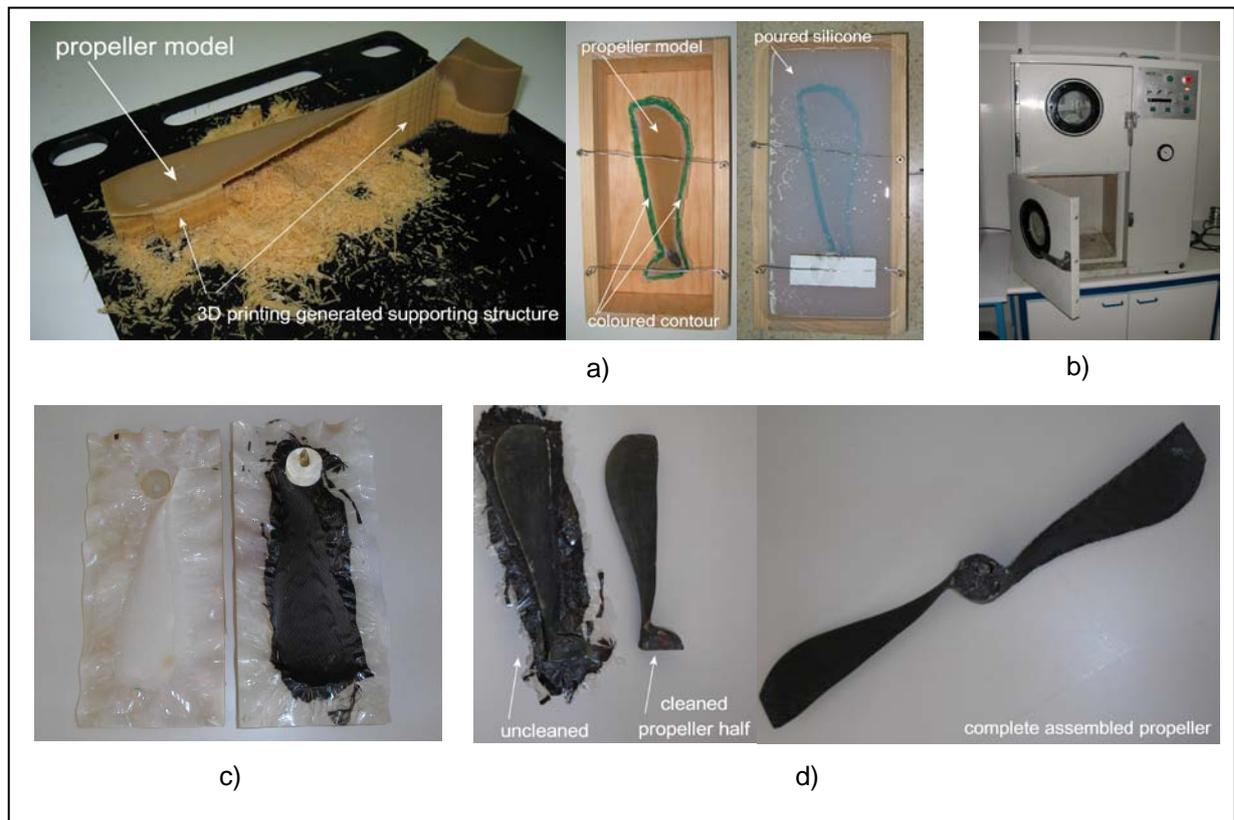


Figura 2.29.a) protótipo de metade da hélice em cera (Thermojet 3-D) e seqüência de fabrico de molde em silicone; b) câmara de cura em vácuo; c) molde em silicone com a hélice; d) componentes da hélice em material compósito com fibras de carbono e montagem.

v) CONCLUSÕES

Diferentes materiais foram considerados no fabrico de uma hélice de um modelo de avião: liga de alumínio e materiais compósitos de matriz em resina epóxida reforçados com fibras de vidro e de carbono. Os resultados indicam que os compósitos estudados são uma alternativa interessante às ligas de alumínio pois permitem uma redução significativa de peso (-58%) sem afectar a integridade estrutural. O posicionamento das fibras apenas nas superfícies é uma solução interessante, pois permite uma utilização optimizada dos materiais de reforço.

Foi realizada uma análise numérica com o objectivo de obter uma distribuição de tensões na hélice. As tensões máximas principais foram comparadas com os valores obtidos experimentalmente para avaliar a segurança do componente estrutural. A inclusão de fibras na superfície aumenta, naturalmente, a resistência local. A resistência mecânica foi obtida em ensaios de tracção unidireccional. Os provetes de matriz em resina epóxida e materiais compósitos com reforço de fibra na superfície foram obtidos por processamento em vácuo. A comparação das tensões máximas principais com os valores de resistência mecânica obtidos experimentalmente indicam que os materiais compósitos tem as propriedades adequadas, e que a segurança dos componentes pode ser aumentada com a adição de uma camada mais espessa de fibra ou usando fibra de carbono. A inclusão de mais camadas de reforço também pode aumentar a resistência mecânica do componente estrutural. O protótipo de hélice foi produzido com material compósito com fibras longas de carbono na superfície. O fabrico foi realizado com recurso a técnicas de prototipagem rápida: produção de um modelo 3D (Thermojet) que foi usado modelo para produzir o molde silicone. Estas técnicas são adequadas para o desenvolvimento de protótipos funcionais para aplicações estruturais.

2.3.7. CASO 7: desenvolvimento e fabrico de um molde para caracterização mecânica de materiais (ensaio de flexão em 3 pontos)

O desenvolvimento dos sectores da indústria automóvel e da indústria aeronáutica/aeroespacial tem sido acompanhado por desenvolvimentos na área dos materiais, nomeadamente: materiais com boas propriedades mecânicas; baixo custo; facilidade de processamento; baixa densidade; reciclagem. Deste modo. Foi projectado e fabricado um molde de injeção de canais frios para o fabrico de provetes.

i) Desenvolvimento e fabrico de molde de injeção

Foi projectado e fabricado um molde de injeção convencional ou de canais frios para fabrico de provetes. Neste projecto foram consideradas as características da máquina de injeção, nomeadamente a força de fecho, a distância entre colunas, a abertura do molde e a capacidade de injeção. Foi, também, tido em atenção a disposição das cavidades, de modo a obter canais de distribuição curtos, uma força de impulsão equilibrada e um molde mais compacto. No dimensionamento dos canais foram considerados os seguintes aspectos: o material plástico deve entrar rapidamente dentro de cada cavidade pelo percurso mais curto e com o mínimo de perdas de calor e de pressão; o material deve entrar nas cavidades ao mesmo tempo, à mesma pressão e temperatura; a secção transversal dos canais deverá ser suficiente, de modo a garantir um bom enchimento. Canais muito longos aumentam o tempo de refrigeração e, conseqüentemente, o ciclo de moldação. O desenho de conjunto do molde deve representar, de um modo claro, o seu funcionamento, a interacção dos vários componentes, as dimensões dos mesmos, bem como a relação com a máquina de injeção onde vai trabalhar. Este desenho deve ter pelo menos duas plantas e dois cortes, uma legenda e uma lista de materiais (Figura 2.30). O molde foi desenhado em Pro Engineer. A estrutura em aço de construção foi fornecida com guias e casquilhos e furação para anel de centragem. A mesma é constituída por um conjunto de chapas montadas umas sobre as outras, rigidamente ligadas por meio de parafusos e cavilhas. A estrutura deve ser suficientemente resistente de modo a suportar os esforços originados pela pressão de injeção e força de fecho da máquina de injeção. A chapa da cavidade foi fornecida galgada e rectificada com arestas quebradas. Nesta placa foram realizadas as seguintes furações laterais: execução por mandriladora de furações para olhais e furação para barra de transporte e execução por mandriladora de furação para sistema de refrigeração. As furações verticais foram as seguintes: furações para a fixação à chapa de aperto, furo para injecto (Ø 12,0 H7) feito numa pontedora Hauser. A chapa da bucha foi fornecida galgada e rectificada com as arestas quebradas. Nesta placa foram realizadas operações de fresagem, numa fresadora convencional, para abertura dos canais de alimentação e abertura da cavidade para o postigo. As cavidades e os ataques do postigo foram obtidos pelo processo de electroerosão. Os eléctrodos para obter a cavidade foram efectuados por electroerosão por fio. Foram efectuadas as seguintes furações laterais na chapa da bucha: execução por mandriladora de furações para olhais e furação para a barra de transporte; no postigo moldante, foram executados por mandriladora a furação para o sistema de refrigeração. As furações verticais no postigo foram as seguintes: furação para os extractores e furação de folga para os extractores e mandrilagem furos de extractores para Ø 4,0 H7 (9x); Na chapa da bucha furo e mandrilou-se os pernos de retorno para Ø 10,0 H7 (4x).

O sistema de extracção depende do tipo de molde e deve permitir uma extracção firme e suave das peças. Este é constituído pelos seguintes elementos extractores: extractores, chapas dos extractores (posicionam os extractores e promovem o seu accionamento), botões de encosto, guias e casquilhos e pernos de retorno (promovem o recuo das chapas extractoras, garantindo que estas estão na posição correcta antes do início da injeção no ciclo seguinte). O número e o tipo de extractores foram seleccionados tendo em atenção o formato das peças e o tipo de material. Nas chapas extractoras foram executados furos para os extractores, furos para suportes e furos para os casquilhos das guias de extracção.

Os acessórios constituem um vasto conjunto de componentes, com várias furações que fazem parte do molde. Alguns destes componentes são de aplicação geral em construção mecânica, ao passo que outros são constituídos por elementos específicos de projecto de molde, tais como: guias, casquilhos, anel de centragem, injecto, extractores, termopares, etc. A utilização de acessórios normalizados apresenta vantagens, nomeadamente na substituição, em caso de necessidade, a melhor qualidade e preço e uma melhor capacidade de resposta dos fabricantes.

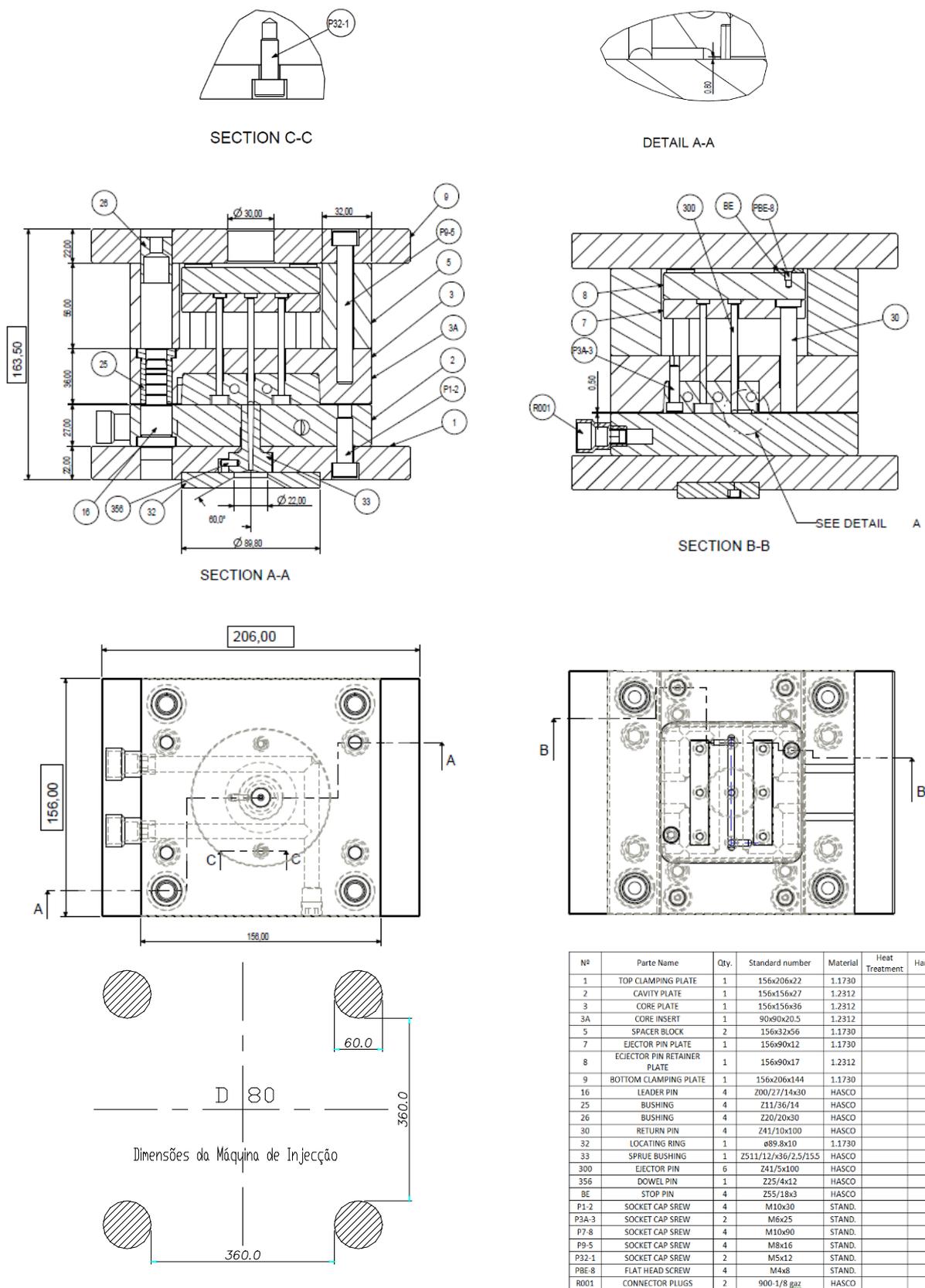


Figura 2.30 Desenho de conjunto com duas plantas (extração e injeção) e dois cortes (longitudinal e transversal) do molde.

ii) PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Uma máquina de injeção é basicamente constituída por quatro sistemas funcionais: o sistema de plasticização, o molde, o sistema de fecho e o sistema de potência. A obtenção de peças injectadas de boa qualidade envolve um trabalho de análise de um conjunto de variáveis associadas a máquina: a velocidade e pressão de injeção, o perfil de temperaturas no cilindro, a temperatura do molde e os tempos de pressurização e arrefecimento. A máquina de injeção utilizada é da marca EURO IN J Série D 80. As características da máquina são apresentadas na Tabela 2.10. Nos ensaios de moldação realizados na máquina de injeção foram considerados os valores obtidos nas análises de Moldflow Insight. O primeiro ensaio foi elaborado com polipropileno (PP) e o segundo foi com Politereftalato de etileno (PET).

Tabela 2.10 Características da máquina de injeção utilizada nos ensaios.

| EURO IN J Série D 80 | | |
|----------------------------------|--|---------|
| Sistema de injeção | <i>Diâmetro do fuso [mm]</i> | 36 |
| | <i>Relação L/D</i> | 20 |
| | <i>Volume injeção [cm³]</i> | 183 |
| | <i>Peso injeção [g]</i> | 164 |
| | <i>Pressão [bar]</i> | 1722 |
| Sistema de fecho | <i>Força fecho max. [ton]</i> | 80 |
| | <i>Max curso abertura [mm]</i> | 320 |
| | <i>Esp. Molde min. [mm]</i> | 130 |
| | <i>Esp. Molde max. [mm]</i> | 400 |
| | <i>Abertura max.[mm]</i> | 720 |
| | <i>Espaço entre colunas [mm]</i> | 360x360 |
| | <i>Diâmetro de colunas [mm]</i> | 60 |
| | <i>Max. Força extractor [ton]</i> | 2.74 |
| <i>Max. Curso extractor [mm]</i> | 90 | |

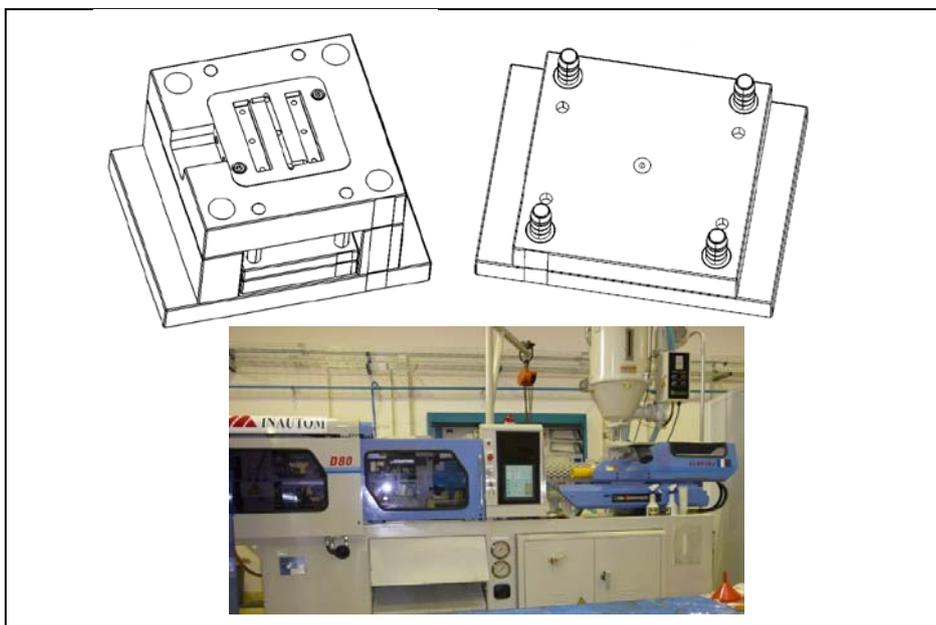


Figura 2.31 Representação a 3D da bucha e da cavidade do molde. Máquina de injeção EURO IN J Série D 80.

A obtenção de peças injectadas de boa qualidade envolve um trabalho de análise de um conjunto de variáveis associadas à máquina: a velocidade e pressão de injeção, o perfil de temperaturas no cilindro, a temperatura do molde e os tempos de pressurização e arrefecimento. A máquina de injeção utilizada é da marca EURO IN J Série D 80 (Figura 2.31). Os parâmetros utilizados no processamento destes materiais são apresentados na tabela 2.11.

Tabela 2.11 Parâmetros utilizados na máquina de injeção.

| Parâmetros de Processamento | | PP | PET |
|--------------------------------|----------------------|------|--------|
| | | 225 | 225 |
| Temperaturas | Injecção [° C] | 37 | 37 |
| | Molde [° C] | 60 | 60 |
| Injecção | Pressão [bar] | 105 | 210 |
| | Velocidade [%] | 60 | 60 |
| | Carga [mm] | 58 | 58 |
| Pressurização | Pressão [bar] | 80 | 170 |
| | Velocidade [%] | 40 | 40 |
| | Força de fecho [ton] | 1,9 | 3,8 |
| Material total a injectar [g] | | 71,3 | 114,53 |
| Tempo de ciclo de moldação [s] | | 35 | 35 |

Nas análises de Moldflow efectuadas começou por criar-se um modelo de CAD o qual foi posteriormente exportado em formato IGES. Foi gerada uma malha de elementos finitos do tipo Dual Domain (Figura 2.32). Foram realizadas as análises de simulação em Moldflow Insight onde foram analisados os parâmetros de processamento por injeção. Foi realizada uma primeira análise de injeção em condições isotérmicas de um fluido newtoniano que permitiu analisar a velocidade e o avanço do fuso. Em seguida, foi realizada uma optimização das condições do processo (*Process Conditions Optimization*), obtendo-se um conjunto de valores indicativos para a selecção da máquina e condições de processamento. No caso da disposição das peças não ser simétrica, pode-se otimizar o posicionamento do ponto de injeção de forma a balancear o enchimento das peças. Posteriormente foi realizada uma análise de forma a obter as condições de enchimento, condições de refrigeração e pressão de compactação do material. Os resultados obtidos permitiram otimizar a ferramenta de moldação, no que se refere à localização dos escapes de gases, temperaturas da frente do material fundido, velocidade de avanço do material, linhas de soldadura, eficiência dos canais de refrigeração, temperatura na interface metal/plástico, tempos e pressões de injeção, pressão de compactação, tempo de arrefecimento, taxas e tensões de corte.

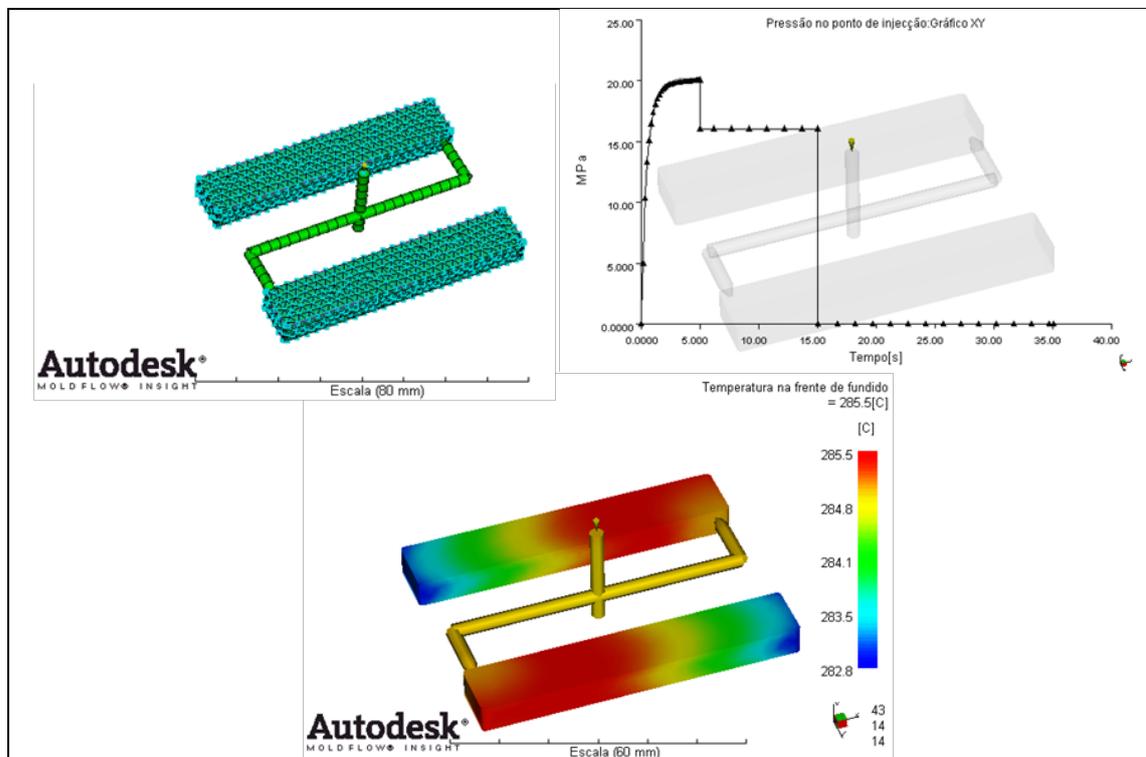


Figura 2.32. Análise Moldflow Insight para o PET. Pormenor do tipo de malha utilizada; Gráfico da pressão no ponto de injeção; Gráfico da temperatura da frente do material fundido.

Pode-se observar a partir da Figura 2.32 que a pressão máxima (pressão de injeção) é de 20 MPa, diminuindo até um valor próximo dos 16 MPa (pressão de pressurização ou de compactação). Este estudo permite a previsão da distribuição da pressão máxima da injeção. É importante a uniformidade de pressões para impedir empenos e distorções nas peças injectadas. Esta análise permite também estimar o instante para proceder à abertura do molde e extracção da moldação. A temperatura da frente do material fundido (Figura 2.32) pode auxiliar na previsão da qualidade final da peça. É importante que esta temperatura seja o mais uniforme possível de forma a evitar empenos na peça a processar. Durante toda a fase de enchimento, o gradiente de temperatura do material da peça não ultrapassou os 3 °C, como se pode observar na figura acima, o que minimiza o risco do aparecimento de linhas de soldadura.

iii) CONCLUSÕES

A partir da análise em Moldflow Insight (Tabela 2.11) foi possível retirar as seguintes conclusões: o avanço do material é efectuado de uma forma balanceada; a pressão aumenta gradualmente, não existindo nenhuma variação brusca no final do enchimento; a distribuição de temperaturas ao longo da peça não apresenta variações significativas; a força de fecho aumenta gradualmente desde o início até ao fim da injeção; a força de fecho requerida encontra-se dentro dos parâmetros da máquina de injeção; as fugas de ar estão localizadas nos extremos das peças. Consequentemente, estas devem ser localizadas no plano da junta nos extremos das peças, evitando, deste modo, a degradação do material e o aparecimento de zonas de enchimento incompleto. O sistema de refrigeração está dimensionado de forma a permitir uma boa transferência de calor.

Tabela 2.11 Resultados da análise no Moldflow Insight.

| Parâmetros de processamento | Material | |
|--|-----------------|--------------------------|
| | Generic PP | Nippon Unipet 543C (PET) |
| Tempo de injeção[s] | 6,04 | 5,02 |
| Tempo de ciclo de moldação [s] | 34,48 | 35,01 |
| Pressão max. injeção [MPa] | 10,43 | 20,01 |
| Temperatura de processamento [° C] | 225 | 225 |
| Temperatura do molde [° C] | 37 | 37 |
| Distrib. de temp. ao longo da peça [° C] | 3 | 3 |

Capítulo 3. Materiais Compósitos

O desenvolvimento e fabrico de materiais compósitos, bem como as técnicas de projecto e tecnologias de produção a eles associados, constituíram um dos mais importantes avanços na história dos materiais. Os compósitos são materiais multifuncionais que possuem propriedades físicas e mecânicas fora do comum, podendo ser processados de forma a satisfazerem necessidades específicas. Estes materiais possuem grande resistência a temperaturas superior à temperatura ambiente, à corrosão, à oxidação e ao desgaste. Por outro lado, os processos de fabrico de compósitos estão hoje bem adaptados à fabricação de estruturas complexas, o que permite a consolidação das peças com custos de fabrico relativamente baixos. Estas características permitem a sua utilização em muitas aplicações, com vantagem em relação aos materiais monolíticos.

Os materiais compósitos são, actualmente, muito utilizados não só na indústria aeroespacial, mas também, num crescente número de aplicações de Engenharia Mecânica, tais como motores de combustão interna, componentes de máquinas, vasos de pressão, componentes dimensionalmente estáveis, equipamentos industriais de processos que requerem resistência à corrosão a alta temperatura, componentes sujeitos a oxidação e desgaste, estruturas náuticas, equipamentos de desporto e lazer e aparelhos aplicados em biomedicina.

Os materiais compósitos podem ser definidos como materiais constituídos por pelo menos duas fases distintas mutuamente insolúveis, das quais, pelo menos uma funciona como agente de reforço (Strong, 1989; Smith, 1996; Zweben, 1998). Os materiais sólidos podem ser divididos em quatro grandes categorias: polímeros, metais, cerâmicos e carbono (classe distinta devido às suas características específicas).

Os compósitos podem ser classificados relativamente ao material usado como matriz. Assim, existem quatro categorias de materiais compósitos: compósito de matriz polimérica (CMP); compósito de matriz metálica (CMM); compósito de matriz cerâmica (CMC); compósito de carbono/carbono (CCC).

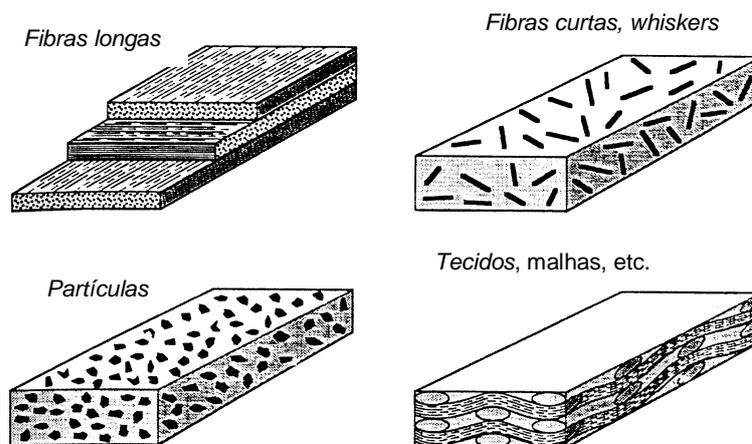


Figura 3.1 Principais tipos de reforço usados nos materiais compósitos (Zweben, 1998).

O tipo de material de reforço do material compósito pode assumir diferentes formas, nomeadamente: fibras alinhadas contínuas, fibras descontínuas, cristais alongados, partículas e numerosas formas de arquitecturas fibrosas produzidas por tecnologia têxtil, tais como tecidos e entrançados. Por outro, cada vez mais, os fabricantes de materiais desenvolvem compósitos híbridos que combinam diferentes tipos de reforço de modo a poder atingir uma maior eficácia, a custos otimizados. A forma mais usual de representar um compósito reforçado por fibras é separar o material da matriz e a fibra de reforço por uma barra "/>. No caso de uma matriz de resina epóxida reforçada por fibra de carbono escreve-se "resina epóxida/carbono" ou "Ep/C". Se o reforço for de partículas, coloca-se a designação das partículas entre parêntesis seguidas de um "P", ou seja, alumínio reforçado com partículas de carboneto de silício é representado por "Al/(SiC)_P". Na Figura 3.1 estão ilustrados os principais tipos de materiais de reforço utilizados no fabrico de materiais compósitos: fibras longas alinhadas, fibras descontínuas, *whiskers* (fibras muito curtas), partículas e numerosas arquitecturas de fibras produzidas por tecnologia têxtil, tais como tecidos e malhas.

A selecção de diferentes materiais pode proporcionar a obtenção de um material compósito com propriedades significativamente melhores. A utilização de fibras como reforço de matrizes poliméricas

pode traduzir-se na obtenção de materiais com resistência e rigidez mais elevadas e, deste modo, podem, naturalmente, suportar maiores cargas de serviço. Os materiais de reforço utilizados nestes compósitos são, na maior parte dos casos, fibras de elevada resistência, rigidez e de diâmetros muito pequenos. São, também, utilizadas fibras curtas (whiskers) e partículas. As fibras curtas e as partículas podem conferir ao material compósito uma menor resistência e rigidez (são usadas com orientações aleatórias), mas podem conduzir a um processo de fabrico mais fácil (Schwartz, 1984). As matrizes poliméricas apresentam, geralmente, valores inferiores de rigidez e de resistência mecânica aos materiais de reforço, mas são mais fáceis de processar. Estes materiais poliméricos podem proteger os materiais de reforço do meio ambiente e estabelecem a transferência de carga entre os elementos de reforço. Uma selecção adequada do material da matriz e do material do reforço pode permitir obter um novo material com boas propriedades físicas e mecânicas e de fácil processamento. Os materiais utilizados como matriz no fabrico industrial da maioria dos compósitos são, em geral, em material termoendurecível. Por outro lado, o facto destes materiais poliméricos não serem recicláveis, bem como algumas limitações destes materiais, conduziu, nos últimos anos, à procura de matrizes termoplásticas com boas propriedades e de fácil processamento. A resistência à tracção dos materiais poliméricos utilizados como matrizes é relativamente baixa, apresentando a maior parte destes materiais valores inferiores a 70 MPa. O polimetacrilato de metilo (PMMA), material utilizado como matriz dos compósitos Asterite, Amatis e Ultra-quartz, é um material termoplástico rígido e transparente e apresenta uma boa resistência às condições ambientais (Smith, 1996). Uma característica importante dos materiais termoplásticos prende-se com o facto destes materiais sofrerem amaciamento gradual com o aumento da temperatura. A caracterização da vida à fadiga dos materiais poliméricos é dada com base nas curvas típicas de Wöhler (S-N), variação da amplitude de tensão versus o número de ciclos até à falha. Por outro lado, o método mais comum para caracterizar o crescimento da fenda de fadiga envolve a utilização da lei de Paris *et al* (1963). Esta aproximação é meramente uma extensão da aplicação da Mecânica da Fractura Linear Elástica, largamente aceite na fadiga de materiais metálicos e, também, na fadiga dos materiais poliméricos. Hertzberg *et al* (1980, 1986) consideraram que a variação do crescimento da fenda de fadiga, numa larga variedade de polímeros amorfos e semi-cristalinos pode ser caracterizada em termos da gama de factor intensidade de tensões (ΔK).

O reforço das matrizes poliméricas com partículas, whiskers e fibras contínuas pode permitir obter muitas possibilidades de melhoramento da resistência mecânica com o aumento da temperatura, rigidez e resistência à fluência e à fadiga. A adição do reforço às matrizes poliméricas tem também como objectivo reduzir a contracção, o empeno e a expansão térmica. As propriedades mecânicas e em particular, a resistência ao impacto e a tenacidade, mostram comportamentos diferentes em função das características da matriz, tipo e fracção volúmica do enchimento, bem como da adesão entre matriz e o enchimento.

O melhoramento da resistência à fadiga é obtido por combinações específicas do material de reforço e matriz, métodos de processamento, factores geométricos associados com o arranjo da fase de reforço na matriz e características interfaciais.

Os materiais epóxicos são muito utilizados como matrizes para componentes estruturais em aplicações automóvel e aircraft. Estes materiais apresentam uma melhor resistência à deformação e aos solventes, promovida por uma estrutura de ligações cruzadas e uma baixa resistência à propagação de fenda por fadiga. De modo a contornar a baixa tolerância ao dano, estes materiais podem ser reforçados do seguinte modo: modificação da matriz utilizando partículas de borracha (Kinloch *et al* (1983), Yee *et al* (1986)); reforço da matriz com enchimento de partículas inorgânicas rígidas e partículas termoplásticas (Spanoudakis *et al* (1984), Moloney *et al* (1987)).

A adição de partículas de borracha pode endurecer o polímero epóxido pelo desenvolvimento de mecanismos de cavitação, bandas de corte e crescimento de vazios plásticos (Kinloch *et al* (1983), Pearson *et al* (1986), Evans *et al* (1986)) na vizinhança da extremidade da fenda. Os mecanismos de bandas de corte e crescimento de vazios plásticos reduzem a força motriz efectiva da fenda pela formação de uma zona plástica na extremidade da fenda. A adição de partículas de enchimento de vidro pode endurecer os polímeros epóxicos através do mecanismo de *pinning* na extremidade da fenda/mecanismo de *bridge* entre as superfícies da fenda (Spanoudakis *et al*, 1984; Moloney *et al*, 1987). Nos últimos anos têm vindo a ser desenvolvidos materiais compósitos híbridos (Kinloch *et al*, 1985; Pearson *et al*, 1993) cujo objectivo é o de promover a ocorrência, em simultâneo, dos mecanismos de cavitação/bandas de corte induzidas pelas partículas de borracha e mecanismos de *pinning* na extremidade da fenda/mecanismos de *bridge* entre as superfícies da fenda. Azimi *et al* (1995) observaram que a resistência à propagação de fendas de fadiga em polímeros epóxicos pode ser melhorada com a adição de partículas de borracha ou esferas de vidro. A utilização em simultâneo de partículas de borracha e de esferas resulta numa sinergia de melhoramento da resistência à propagação da fenda de fadiga em todo o regime de crescimento da fenda. Este comportamento pode ser

maximizado para uma determinada fracção volúmica de partículas de borracha (7,5%) e esferas de vidro (2,5%). Esta resposta, em termos de comportamento, pode ser atribuída a uma mudança do estado de tensão localizado na extremidade da fenda, causado pela *cavitação* da borracha, que pode, também, resultar num melhoramento da eficiência do mecanismo de *pinning/bridge* das esferas de vidro (Azimi *et al* (1995)).

3.1. COMPORTAMENTO MECÂNICO DE MATERIAIS COMPÓSITOS DE PARTÍCULAS

O comportamento mecânico dos materiais compósitos pode ser afectado por um conjunto de parâmetros tais como o tamanho, forma e distribuição das partículas de reforço. No caso de partículas não esféricas, a orientação destas relativamente à direcção de aplicação de tensão deve, naturalmente, ser considerada. A maioria dos estudos dos materiais compósitos de partículas limita-se à análise do seu comportamento à tracção simples. Isto pode ser observado em numerosas publicações, nomeadamente os trabalhos realizados por Hashemi *et al* (1996), Meddad *et al* (1994), Godard *et al* (1993), Kovacevic *et al* (1994). O comportamento à tracção tem sido modelizado por vários autores a partir das propriedades da matriz e do reforço. A equação mais geral que descreve o efeito da fracção volúmica de enchimento na resistência à tracção é a seguinte:

$$\sigma_c = \sigma_m (1 - aV_p^b + cV_p^d) \quad (3.1)$$

onde σ_c é a resistência mecânica do material compósito; σ_m é a resistência à tracção da matriz polimérica; V_p é a fracção volúmica de enchimento; a, b, c, d são constantes (Wypych (1999)).

A previsão da evolução da resistência à tracção do material compósito com o aumento da fracção volúmica de enchimento só é possível ser determinada com o conhecimento dos valores dos coeficientes a, b, c, d . O coeficiente a está relacionado com a concentração de tensões no material. Em compósitos com enchimento com pobre adesão, o coeficiente a pode tomar os valores de 1,21 ou 1,23, no caso de partículas não esféricas. O coeficiente b toma o valor arbitrário de 0,67. Os coeficientes c e d estão relacionados com o efeito do tamanho da partícula. Quanto menor for o tamanho da partícula, maior será o valor destas constantes. Se os valores destas constantes forem conhecidos é possível fazer previsões de resistência à tracção de materiais compósitos com diferentes tamanhos partículas de enchimento. A partir da equação 3.1 pode-se prever que com a diminuição do tamanho das partículas do enchimento, há num aumento da resistência à tracção.

Para baixas fracções de enchimento, a equação de Einstein ajusta-se bem aos resultados experimentais:

$$\sigma_c = \sigma_m (1 + aV_p^b) \quad (3.2)$$

Nesta equação, para partículas esféricas e baixas fracções de enchimento, $b=1$ e a é um parâmetro que é função da adesão entre a matriz e partículas do enchimento. Segundo esta equação, a resistência à tracção aumenta com a adição de partículas, o que nem sempre foi verificado experimentalmente. Consequentemente, esta equação tem sido sujeita a algumas modificações por vários investigadores. A equação proposta por Nicolais *et al* (1971) é uma modificação, na qual $a=1,21$ e $b=2/3$. O modelo modificado por Nielsen (1970) é frequentemente utilizado (Pukánszky *et al*, 1988; Jancar *et al*, 1993; Zaini *et al*, 1996; Chiang *et al*, 1994; Fu *et al*, 1995), especialmente na forma proposta por Nicolais *et al* (1971):

$$\sigma_c = \sigma_m \frac{(1 - V_p)}{1 + 25V_p} \exp(BV_p) \quad (3.3)$$

onde B é um parâmetro que caracteriza a interacção matriz-partícula. Outras equações de previsão consideraram que a resistência de um compósito carregado com partículas pode ser determinada pela área efectiva disponível na matriz devido à presença das partículas do enchimento (Nielsen, 1966; Nicolais *et al*, 1971). 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 tracção pode ser dada por:

$$\sigma_c = \sigma_m (1 - aV_p^n) \quad (3.4)$$

onde σ_c e σ_m são, respectivamente, a resistência à tracção do compósito e da matriz, V_p a fracção volúmica do enchimento, a e n são constantes que dependem da forma da partícula e arranjo no modelo do compósito. Velasco *et al* (1998) compararam os resultados experimentais obtidos nos ensaios de tracção (para várias velocidades de deformação), com os modelos propostos por Nicolais *et al* (1971), Jancar *et al* (1993) ($\sigma_c = \sigma_m (1 - V_p^{2/3})$) e o modelo teórico simples para a resistência ($\sigma_c = \sigma_m (1 - V_p)$). Os

materiais utilizados foram o polipropileno e dois compósitos de matriz PP e enchimento com partículas de 1,6 µm (18,3 % em vol.) e 55 µm (18,7 % em vol.). Eles observaram que o compósito com o enchimento mais fino apresentava uma boa concordância com o modelo teórico simples, enquanto o compósito com partículas maiores está situado entre o modelo teórico simples e o modelo de Jancar (σ_c (teórico) > σ_c (Jancar) > σ_c (Nicolais)). É importante referir que as partículas do enchimento não foram sujeitas a qualquer tratamento superficial.

Nielsen (1966) introduziu o factor de concentração de tensões, K, com um valor estimado de 0,5. Para partículas cúbicas embebidas na matriz, a equação 3.4 pode ser escrita na seguinte forma:

$$\sigma_c = \sigma_m (1 - V_p^{2/3}) K \quad (3.5)$$

Nicolais *et al* (1971) consideraram uma matriz carregada com partículas esféricas dispersas uniformemente e consideraram que a fractura do compósito resultante podia ocorrer na direcção perpendicular à aplicação da carga:

$$\sigma_c = \sigma_m (1 - 1.21 V_p^{2/3}) K \quad (3.6)$$

Piggott *et al* (1974) consideraram que um arranjo de enchimento uniforme era impossível de pôr em prática e, deste modo, propuseram a seguinte relação:

$$\sigma_c = K \sigma_m - b V_p \quad (3.7)$$

onde K é, também, um factor de concentração de tensões e b uma constante, função do tipo de adesão matriz-partícula.

Uma abordagem avançada foi desenvolvida por Leidner *et al* (1974). O modelo considerado foi o de um compósito constituído por partículas esféricas embebidas numa matriz elástica. Neste modelo, para o 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 e, conseqüentemente, a tensão máxima na partícula é dependente da resistência ao corte da matriz e da resistência da ligação matriz-partícula. O valor da resistência à tracção do compósito foi considerado simplesmente como a soma da carga máxima transferida para a matriz e para o material de enchimento:

$$\sigma_{cu} = (\sigma_a + 0.83 \tau_m) + \sigma_a K (1 - V_p) \quad (3.8)$$

para uma boa adesão interfacial e

$$\sigma_{cu} = 0.83 \sigma_{th} \alpha V_p + k \sigma_m (1 - V_p) \quad (3.9)$$

no caso de não haver adesão superficial. σ_a e σ_m são, respectivamente, a resistência da ligação interfacial e o valor da resistência da matriz, τ_m a resistência ao corte da matriz, K o factor de concentração de tensões, k é um parâmetro que é função do tamanho da partícula, σ_{th} a tensão térmica compressiva e α o coeficiente de atrito.

Foram 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:

$$\sigma_c = \sigma_m + kd^{-1/2} \quad (3.10)$$

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

O tamanho das partículas pode afectar grandemente a resistência à tracção dos materiais compósitos de partículas (Nicolais *et al*, 1974; Piggott *et al*, 1974). Geralmente, a resistência à tracção aumenta com a diminuição do tamanho das partículas (a ligação interfacial é muito mais efectiva devido ao aumento da área interfacial). O tamanho da partícula está, também, relacionado com o tamanho da falha do material utilizado. Tem sido considerado que o campo de tensões perto de uma partícula é independente do tamanho da partícula. No entanto, o volume de polímero da matriz que é sujeito a uma dada concentração de tensão, aumenta com o aumento do tamanho da partícula. Conseqüentemente, a probabilidade de encontrar uma falha de maiores dimensões aumenta com o tamanho da partícula.

O efeito da adesão interfacial na resistência pode ser analisado considerando uma ligação pobre matriz-partícula que poderá originar uma falha com a formação de uma cavidade de dimensão igual ao seu tamanho.

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 tensões. 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* (1984), as tensões térmicas (σ_{th}) e a resistência de ligação matriz-partícula (σ_a) são difíceis de medir em materiais compósitos reais. Para valores baixos de V_p , as tensões de origem térmica podem ser medidas, mas para valores altos de V_p , as tensões são difíceis de medir devido à interacção entre partículas. Em situações reais, as partículas não apresentam tamanhos uniformes, apresentando conseqüentemente, dificuldades na selecção de valores a utilizar nas equações (3.8) e (3.9), o que limita a sua aplicabilidade.

A tensão de cedência (σ_c) pode fornecer informação adicional relativamente à interacção matriz-enchimento e é um dos parâmetros utilizados na caracterização de compósitos (Liu *et al*, 1996; Chiu *et al*, 1996). O carbonato de cálcio é, frequentemente, utilizado no enchimento de matrizes de PVC. Como consequência de uma boa interacção e adesão entre o talco e a matriz PVC, o compósito apresenta um aumento da tensão de cedência com o aumento da fracção volúmica de enchimento de talco. Liu *et al* (1996) mostraram que a tensão de cedência pode ser melhorada com o pré-tratamento da superfície do material de enchimento. O revestimento pode influenciar a cristalinidade devido ao contributo para a nucleação, alterando as propriedades mecânicas do compósito. A adição de pequenas quantidades de fosfato a uma matriz de polipropileno aumenta a sua cristalinidade. Concentrações de fosfato com valores abaixo dos 0.5 wt%, numa matriz de polipropileno com enchimento de talco, contribuem para o aumento significativo da tensão de cedência. Savadori *et al* (1996) verificaram o aumento da tensão de cedência com o aumento da fracção volúmica de enchimento e com a adição de um bom agente de ligação.

A tensão de cedência depende, então, do tamanho das partículas de enchimento, fracção volúmica de enchimento e da interacção entre a matriz e o enchimento. Assim, a tensão de cedência do compósito pode ser melhorada relativamente à respectiva matriz através da selecção adequada da fracção volúmica e tamanho das partículas do material de enchimento e através da modificação da sua superfície.

O módulo de elasticidade ou módulo de Young é, também, um dos parâmetros utilizados para caracterizar sistemas de enchimento. No caso de partículas não esféricas, o grau de orientação destas relativamente à direcção de aplicação de tensão deve ser considerado. A equação proposta por Einstein para a viscosidade η , posteriormente, modificada por Guth e Gold, para inclusões esféricas e rígidas numa matriz não rígida, é dada por:

$$E = E_0 \left(1 + 2.5V_p + 14.1V_p^2 \right) \quad (3.11)$$

Para partículas não esféricas a equação 3.11 é dada por:

$$E = E_0 \left(1 + 0.67pV_p + 1.62p^2V_p^2 \right) \quad (3.12)$$

Pode-se observar que o módulo aumenta com o aumento da fracção volúmica de enchimento V_p . As previsões são rigorosas para baixas fracções de enchimento, enquanto para fracções de enchimento mais elevadas as previsões desviam-se dos valores experimentais. Materiais com enchimentos de partículas rígidas seguem de perto as previsões de crescimento do módulo de elasticidade com o aumento da fracção volúmica de enchimento. Muitos exemplos podem ser encontrados na literatura que confirmam estas previsões.

Em muitos dos casos experimentais, o módulo aumenta de acordo com a equação 3.11. A variação do módulo de Young depende, também, da adesão entre o enchimento e a matriz. Assim a degradação do material compósito causada pelos raios ultra-violetas, UV, degradação térmica ou por imersão em água, resulta na diminuição do módulo. Yang (1993) observou que o envelhecimento térmico causa uma diminuição do módulo de Young, no caso de um elastómero de silicone envelhecido e enchimento de ZnO (wt%).

A distribuição, ao acaso, das fases constituintes torna necessária uma abordagem estatística e o conseqüente conhecimento da distribuição das fases, individualmente. Conseqüentemente, no caso de inclusões rígidas, o problema pode ser reduzido a um modelo de duas fases, no qual as tensões e as deformações médias são consideradas existirem em cada fase. O comportamento médio do compósito pode ser definido em termos de um elemento de volume representativo.

Ahmed S. *et al* (1990) realizaram um trabalho de revisão relativo a teorias de reforço em compósitos de matriz polimérica. Eles consideram que a forma mais simples e mais óbvia para determinar o módulo de Young é começar por determinar os valores limites dados pelos modelos de Voigt (arranjos em paralelo) e Reuss (arranjos em série, Jackson (1990)). Estes dois modelos em que se considera que o material é constituído por duas fases são mostrados na Figura 3.2.

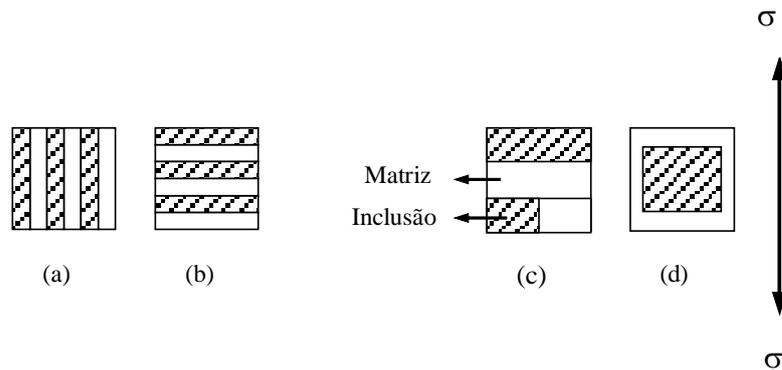


Figura 3.2 Modelos para compósitos de enchimento de partículas: a) modelo de elementos paralelos (deformação constante); b) modelo de elementos em série (tensão constante); c) modelo Hirsch; d) modelo Counto.

No modelo de Voigt cada elemento é sujeito à mesma deformação e o módulo é dado por:

$$E_c = E_p V_p + E_m V_m \quad (3.13)$$

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

No modelo de Reuss a tensão é assumida como uniforme nas duas fases e o módulo é dado pela seguinte equação:

$$E_c = \frac{E_p E_m}{E_p V_m + E_m V_p} \quad (3.14)$$

As curvas de previsão de Voigt e Reuss em função da fracção volúmica de partículas, apresentadas na Figura 3.3, apresentam-se bastante afastadas e conseqüentemente não são suficientes para serem utilizadas como método de previsão do módulo.

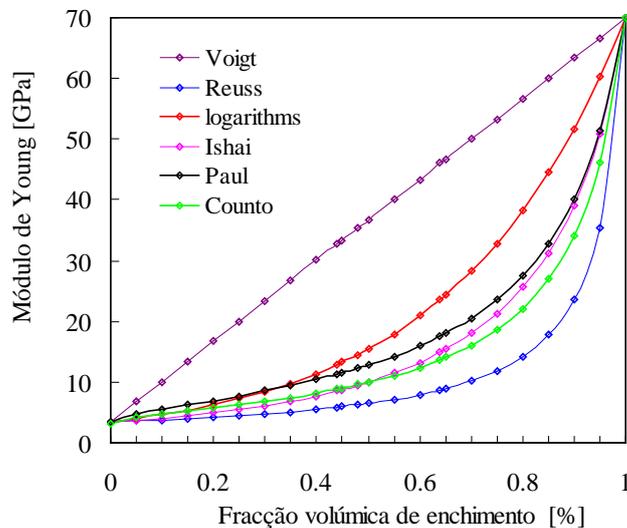


Figura 3.3 Curvas de previsão teóricas para determinação do módulo em função da fracção volúmica de enchimento (curvas para $E_m=3.5$ GPa e $E_p=70$ GPa).

Jackson *et al* (1990) analisaram vários modelos de previsão do módulo, começando por utilizar os modelos de Voigt e Reuss em compósitos sintéticos. Inicialmente, o modelo de Reuss está em razoável concordância com os resultados experimentais, mas com o aumento da fracção volúmica de enchimento os pontos experimentais deslocam-se para, aproximadamente, metade da distância entre os dois modelos. É, então, necessário aplicar um modelo intermédio como um meio de quantificar a proporção de elementos de igual deformação e de elementos de igual tensão. Hirsch (Jackson *et al*, 1990) propôs um modelo intermédio de modo a poder quantificar a proporção de elementos paralelos e de elementos em série:

$$E_c = x(E_p V_p + E_m V_m) + (1-x) \frac{E_p E_m}{(E_p V_m + E_m V_p)} \quad (3.15)$$

Para $x=0$ a equação de Hirsch reduz-se à equação de Reuss que pode ser interpretada como tendo uma pobre ligação de enchimento; para enchimentos de ligação perfeitos, $x=1$, a equação de Hirsch reduz-se à equação de Voigt. Este modelo foi proposto para sistemas reais por ter em conta a complexa distribuição de tensão na fase individual. O parâmetro empírico x pode ser determinado por uma curva de ajustamento (Jackson *et al*, 1990).

Mais recentemente, Braem *et al* (1987) propuseram um modelo fenomenológico para o módulo elástico. Este mostra uma dependência exponencial com a fracção volúmica de enchimento. Isto pode ser interpretado como uma generalização do modelo de Voigt, onde há uma mistura linear dos logarítmicos dos módulos das duas fases:

$$\ln E_c = V_p \ln E_p + (1 - V_p) \ln E_m \quad (3.16)$$

ou

$$E_c = E_p^{V_p} E_m^{(1-V_p)}$$

Este modelo sobreavalia os resultados experimentais, mas é uma previsão melhor do que a obtida pelo modelo de Voigt.

Ahmed S. *et al* (1990) consideraram, também, os modelos propostos por Counto e Paul. Counto propôs um modelo simples para um sistema de duas fases, em que se considera existir uma ligação perfeita entre a partícula e a matriz. O módulo de elasticidade do material compósito é dado por (Figura 3.2.):

$$\frac{1}{E_c} = \frac{1 - V_p^{1/2}}{E_m} + \frac{1}{(1 - V_p^{1/2}) V_p^{1/2} E_m + E_p} \quad (3.17)$$

Este modelo permite a obtenção de módulos em boa concordância com uma vasta gama de dados experimentais.

No caso do modelo proposto por Paul foi considerado que os constituintes estão num estado de tensão macroscopicamente homogêneo e 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

$$E_c = E_m \left(\frac{1 + (m-1) V_p^{2/3}}{1 + (m-1) (V_p^{2/3} - V_p)} \right) \quad (3.18)$$

onde $m = \frac{E_p}{E_m}$.

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

$$E_c = E_m \left(1 + \frac{V_p}{m/(m-1) - V_p^{1/3}} \right) \quad (3.19)$$

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

O modelo proposto por Chow *et al* (1978) para um sistema de enchimento de partículas não esféricas, leva em consideração o tipo e grau de orientação, já que este pode modificar completamente o comportamento de deformação. Neste modelo foi considerada a anisotropia das partículas na forma de coeficiente de forma p . O módulo de Young longitudinal, considerando partículas elipsoidais embebidas na matriz com o eixo maior alinhado ao longo da direcção de aplicação da tensão, é dado por:

$$E_c = E_m \left(1 + \frac{(K_p / K_m - 1) A_1 + 2(G_p / G_m - 1) B_1}{2 B_1 A_3 + A_1 B_3} \right) \quad (3.20)$$

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 e α_i e β_i são função do coeficiente de forma e do coeficiente de Poisson.

Vollerberg *et al* (1986) observaram que partículas finas de sílica eram mais efectivas no reforço da matriz termoplástica, consequência da formação de uma matriz mais densa na região interfacial. Liang *et al* (1998) observaram o aumento da rigidez e da tenacidade com a adição de esferas de vidro a uma matriz PP (partículas com um tamanho médio de 4, 35 e 219 μm e fracções volúmicas de 5, 10, 15 e 20 %). No entanto, Moloney *et al* (1986) não conseguiram observar o efeito do tamanho das partículas na matriz de resina epóxida. Ahmed *et al* (1990) tiveram dificuldades em explicar as diferenças observadas no módulo para partículas de diferente tamanho e forma. No entanto, o seu trabalho levantou uma das causas das deficiências destas teorias, a formação de aglomerados.

Ahmed *et al* (1988) mostraram, em trabalhos realizados com compósitos de resina e enchimento de areia, que a história térmica tem uma forte influência no módulo. Isto foi atribuído ao desenvolvimento de tensões térmicas compressivas associadas a variações locais de fracção volúmica de enchimento de partículas, consequência da aglomeração de partículas angulares. Deste modo, a previsão teórica deverá incluir uma análise estatística de coalescência de partículas e os seus efeitos nas propriedades termo-mecânicas do compósito. Jones *et al* (1989) concluíram, a partir da formação de uma interface como resultado da conformação de um material polimérico ou da presença de um agente de ligação, que as soluções de Ishai e Paul apresentam ainda bastante relevância.

Com o objectivo de considerar a complexa distribuição de fase e de tensão, Takayanagi *et al* (1964), Kraus *et al* (1971) e Hirsh consideraram diferentes combinações de limites superiores e inferiores da lei de misturas. Todas estas requerem um factor empírico que é determinado por uma curva de calibração de forma a obter uma descrição fenomenológica dos dados experimentais. As teorias de modelação relativas a sistemas de enchimento indicam que o módulo elástico para um determinado conjunto partícula e matriz são função da fracção volúmica de enchimento e não do tamanho das partículas. No entanto, o módulo, geralmente, aumenta à medida que o tamanho da partícula diminui de acordo com Vollerberg *et al* (1986).

Lewis *et al* (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, afectadas pela alteração da forma das partículas. Bueche (1957) observou que, diferentes formas das partículas de enchimento, resultaram em diferentes propriedades mecânicas. O efeito foi especialmente acentuado com partículas maiores ou de forma não esférica, onde uma orientação preferencial poderia modificar o comportamento à deformação.

Nas diversas teorias apresentadas relativamente à acção de reforço por partículas de uma matriz polimérica, assume-se que a adesão entre o material de enchimento e a matriz é perfeita. No caso de uma adesão imperfeita, as partículas não ligadas, actuam como “vazios” e, conseqüentemente, é de esperar uma diminuição do módulo com o aumento da fracção de enchimento. No entanto, pode-se também, argumentar que as partículas não ligadas não actuam inteiramente como “vazios”, uma vez que eles refreiam o colapso da matriz. Conseqüentemente, o módulo do sistema de enchimento deveria aumentar com o aumento do conteúdo do enchimento, que é o comportamento geralmente esperado. Uma alteração na adesão matriz-enchimento tem um efeito menor no módulo do que na resistência do compósito, Moloney *et al* (1983). Spanoudakis *et al* (1984) a partir dos seus trabalhos de investigação, concluíram que os melhores resultados em termos de propriedades mecânicas foram obtidos com compósitos tratados com um agente de ligação.

3.2. FRACTURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS

Os critérios de dimensionamento tradicionais consistem, em geral, em fixar uma tensão admissível obtida considerando um coeficiente de segurança. Conseqüentemente, o sucesso da aplicação destes critérios depende da utilização de um factor de segurança suficientemente pequeno de modo a evitar desperdícios de material e energia, bem como pesos excessivos. Estes critérios baseiam-se na hipótese de que o material utilizado não contém fissuras. Porém, existem, normalmente defeitos nos materiais, originados pelo processo tecnológico de fabrico que podem conduzir à rotura de componentes estruturais para tensões inferiores às definidas de acordo com critérios clássicos, com conseqüências catastróficas. Deste modo, torna-se necessário caracterizar a rotura de componentes estruturais de forma mais rigorosa tendo em conta não só a geometria, o material, as condições ambientais e a solicitação, mas também a presença de defeitos. A rotura do material de um componente estrutural pode ser do tipo frágil ou dúctil. A rotura frágil ocorre de forma súbita devido à libertação de uma grande quantidade de energia de deformação que leva à propagação a uma velocidade elevada de uma fenda existente no material,

até atingir uma dimensão crítica. A rotura dúctil caracteriza-se por um elevado grau de deformação plástica, pelo que a propagação de uma fenda existente é mais lenta, podendo ser detectada antes da rotura final. A fractura frágil é promovida pelos seguintes factores: um estado triaxial de tensões, baixas temperaturas e velocidades de aplicação de carga ou de deformação muito elevadas.

A mecânica de fractura procura definir os valores limite dos defeitos, das solicitações aplicadas e das propriedades do material, de modo a evitar falhas catastróficas. A análise de defeitos exige o conhecimento da tenacidade do material, pois o seu valor caracteriza a resistência à propagação das fissuras.

No caso de materiais frágeis, o factor de intensidade de tensão, K , é o parâmetro da frente de fenda mais utilizado no estudo do crescimento de fendas, quer a carga estática, quer por fadiga. Este parâmetro caracteriza a magnitude do campo de tensões existente na vizinhança de uma extremidade de fenda, em condições de elasticidade linear ou de deformação plástica em pequena escala. Uma explicação física para a boa correlação existente entre a propagação de fenda e K é que este está relacionado com a taxa de libertação de energia, G , que é a força motora de fenda.

Pode-se distinguir três modos simples da abertura da fenda, esquematizados na Figura 3.4., de acordo com o tipo de carregamento. O modo de rotura mais usual é o modo I, pelo que a maioria dos estudos da Mecânica da Fractura são realizados sobre este modo.

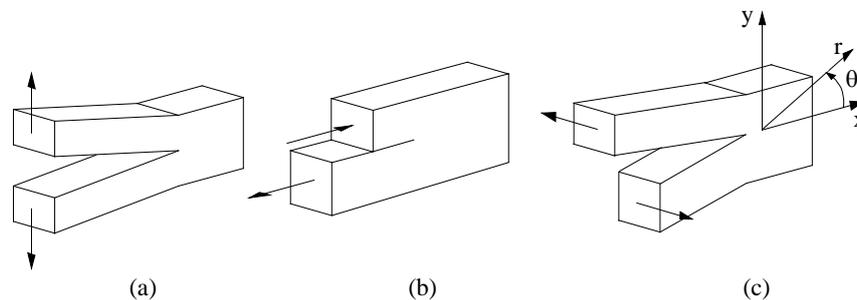


Figura 3.4 Modos de deformação: (a) Modo I; (b) Modo II; (c) Modo III.

O campo de tensões na vizinhança da frente de fenda tem a mesma forma geral para todos os modos de abertura de fenda:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (3.21)$$

onde σ_{ij} são as componentes das tensões elásticas, (r, θ) são as coordenadas polares com origem na extremidade de fenda e K é o factor de intensidade de tensão. A “forma” da distribuição de tensões à volta da fenda é controlada pela expressão $f_{ij}(\theta) / \sqrt{2\pi r}$, tendo sempre a mesma forma geral para cada modo de deformação. Em cada ponto da frente de fenda, r é igual a zero pelo que a tensão é infinita. Assim, a frente de fenda é uma linha singular, sendo a ordem da singularidade $r^{-0.5}$. O factor de intensidade de tensão, K , é independente das coordenadas polares, quantificando a magnitude da distribuição de tensões na vizinhança da extremidade da fenda. Assim, o campo singular de tensões elásticas é caracterizado através de um único parâmetro. O conceito de factor de intensidade de tensão, introduzido por Irwin (1957), baseia-se no pressuposto que o material à volta da extremidade da fenda é contínuo, homogéneo, isotrópico e com comportamento linear elástico.

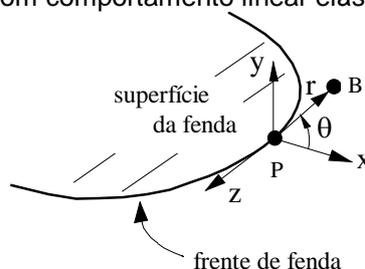


Figura 3.5 Coordenadas locais cartesianas e polares de um ponto (P) próximo da frente de fenda.

O factor de intensidade de tensão depende da geometria do corpo fissurado e da carga aplicada, sendo, normalmente, dado por:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (3.22)$$

onde σ é a tensão remota e a é uma dimensão representativa da fenda. Y é um factor geométrico adimensional, que representa todos os outros aspectos que influenciam K , nomeadamente a geometria do provete, a posição e a forma da fenda e a distribuição de carga.

A rotura do material ocorre quando K atinge um valor limite intrínseco de cada material, K_c , designado por tenacidade à fractura. O valor de tenacidade à fractura K_c em estado plano de deformação é designado K_{Ic} e é uma propriedade intrínseca do material, independente da geometria. Verifica-se que K_{Ic} é o valor mínimo de K_c e obtém-se para uma rotura totalmente no modo I, em estado plano de extensão. Os valores de K_{Ic} podem ser determinados experimentalmente através de ensaios normalizados. Estes consistem, basicamente, em fracturar um provete com uma fenda de raio de curvatura o mais reduzido possível e solicitado no modo I. A espessura do provete deve ser suficientemente elevada para garantir um estado plano de deformação e uma deformação plástica muito pequena. Estas duas condições estão traduzidas nas normas ASTM E 399-90 (1990), BS 7448 (1991) e EGF (Task Group on Polymers and composites, 1988) através das relações:

$$r_y \leq 0.02a_0; a, (w - a), B \geq 2.5 (K_{Ic} / \sigma_{ced})^2$$

i) Determinação numérica de k

O cálculo de K é necessário no caso de geometrias para as quais não é possível encontrar uma solução na literatura. No presente estudo analisa-se uma placa com um furo central e fendas de canto simétricas. Esta geometria foi analisada por Newman *et al* (1986) e Raju *et al* (1979). Ainda assim optou-se por fazer a determinação numérica de K e comparar os valores obtidos com a solução de Newman *et al* (1986).

Nesta secção abordam-se os métodos numéricos de cálculo de K particularmente aqueles que se baseiam no método dos elementos finitos. Estes métodos podem ser divididos em métodos directos e métodos indirectos. Os primeiros são mais simples de implementar porém os métodos energéticos permitem em geral maior exactidão.

ii) Métodos directos

Os métodos directos baseiam-se na expressão analítica de deslocamentos (Figura 3.6), que em modo I é dada por:

$$v_B - v_P = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{r^{n/2}}{2\mu} \left\{ a_n I \left[\left(\kappa - \frac{n}{2} - (-1)^n \right) \sin \frac{n}{2} \theta + \frac{n}{2} \sin \left(\frac{n}{2} - 2 \right) \theta \right] \right.$$

$$\Leftrightarrow v_B - v_P = K_I \frac{1+\nu}{4E} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \left[(7-8\nu) \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right] +$$

$$+ A_2 \frac{(1+\nu)r}{E} (\kappa-3) \sin \theta + A_3 \frac{(1+\nu)r^{3/2}}{E} \left[\frac{(2\kappa-1)}{3} \sin \frac{3\theta}{2} - \sin \frac{\theta}{2} \right] + \dots$$
(3.23)

em que E é o módulo de Young, ν é o coeficiente de Poisson do material, r e θ são as coordenadas polares centradas na extremidade da fenda (Figura 3.5), v_B e v_P são os deslocamentos do ponto B e da extremidade da fenda, respectivamente.

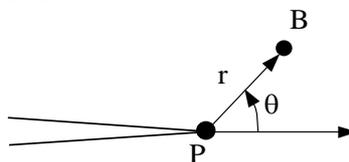


Figura 3.6 Representação esquemática da fenda, considerando um ponto P na extremidade da fenda e as coordenadas polares (r, θ) do ponto B.

iii) Métodos directos com um termo (Guinea *et al*, 2000)

O método mais simples de calcular K consiste em considerar somente o primeiro termo da expressão analítica. Considerando um carregamento em modo I vem:

$$v_B - v_P = K_I \frac{1+\nu}{4E} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \left[(7-8\nu) \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\Leftrightarrow K_I = \frac{2\sqrt{2\pi}}{\sqrt{r}[(7-8\nu)\sin(\theta/2) - \sin(3\theta/2)](1+\nu)} \frac{E}{(v_B - v_P)} \quad (3.24)$$

Consequentemente, para se obter um valor de K_I basta substituir nesta expressão as propriedades elásticas do material (E , ν), as coordenadas polares do ponto B (r , θ) e os deslocamentos v dos pontos B e P, que podem ser calculados utilizando o MEF. Deve ter-se em atenção que as coordenadas utilizadas no MEF são, em geral, diferentes das coordenadas locais definidas na frente de fenda, pelo que pode ser necessária uma mudança de coordenadas. O valor de K obtido no ponto P é, em princípio, válido para toda a região singular, uma vez que é independente das coordenadas polares.

3.2.1. Tenacidade à fractura de compósitos de partículas

A adição de partículas rígidas e frágeis a uma matriz polimérica pode causar uma redução na resistência (Kinloch *et al*, 1983), embora a propagação de uma fenda tenha mais dificuldade em se desenvolver. Vários mecanismos têm sido propostos para explicar este fenómeno. O aumento da superfície de fractura resultante da alteração da direcção de propagação imposto pelas partículas de enchimento é uma das razões invocadas para um aumento de tenacidade. No entanto, este aumento da superfície de fractura não é suficiente para justificar um maior valor de tenacidade. No caso de sistemas de enchimento de partículas metálicas ou de borracha, por exemplo Kunz-Douglass (1980) considerou que a energia pode ser absorvida pela deformação do material de enchimento. Porém, esta situação é muito pouco provável no caso de partículas frágeis. Pode-se, também, considerar que o aumento de tenacidade é consequência do aumento de deformação plástica da matriz. Outro mecanismo referido na literatura para o aumento da tenacidade é designado por *pinning* e consiste no encurvamento da frente da fenda entre as partículas, Figura 3.7. Lange *et al* (1971), analisando estes mecanismos, consideraram que o mais provável seria o mecanismo *pinning* que associa a interacção da frente da fenda com a fase dispersa, conforme ilustrado na Figura 3.7.

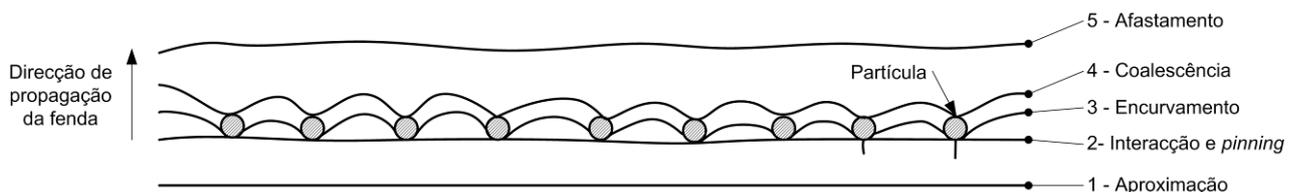


Figura 3.7 Representação esquemática do mecanismo de fenda pinning num compósito de enchimento de partículas rígidas (segundo Kinloch *et al* (1983) e MasPOCH *et al* (1998)).

A frente de fenda, durante o processo de crescimento, vai interagir com as partículas existentes na zona de não homogeneidade dentro da matriz. Esta interacção vai conduzir ao encurvamento da frente da fenda, a partir das posições de interacção, aumentando, deste modo, o comprimento da frente da fenda. Esta, ao afastar-se das posições de interacção, apresenta uma forma característica na superfície de fractura. Esta forma resulta da sobreposição das frentes de fenda à medida que elas encurvam entre as partículas dispersas.

Nos trabalhos de investigação relativos ao efeito do tamanho da partícula na energia da superfície de fractura, Large and Radford (Ahmed *et al*, 1990) observaram um aumento na energia da superfície de fractura com o aumento da fracção volúmica do enchimento até ao máximo de cerca de 0,2, em materiais compósitos poliméricos frágeis com enchimento de esferas de vidro. Acima deste valor (0,2) a energia de superfície de fractura diminui, tornando-se independente do diâmetro da partícula. Estes resultados foram explicados considerando que a eficiência do mecanismo de *pinning* é uma função da sobreposição de tensões associada com a frente da fenda, à medida que esta se propaga entre as partículas dispersas. Estudos fractográficos têm fornecido evidências fortes do mecanismo de *pinning* em polímeros termoendurecíveis reforçados com partículas.

Maxwell *et al* (1984) observaram que um dos factores que influencia a eficiência do mecanismo de *pinning* é a fraca adesão entre a matriz e as partículas do material de enchimento. Spanoudakis *et al* (1984) mostraram que, para um sistema matriz epóxida-partículas de vidro, a propagação da fenda é fortemente afectada pelo melhoramento da adesão matriz-partícula. No caso de partículas não tratadas a propagação da fenda ocorre à volta da linha média da partícula. Com partículas tratadas com um agente de ligação, a propagação ocorre através da matriz, acima ou abaixo dos pólos das partículas. Estes

autores observaram compósitos com maior tenacidade à fractura nos casos em que a adesão interfacial matriz-partícula é mais pobre. Eles postularam que a fraca ligação ajuda a iniciação da fenda mas dificulta a sua propagação, já que esta se vai ramificar. O maior valor de tenacidade foi obtido com a introdução de partículas de borracha em polímeros com enchimento de partículas onde ocorreram em simultâneo o *pinning* de fenda e a deformação plástica localizada.

Por outro lado, a adição de enchimentos de partículas rígidas aumenta a resistência dos polímeros epóxidos através de mecanismos de *pinning* na extremidade da fenda e mecanismos de *bridge* nas superfícies da fenda (Spanoudakis *et al*, 1984; Moloney *et al*, 1987). O mecanismo de *pinning* causa o encurvamento da frente da fenda entre as partículas rígidas, absorvendo mais energia devido aos efeitos de tensão de linha. O mecanismo de *bridge* entre as superfícies da fenda por partículas rígidas, proporciona resistência à abertura da fenda por aplicação de forças de fecho, reduzindo, deste modo, a força motriz na extremidade da fenda. Teoricamente, os mecanismos de *pinning/bridge* resultam num valor de tenacidade que é função do tamanho da zona de influência do mecanismo de *bridge* (Budiansky *et al*, 1988). Mais recentemente têm sido desenvolvidos compósitos híbridos (Kinloch *et al*, 1995) que são polímeros epóxidos modificados com partículas de borracha e enchimentos rígidos. O objectivo do desenvolvimento deste tipo de materiais é o de promover a ocorrência simultânea dos mecanismos de cavitação/bandas de corte, induzidas pelas partículas de borracha e mecanismos de *pinning* (na extremidade da fenda) e *bridge* (nas superfícies da fenda) induzidos pelas esferas de vidro rígidas. Estes mecanismos devem interagir de tal forma que, para uma dada fracção volúmica de modificadores, a tenacidade do compósito apresente valores maiores que o compósito modificado com outras fracções de modificadores. A optimização da interacção destes mecanismos tem sido objecto de previsões teóricas (Evans *et al*, 1986; Amazigo *et al*, 1988) e observações experimentais (Kinloch *et al*, 1995; Pearson *et al*, 1993) para determinar a tenacidade à fractura. Evans *et al* (1986) propuseram um modelo que indica uma sinérgica de resistência, consequência da interacção dos mecanismos *bridge* com os mecanismos cavitação/cedência ao corte e crescimento de vazios plásticos. Pearson *et al* (1991) tem investigado esta questão (sinergia de resistência) em termos de cedência ao corte numa matriz epóxida modificada por pequenas partículas (1-2 μm) e partículas maiores (100-200 μm) de borracha. Com a introdução das partículas pequenas de borracha espera-se promover a interacção entre estas e a extremidade da fenda na zona plástica, promovendo a activação dos mecanismos na zona da extremidade da fenda. Por outro lado, as partículas maiores devem permanecer intactas na zona plástica servindo estas para estabelecer o mecanismo de *bridge* entre as superfícies da fenda. A investigação realizada forneceu evidências relativamente às interacções no sistema, mas não mostrou qualquer evidência em relação à resistência sinérgica. A ausência desta foi atribuída à fraca eficiência do mecanismo de *bridge* com as partículas de borracha maiores. Por outro lado, concluiu-se que a utilização de partículas duras pode aumentar a eficiência do mecanismo *bridge* e, deste modo, conduzir à resistência sinérgica.

Kinloch *et al* (1985) obtiveram valores de tenacidade mais altos que $3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$, resultantes das interacções positivas entre as partículas de vidro e de borracha em compósitos híbridos. Estes valores mais elevados foram atribuídos aos mecanismos de cavitação/bandas de corte na matriz induzidas pelas partículas de borracha e mecanismo de *pinning* na extremidade da fenda induzidas pelas partículas de vidro. Quando as partículas são tratadas com silano, de forma a aumentar a adesão entre a matriz e as partículas de vidro, a tenacidade à fractura aumentada. Este aumento foi atribuído à forte eficiência do mecanismo de *pinning* com partículas de vidro revestidas.

Azimi *et al* (1995) obtiveram evidências do endurecimento sinérgico com um novo tipo de compósito híbrido, matriz epóxida modificada por partículas de borracha e esferas de vidro ocas. Atribuíram o endurecimento sinérgico à multiplicação de interacções entre mecanismos de cavitação das partículas/cedência ao corte na matriz e micro fendas induzidas nas esferas de vidro ocas, mecanismo oposto ao mecanismo de *pinning* ou *bridge*. No entanto, é necessário saber se estas interacções operam sob condições de carregamento cíclico.

Tendo em atenção o interesse em compósitos de matriz polimérica, nomeadamente os epóxidos, para componentes estruturais, expostos a cargas cíclicas, é importante o conhecimento dos mecanismos de acumulação de dano e a sua associação com os mecanismos de fractura (ver ponto 3.4. Comportamento à fadiga).

3.3. CASOS DE ESTUDO

3.3.1. CASO 1: compósitos de matriz PVC com fillers de CaCO₃

Os compósitos de matriz polimérica com partículas têm vindo a substituir os materiais convencionais de engenharia, tais como o aço fundido ou aço inoxidável, numa ampla gama de aplicações. A utilização de partículas no reforço de compósitos poliméricos pode melhorar as propriedades mecânicas e térmicas, aumentar a rigidez do compósito e tenacidade à fractura. Este tipo de compósitos reforçados, também, pode levar à redução da sua expansão térmica e ao aumento da sua resistência ao desgaste. Os parâmetros, tais como o tamanho, forma, proporção, fracção volúmica e distribuição de partículas de reforço afectam as propriedades dos materiais compósitos (Ferreira et al (1997), Chen et al (2004), Ahmed et al (1990)). Neste trabalho foi analisada a resistência à flexão e tenacidade à fractura de compósitos de PVC com base em cargas CaCO₃ com fracções de peso e tamanhos diferentes de partículas.

i) MATERIAIS E TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

Os materiais estudados foram materiais compósitos de matriz PVC com enchimento de partículas de CaCO₃ com diferentes fracções em peso (V_w). As fracções consideradas variaram entre 1,6 a 28,8% e granulometria variaram entre 1 e os 30 μm . Os provetes foram processados por injeção, utilizando um molde de canais frios. As geometrias dos provetes são as indicadas na Figura 3.8.a), ensaios em flexão em quatro pontos, de acordo com norma ASTM; b), ensaios de tenacidade à fractura. Os ensaios foram realizados utilizando uma máquina universal de ensaios Instron equipada com câmara ambiental. A velocidade de carregamento foi de 0,5 mm / minuto. Os testes de tenacidade à fractura foram realizados de acordo com as especificações do " Testing Protocol EGF Task Group on Polymers and Composites- Protocol for K_{Ic}/G_c Standard" (1988). Após os ensaios as superfícies de fractura foram observadas usando um microscópio óptico para medir com precisão o tamanho da fenda e observar os mecanismos de falha.

ii) RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Na Figura 3.8.a) pode-se observar as curvas típicas obtidas nos ensaios de flexão para três temperaturas (20, 40 e 50°C), em materiais compósitos com diferentes fracções em peso e com um tamanho de partícula de $\mu\text{m}2,5$. Como esperado, foi observado que a temperatura afecta significativamente a resistência mecânica e a rigidez dos materiais. Foi, também, observada uma diminuição da resistência mecânica com a fracção em peso.

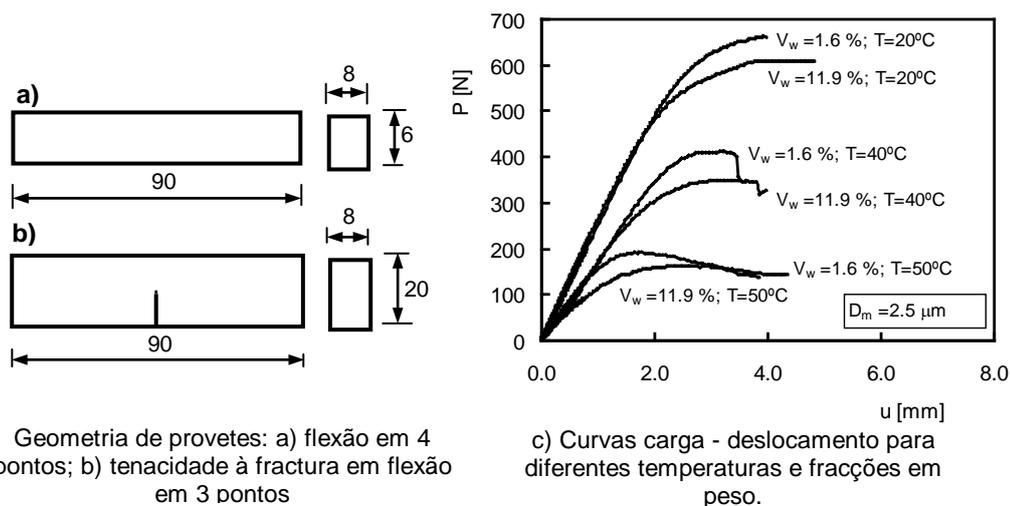


Figura 3.8 a) Provetes, procedimento experimental e ensaios de carga deslocamento.

Na Figura 3.9. é possível observar a variação da resistência mecânica e do módulo de elasticidade com a temperatura (20, 40 e 50°C), versus a fracção em peso e o tamanho das partículas. Foi observada uma diminuição significativa da resistência mecânica e do módulo de Young com o aumento da

temperatura. A resistência mecânica diminui com o aumento da fracção de partículas em peso, para a temperatura ambiente. Para as outras temperaturas foi observada uma tendência similar.

O módulo de elasticidade diminui ligeiramente com o aumento da fracção em peso até aos 10% (Figura 3.10). Para valores maiores, o módulo Young tem tendência a aumentar com a fracção de partículas em peso (V_w). O efeito do tamanho das partículas parece ser insignificante dentro da gama de tamanho de partículas considerado no fabrico dos materiais.

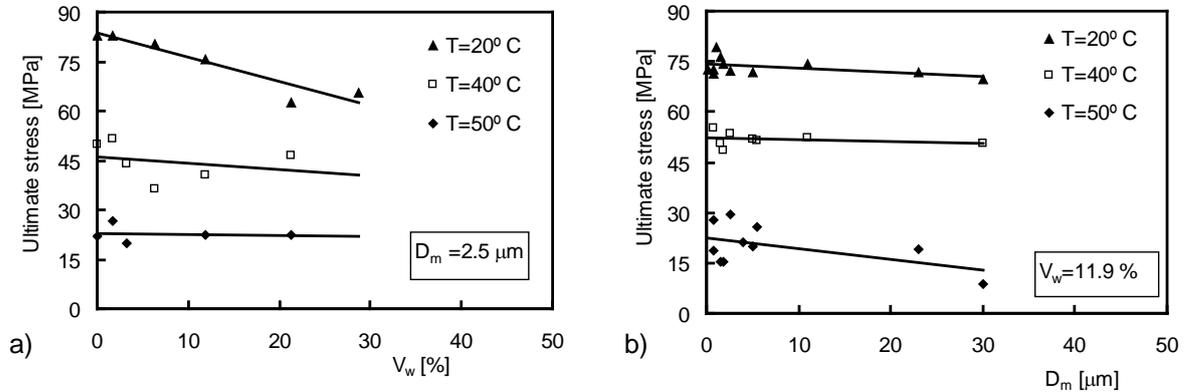


Figura 3.9 a) Curvas de variação da resistência mecânica versus V_w para as temperaturas 20, 40 and 50°C, e $D_m = 2.5 \mu\text{m}$; b) Curvas de variação da resistência mecânica versus D_m para as temperaturas 20, 40 e 50°C, e $V_w = 11.9\%$.

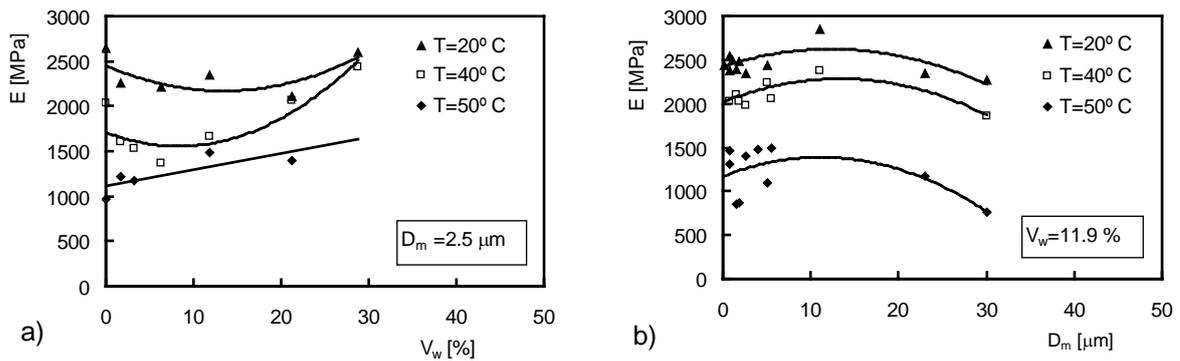


Figura 3.10 a) Módulo de Young modulus versus V_w para as temperaturas de 20, 40 e 50°C, e $D_m = 2.5 \mu\text{m}$; b) Módulo de Young modulus versus V_w para as temperaturas de 20, 40 e 50°C, e $V_w = 11.9\%$.

Na Figura 3.11 pode-se observar os resultados obtidos para a tenacidade à fractura à temperatura ambiente. K_{Ic} tende a diminuir com o aumento da fracção em peso de partículas, mas permanece quase constante no intervalo de tamanhos de partículas testadas.

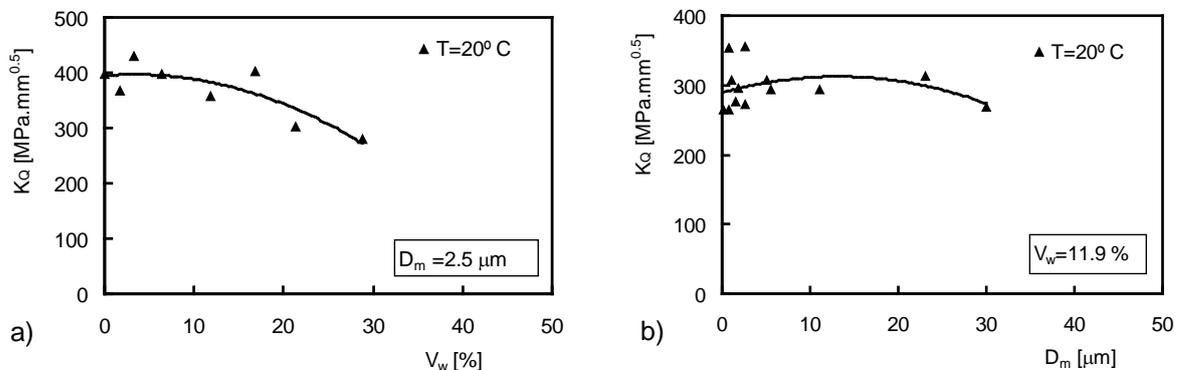


Figura 3.11 a) Curvas de variação de K_{Ic} versus V_w para $D_m = 2.5 \mu\text{m}$; b)) K_{Ic} Curvas de variação de K_{Ic} versus D_m para $V_w = 11.9\%$.

iii) CONCLUSÕES

Foram determinados o módulo de elasticidade, resistência máxima e tenacidade à fractura (K_c) de compósitos de matriz PVC com enchimentos CaCO_3 para diferentes fracções em peso, temperaturas e tamanhos de partículas. Significativa diminuição da resistência mecânica e do módulo de Young foi observada com o aumento da temperatura. A resistência mecânica, para a temperatura ambiente, diminui com o aumento da fracção de partículas em peso. Para outras temperaturas não foi observada uma tendência eficaz para esta redução. No intervalo de tamanhos de partículas ensaiadas, a resistência máxima permanece praticamente constante para as três temperaturas. O módulo de elasticidade diminui ligeiramente com o aumento da fracção em peso até aos 10%. Para valores superiores, o módulo de Young tem tendência a aumentar com a fracção de partículas em peso (V_w). A tenacidade à fractura (K_c) tende a diminuir com o aumento da fracção em peso de partículas, mas permanece quase constante no intervalo de tamanhos de partículas testadas.

3.3.2. CASO 2: compósitos de matriz epóxida com micro esferas metálicas

Foram desenvolvidos e fabricados materiais compósitos para aplicações na indústria automóvel, nomeadamente, no fabrico de polias com propriedades electromagnéticas para um sistema de ar condicionado automóvel (Capela *et al* (2009)). Estas polias serão obtidas por vazamento de material compósito de matriz polimérica, reforçados com partículas metálicas. Com a adição de partículas metálicas pretende-se aumentar a resistência mecânica, a resistência ao desgaste da polia e que tenha propriedades magnéticas.

i) TÉCNICAS DE MATERIAIS E EXPERIMENTAL

No estudo de optimização das propriedades mecânicas de materiais compósitos de matriz polimérica com diferentes fracções volúmicas de micro esferas foram consideradas três fracções 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 bi-componente, 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.

Tabela 3.1 Materiais ensaiados.

| 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 3.12. pode-se observar 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. Foram realizados ensaios de DMA (Dynamic Mechanical Analysis) e ensaios de tracção em flexão em três pontos.

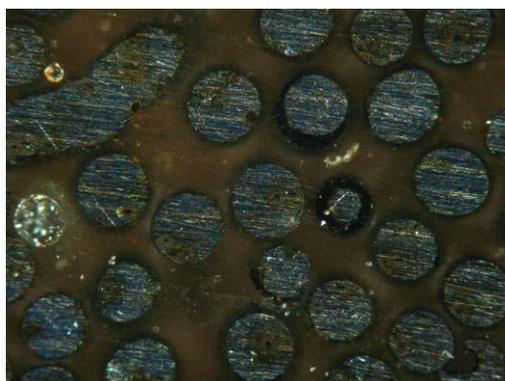


Figura 3.12 Imagem do material compósito L74_60 (superfície polida).

A geometria dos provetes utilizada nos ensaios de DMA e nos ensaios estáticos em flexão em três pontos são ilustrados na Figura 3.13.a) e b). Um molde em silicone motorizado foi desenvolvido para obter provetes dos vários materiais compósitos em estudo, como se pode observar na Figura 3.13.c). O molde tem 8 cavidades que correspondem ao número de provetes produzidos em cada ciclo (cerca de 8 horas). Como as micro esferas 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 evitar este problema, um sistema mecânico com accionamento eléctrico (Figura 3.13c)) 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 3.13d)). A velocidade de rotação foi de cerca de 10 r.p.m..

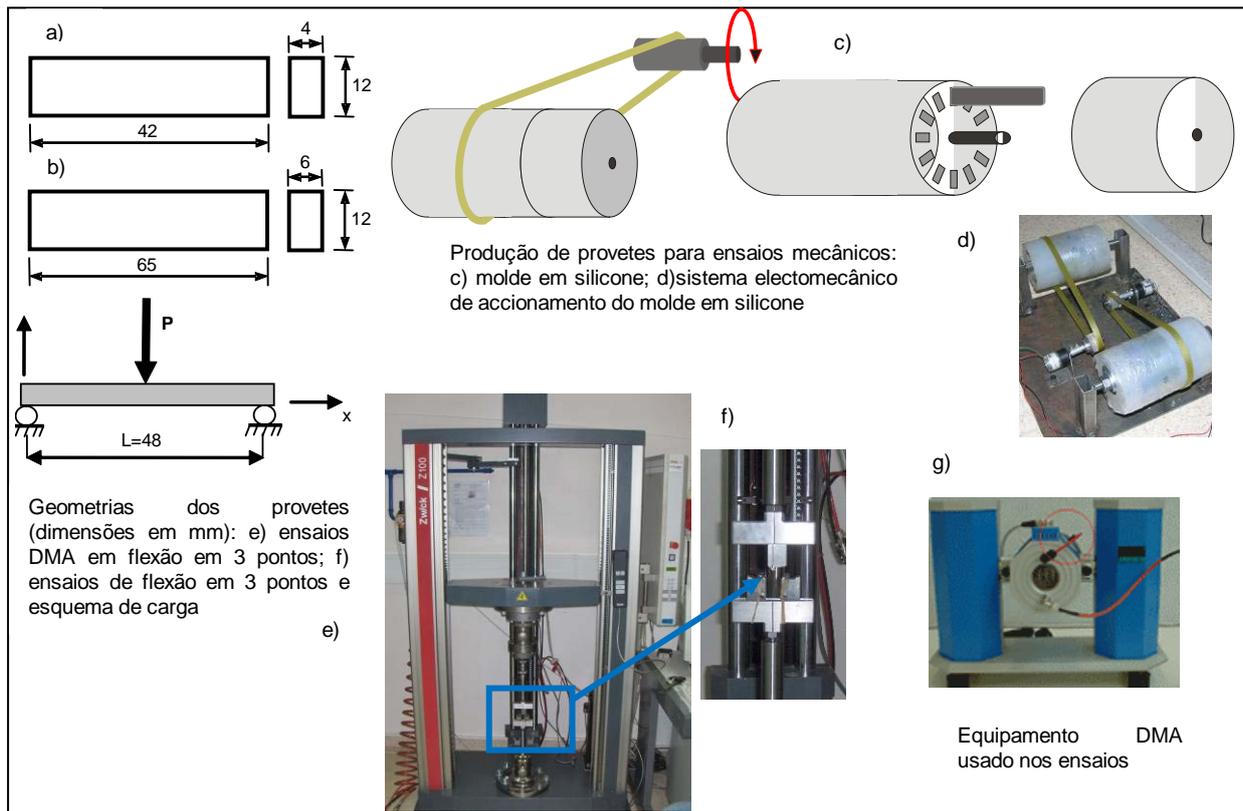


Figura 3.13 Provetes e procedimentos experimentais.

Os ensaios clássicos de flexão em três pontos foram realizados de acordo com a norma da ASTM D638. Estes foram realizados numa máquina electromecânica zwick/z100 (Figura 3.13.e) à temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados em controlo de deslocamento, com a velocidade do carregamento em todos os ensaios de 1 mm/min, registando-se a força, deslocamento e extensão dos provetes. Esta máquina possui uma consola de controlo e acoplamento a um computador, permitindo, através de um *software* específico, o controlo e tratamento de todos os parâmetros (carga, velocidade, deslocamento, etc.); permite, também, a visualização do andamento da curva carga-deslocamento ao longo do ensaio, bem como o tratamento e armazenamento de resultados.

A Dynamic Mechanical Analysis (DMA) é uma técnica onde é analisado o comportamento mecânico de um material, quando sujeito a um programa de temperatura controlada e sob o efeito de uma força mecânica que se altera com o tempo (Figura 3.13.g)).

Os ensaios realizados foram de flexão em 3 pontos com variação de temperaturas entre os 20°C e os 200°C já que se pretende produzir componentes para a indústria automóvel onde a temperatura de serviço de 80°C. A norma alemã DIN53457 é a referência neste tipo de análise térmica. Os ensaios DMA (em flexão em 3 pontos) foram realizados numa gama de temperaturas, tendo sido obtidos os módulos elásticos (storage modulus E_1) e viscosos (*or loss modulus* E_2) e o coeficiente de dano ($\tan \delta$, damping coefficient). Estes valores foram obtidos para a gama de temperaturas considerada nos ensaios (20 a 200°C). A partir dos resultados dos ensaios DMA é possível determinar as temperaturas de transição vítreas (T_g) dos materiais compósitos.

Com este tipo de análise pode-se obter 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.

São apresentados os resultados dos ensaios realizados com os materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com micro esferas metálicas. Os materiais desenvolvidos serão utilizados no fabrico de polias para o sector automóvel. Estes materiais compósitos foram processados utilizando técnicas de vazamento em vácuo.

ii) RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Na Tabela 3.2 e na Figura 3.14 são apresentados os valores de DMA relativos à variação do módulo de Young com a temperatura e composição do material. A Tabela 3.2 apresenta os resultados para duas temperaturas (25, 80°C) e quatro composições de material (L74, L74_40, L74_50, L74_60). A Figura 3.14.a) apresenta as curvas de módulo de flexão versus temperatura para as quatro composições do material. No intervalo de temperatura 25-100°C, o aumento do reforço é responsável por um aumento significativo de rigidez. Isto poderia ser esperado tendo em conta a rigidez das esferas 210 GPa ser, significativamente, superior à rigidez da matriz polimérica (≈ 2 GPa). Para temperaturas superiores a 100°C, a influência do reforço desaparece. Observa-se uma súbita queda na região da temperatura de transição vítrea que está associada com o amolecimento da matriz.

Tabela 3.2 Resultados de 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 |

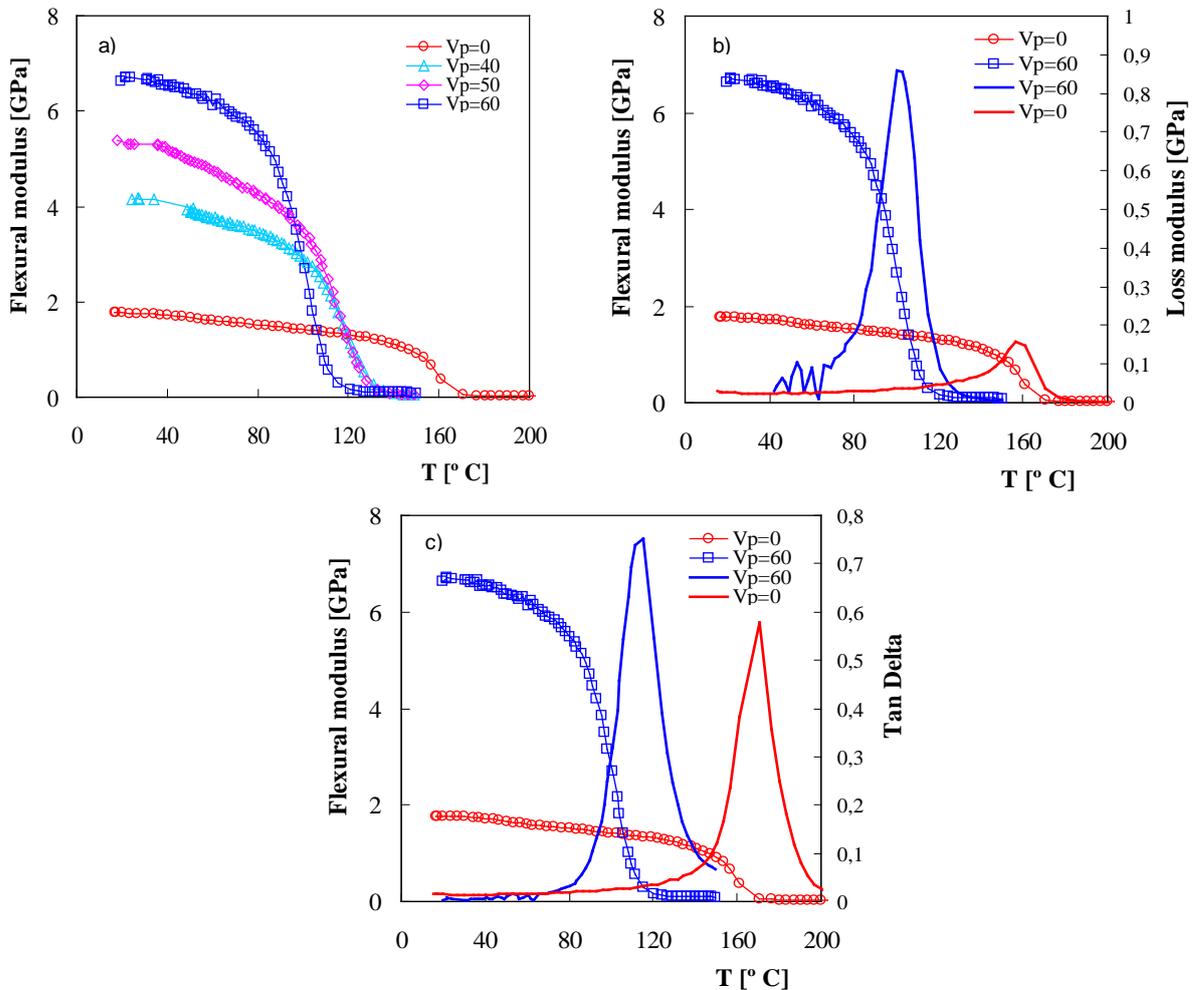


Figura 3.14 a) Módulo de Young versus temperatura e composição do material; b) Módulo de Young versus temperatura e composição do material; c) Módulo de Young versus temperatura e composição do material.

O aumento da temperatura é responsável por uma diminuição significativa da rigidez para todas as composições do material (Figura 3.14.a)). Isto poderia ser esperado, considerando que a matriz é um polímero. Os resultados da Tabela 3.2 mostram uma variação de rigidez de cerca de 17,5% de 25° a 80°C. A Figura 3.14.b) apresenta a evolução do módulo de flexão versus a temperatura para a matriz polimérica e para o composto L74_60. A temperatura à qual o módulo de perda apresenta o pico máximo é, geralmente, interpretada como a temperatura de transição vítrea do material. Valores de 160°C e 115°C podem ser observados na Figura 3.14, para o L74_60 matriz e composto, respectivamente. A Figura 3.14c) mostra a variação do coeficiente de amortecimento, δ tang.

Na Figura 3.15.a) e b) são apresentados os resultados obtidos com vários modelos teóricos do módulo de Young versus fracção volumétrica, para temperaturas de $T=25^\circ\text{C}$ e $T=80^\circ\text{C}$, respectivamente. Os modelos de Voigt, Reuss, Ishai, Paul e Counto são comparados com os valores experimentais obtidos para as fracções volumétricas das esferas metálicas. Um bom acordo é evidente com os modelos de Ishai e Counto.

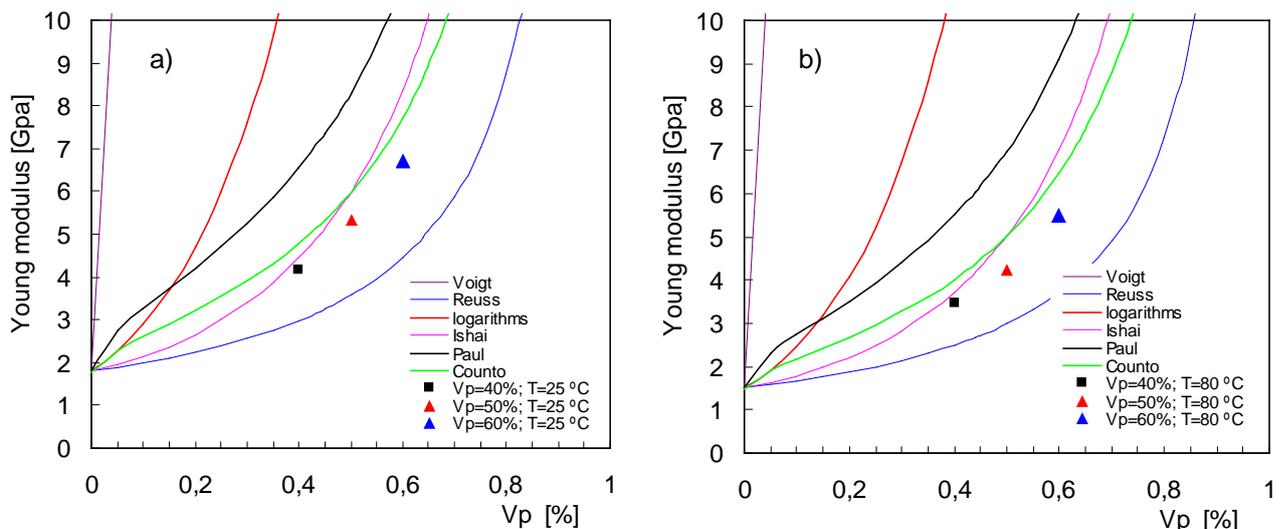


Figura 3.15 a) Análise analítica e experimental do módulo de Young com fracção volúmica para $T=25^\circ\text{C}$; b) Análise analítica e experimental do módulo de Young com fracção volúmica para $T=80^\circ\text{C}$.

iii) 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 injectado 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 maquinaria CNC, rectificação, erosão por fio e erosão por penetração. Essas etapas serão descritas nas próximas secções.

A primeira etapa consistiu na modelação computacional da polia, modelo CAD (Figura 3.16.) considerando as especificações do projecto, 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. Factores de concentração de tensões foram minimizados considerando um raio de concordância mínima de 0,5 mm. As dimensões principais são o raio interno de 23,1 mm, o raio externo de 54,64 milímetros, e a largura de 37,79 mm.



Figura 3.16 a) Modelo tridimensional da polia; b) Tensão equivalente Von Mises (para uma frequência de 6000 r/min).

O nível de tensões em serviço da polia foi analisada com base no 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 3.16.b) apresenta a distribuição de tensões Von Mises equivalente a uma frequência rotacional de 6.000 r.p.m.. As tensões máximas ocorrem nos pequenos segmentos que ligam 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 ressonância.

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, 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 jactos 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. Na Figura 3.17.a) pode-se observar o modelo em cera obtido na PrintJet. Pode-se, também observar (Figura 3.17. b) e c)), o molde em silicone produzido para obter peças em RIM.

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 do. A Figura 3.17.d) apresenta os modelos tridimensionais dos componentes que constituem o molde, cavidade, bucha, postigo da bucha e elementos móveis. O molde metálico, feito em aço foi produzido utilizando técnicas de maquinação de fresagem por controlo numérico, torneamento e rectificação cilíndrica e plana e electroerosão por penetração para definição das formas dos elementos móveis. Na figura 3.17.e) são, também, apresentados os componentes do molde metálico. Este foi usado para produzir protótipos funcionais em materiais com resinas epóxicas reforçados com partículas metálicas.

A moldação por reacção RIM é um importante processo de produção de protótipos, no qual dois fluidos de baixa viscosidade e altamente reactivos são misturados e injectados 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 reacção compreende as seguintes fases: (1) Mistura de dois ou mais reagentes líquidos de baixa viscosidade; (2) Enchimento do molde; (3) Reacção de polimerização ou cura para a solidificação do material; (4) Extracção da peça; (5) Operação de pós-cura para completar o processo de solidificação e melhorar as propriedades mecânicas dos objectos produzidos. Os principais factores determinantes da duração do ciclo são: (1) material a processar; (2) temperatura do molde; (3)

espessura da peça; (4) concepção 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 injectar peças até 1Kg de peso. É de realçar que a junção dos dois materiais (polioli 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 foi 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 foi efectuada à temperatura ambiente. Na Figura 3.17. f) é apresentada a peça processada em material compósito com microesferas metálicas ($V_p=60\%$).

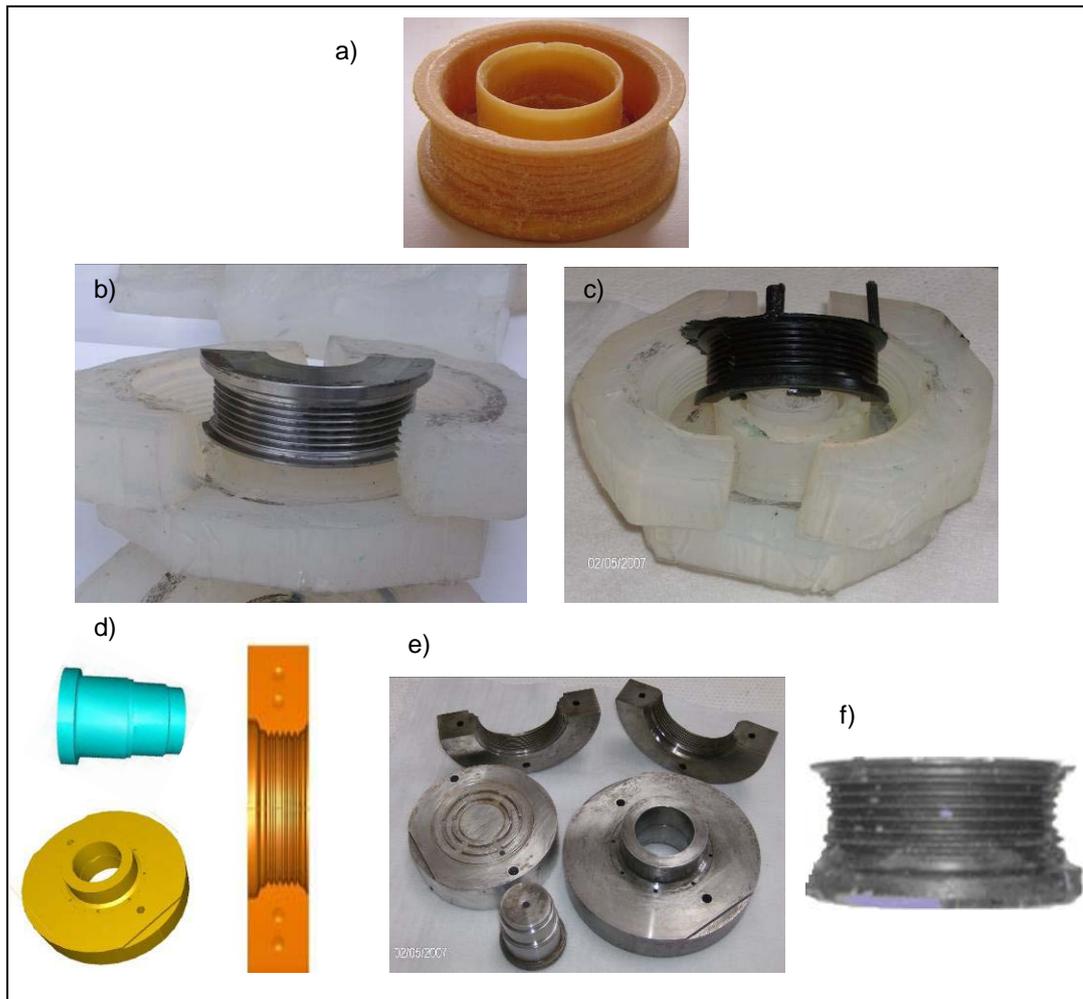


Figura 3.17 a) modelo em cera da polia; b) molde de silicone; c) protótipo processado por RIM; d) elementos moldantes do molde metálico; e) molde e postigos moldantes metálicos; f) protótipo em material compósito.

iv) CONCLUSÕES

Foi realizado um estudo relativo ao comportamento de materiais compósitos de matriz em resina epóxida com partículas esféricas metálicas. Os provetes foram processados com diferentes fracções volumétricas num molde em silicone. O molde foi equipado com um sistema de transmissão de movimento que permitiu que este tivesse de velocidade de rotação durante a fase de cura. Os vários materiais compósitos processados foram ensaiados com recursos a análises de DMA. Foram obtidas as curvas de variação do módulo com a temperatura, para os diferentes materiais processados. Foram, também determinadas as temperaturas de transição vítrea dos materiais compósitos e, também, da resina epóxida.

3.3.3. Caso 3: tenacidade à fractura em materiais compósitos com micro-esferas ocas de vidro

Os compósitos com enchimento de micro-esferas ocas de vidro, obtidos por processamento por vazamento em vácuo, são, geralmente, classificados como espumas sintéticas se a fracção volúmica de enchimento for relativamente elevada. Estes materiais podem ser utilizados em aplicações onde podem ocorrer cargas de impacto uma vez que estes compósitos podem reduzir a força do impacto. A adição de micro-esferas ocas tende a aumentar os valores específicos em termos da força do impacto e, marginalmente, do módulo à flexão para fracções volúmicas elevadas de micro-esferas. Foram estudados os efeitos da velocidade de carga e de tempo de imersão dos provetes em água, nas propriedades mecânicas em flexão e em particular na tenacidade à fractura K_{IC} . Foram utilizadas micro-esferas ocas Verre Scotchit™-K20 com as resinas epoxy e poliéster. A tenacidade à fractura K_{IC} , o módulo à flexão e a resistência mecânica foram obtidos como função da velocidade de carga e do tempo de imersão. O aumento da velocidade de carga tende a aumentar o módulo, mas só foram observados efeitos marginais na tenacidade à fractura (K_{IC}). A resistência mecânica aumenta significativamente com o aumento da velocidade de carga para os compósitos de matriz epoxy, mas no caso da matriz poliéster foi observado um efeito insignificante. O aumento do tempo de imersão em água tende a reduzir o módulo. A tenacidade à fractura (K_{IC}) diminui ligeiramente após 15 dias de imersão em água, para os compósitos de matriz poliéster. No caso do compósito de matriz epoxy, só foram observados efeitos insignificantes na resistência mecânica, após 67 dias de imersão em água.

i) MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Neste estudo foram utilizadas micro-esferas ocas de vidro, Verre Scotchit™-K20, fabricada pela 3M. O tamanho médio das partículas foi de $33,5\mu\text{m}$, com um desvio padrão de $17,8\mu\text{m}$, obtido por análise microscópica. Foram utilizadas duas resinas: 520 epoxy com endurecedor 523 e poliéster Hetron 92 FR fornecida pela Ashland Chemical Hispania (Tabela 3.3). A resina e o endurecedor foram misturados numa câmara em vácuo e as micro-esferas foram adicionadas posteriormente. As placas em material compósito foram fabricadas por vazamento usando um molde do alumínio com uma cavidade rectangular paralelepípedica de $400 \times 200 \times 6$ mm.

Os provetes foram cortados e maquinados a partir de placas processadas por vazamento em vácuo. As dimensões dos provetes são apresentadas na Figura 3.18 para os ensaios de flexão e tenacidade à fractura em modo I. Os ensaios de tenacidade à fractura em modo I foram realizados em flexão em 3 pontos, com uma distância entre apoios de 48 mm. Uma pré fissura foi produzida por lâmina de barbear na extremidade do entalhe para cada provete. Após os ensaios, as superfícies de fractura foram observadas usando um microscópio óptico para medir com precisão o tamanho da fenda e observar os mecanismos de rotura.

Tabela 3.3 Fracções volúmicas de micro esferas e densidades.

| Material base | Fracção volúmica de micro esferas | Densidade [g/cm^3] |
|---------------|-----------------------------------|--------------------------------------|
| Epoxy | 26,3 | 0,92 |
| Polyester | 30,1 | 0,83 |

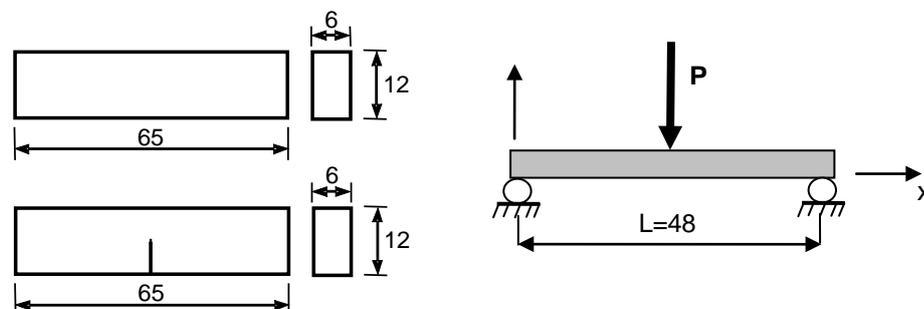


Figura 3.18 Representação esquemática dos provetes e carregamento para ensaios de flexão em 3 pontos e tenacidade à fractura.

Os ensaios foram realizados numa máquina universal Instron, de acordo com as normas ASTM D790-98 e ASTM D5045-96, para ensaios de flexão e tenacidade à fractura em modo I, respectivamente. Para a análise das propriedades mecânicas em flexão, as curvas carga versus deslocamento foram obtidas directamente e as tensões de flexão foram calculadas usando as equações para vigas em flexão. De acordo com a norma da ASTM D5045-96 o factor intensidade tensões para a tenacidade à fractura em modo I, em flexão em 3 pontos, é calculado pela equação (3.25)

$$K_{IC} = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \left\{ \frac{6\sqrt{c} [1.99 - c(1-c)(2.15 - 3.93c + 2.7c^2)]}{(1+2c)(1-c)^{3/2}} \right\} \quad (3.25)$$

onde P_Q é a força máxima onde o comportamento frágil dos materiais foi observado, $c=a/W$, a é o comprimento de fenda, B é a espessura do espécime e W a largura do espécime.

A taxa de liberação da energia de tensão foi calculada usando a equação (3.26)

$$G_c = U / (BW\Phi) \quad (3.26)$$

onde U é a área integrada da curva de carga-deslocamento até a carga de P_Q e Φ é um factor da calibração dado em função de a/W , de acordo com ASTM D5045-96.

Dois tipos de ensaios foram realizados para estudar a influência da velocidade de carga e tempo de imersão em água, respectivamente. Para o primeiro objectivo, os provetes foram armazenados em ambiente seco e ensaiados para velocidades de carga de 0,05 a 500 mm/min. Para o segundo objectivo os provetes imersos em água a 20°C durante períodos crescentes até 67 dias. Antes de cada ensaio os provetes foram removidos da água, secos e ensaiados com uma velocidade de carga de 1 mm/min. Para cada condição foram ensaiados cinco provetes. Para cada condição de ensaio foram calculados os valores médios e desvios padrão das propriedades mecânicas.

ii) RESULTADOS

Os resultados relativos ao efeito da velocidade de carga no módulo, na resistência em flexão e na tenacidade à fractura (K_{IC}) são apresentados nas Figuras 3.19.a), b) e c), respectivamente. Estes resultados mostram que os valores de todas as três propriedades mecânicas são significativamente mais baixas para o compósito de matriz poliéster do que para o compósito de matriz epoxy, particularmente a resistência mecânica e a tenacidade à fractura o que indica uma forte influência do material da matriz e de uma pobre adesão na interface micro-esferas/polímero.

Foram observados diferentes efeitos da velocidade de carga nas propriedades. Como era esperado, verificou-se um aumento significativo do módulo em flexão com a velocidade de carga para os compósitos de matriz epoxy e poliéster. Por outro lado, a resistência mecânica aumenta significativamente com o aumento da velocidade de carga para os compósitos de matriz epoxy, mas no caso do compósito de matriz poliéster foi observada uma tendência decrescente insignificante. Na análise de Figura 3.19.c) mostra que a velocidade de carga influencia marginalmente os resultados de tenacidade à fractura (K_{IC}).

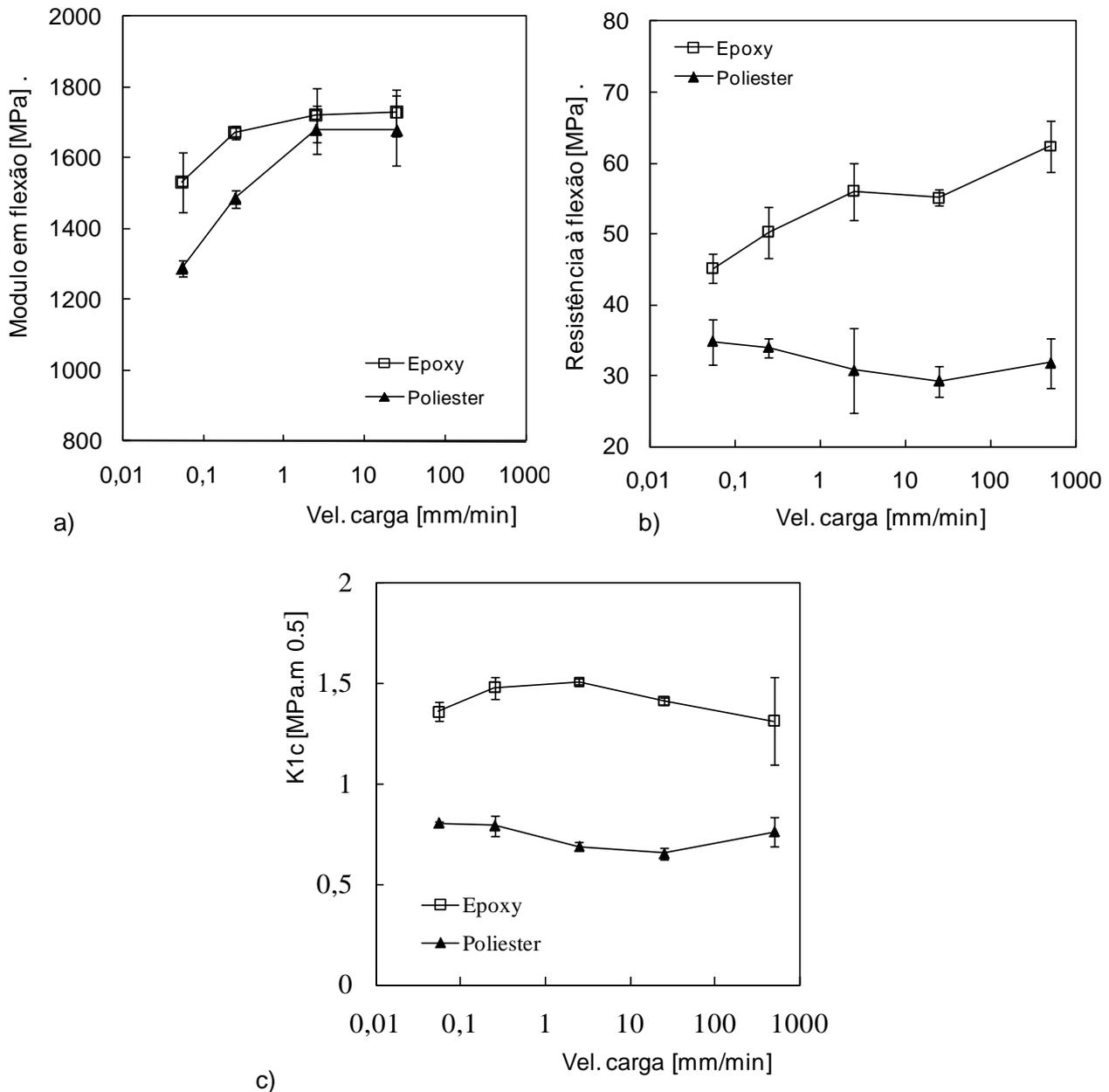


Figura 3.19 a) Módulo à flexão versus a velocidade de carga; b) Resistência à flexão versus a velocidade de carga; c) Tenacidade à fractura versus a velocidade de carga.

Nas Figuras 3.20.a), b) e c) são apresentados os resultados do efeito do tempo da imersão dos provetes em água a 20°C no módulo, na resistência mecânica e na tenacidade à fractura (K_{1c}), respectivamente. Estes resultados foram complementados com um estudo de absorção de água que indica que a saturação de água foi alcançada rapidamente segundo a lei de Fick e de acordo com o trabalho de Gupta et al (2003). Foi, também, realizada uma observação microscópica das superfícies de fractura para compreender os mecanismos de falha. Apesar do rápido processo da difusão da água, a análise dos resultados mostra um insignificante e não bem definido efeito da água na resistência mecânica. A tenacidade à fractura mostra alguma tendência que diminui ligeiramente com o tempo de permanência em água. Esta diminuição depende do material da matriz e afecta mais a matriz poliéster do que a matriz epóxida pois o processo de difusão é rápido na matriz poliéster. A diminuição ocorre após 15 dias para os compósitos de matriz poliéster e após 55 dias para os compósitos de matriz epoxy.

Estes resultados estão de acordo com a análise de superfícies (Figura 3.21) onde não foi observado nenhum efeito significativo do tempo de imersão em água. Por outro lado, um efeito significativo do tempo de imersão em água foi observado no módulo da rigidez (Figura 3.20.a)), para os dois materiais poliméricos que podem provavelmente ser associados com uma deslocação mais fácil na interface das micro-esferas/polímero causadas pela lubrificação da água.

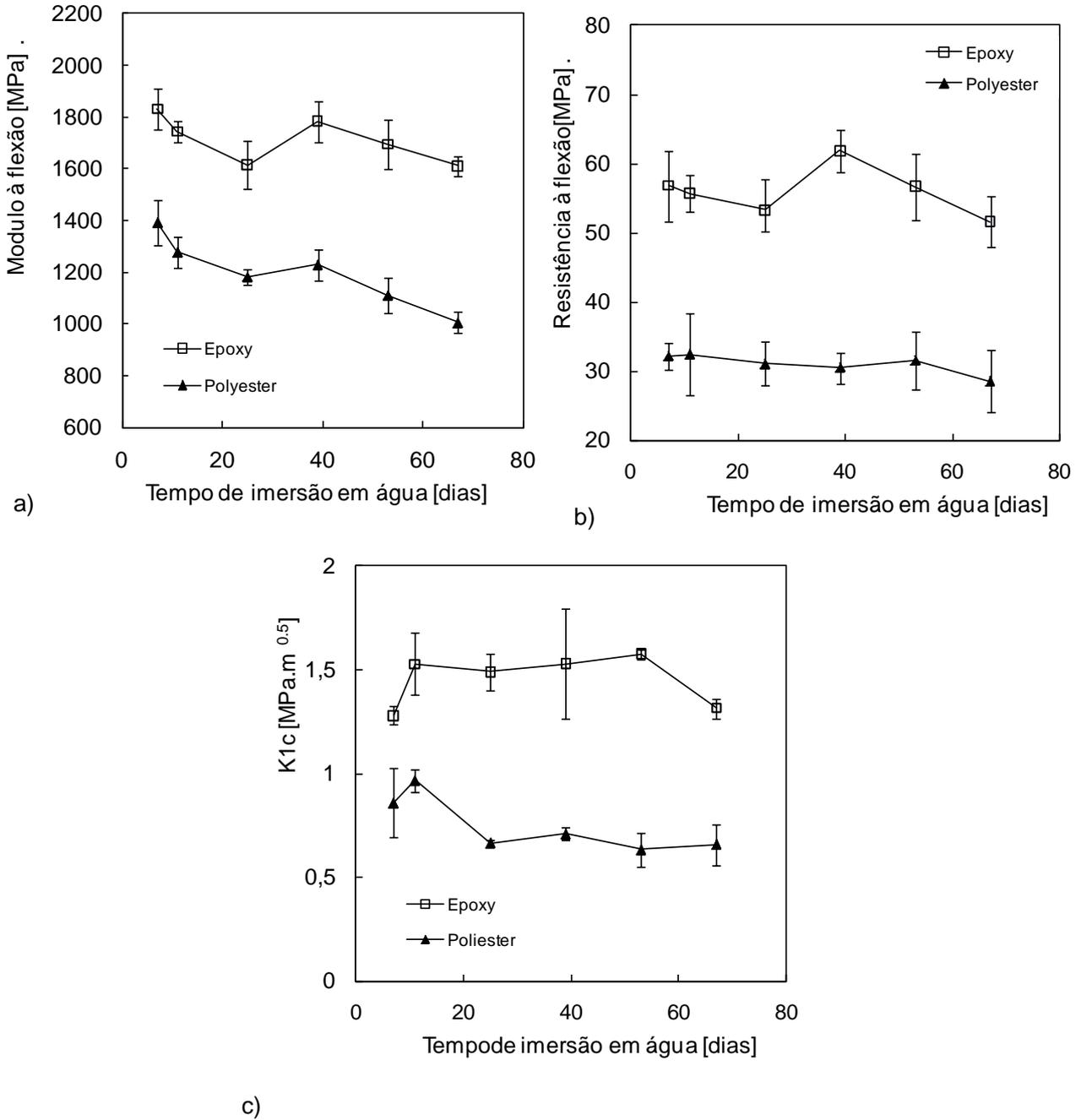


Figura 3.20 a). Módulo à flexão versus tempo de imersão; b) Resistência à flexão versus tempo de imersão; c) Tenacidade à fractura versus tempo de imersão.

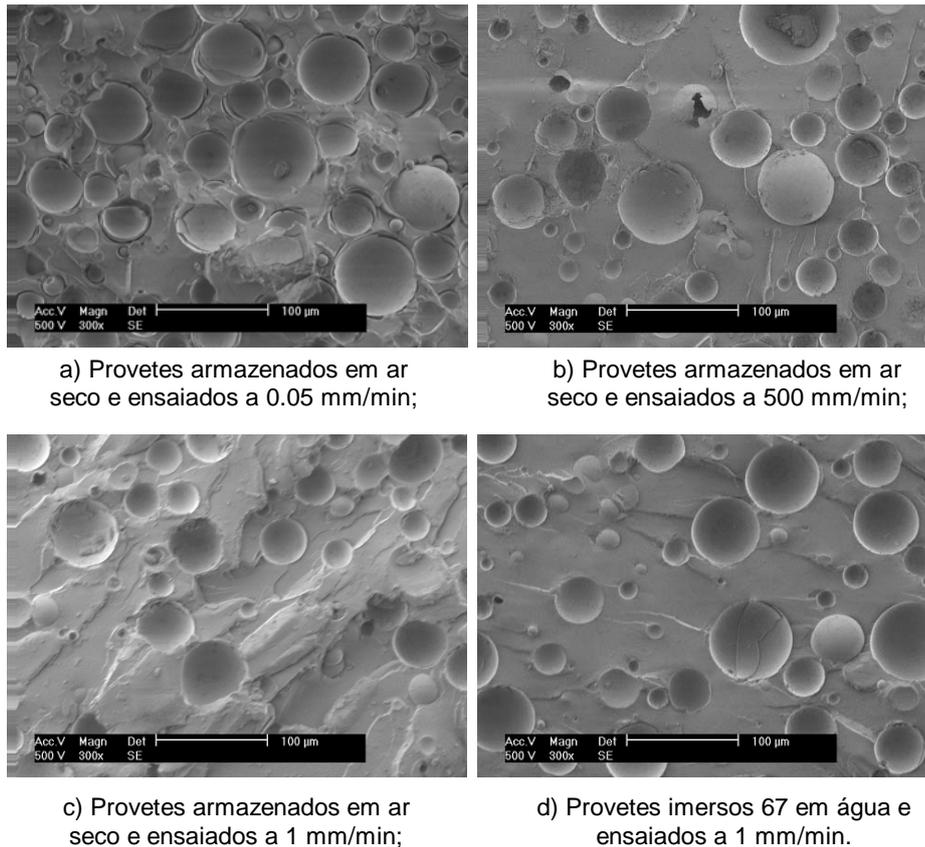


Figura 3.21 Observações SEM das superfícies de fractura.

As superfícies de fractura foram observadas em micrografias (SEM) para compreender melhor os mecanismos de falha associados com os parâmetros estudados aqui. Na Figura 3.21 pode-se observar as micrografias (SEM) referentes às características morfológicas das superfícies de fractura em modo II para os provetes de matriz epoxy ($V_f = 26.3\%$). Nestas micrografias são apresentados as superfícies de fractura de três provetes expostos ao ar seco e um provete imerso em água durante 67 dias. Estes provetes foram ensaiados com velocidades de carregamento de 0.05, 1 e 500 mm/min. Não são observadas, nas superfícies de fractura, micro-porosidades o que indica que o procedimento seguido no processamento destes materiais foi o correcto. A análise destas figuras pode-se observar zonas de fractura frágil com baixa deformação da matriz, o que está de acordo com os mecanismos de falha referidos por Kishore (Kishore *et al* (2005)). Foram, também, observadas micro esferas fracturadas e não ligadas à matriz. Por outro lado, e de acordo com estas observações, não foram visualizados efeitos significativos da velocidade de carga e do tempo de imersão em água nos mecanismos de falha foram.

iv) CONCLUSÕES

Neste trabalho foram estudados os efeitos da velocidade da carga e do tempo de imersão dos provetes em água até 67 dias, nas propriedades mecânicas em flexão e particularmente na tenacidade à fractura K_{IC} . A tenacidade à fractura (K_{IC}), o módulo e a resistência mecânica em flexão foram obtidas em função da velocidade de carga e do tempo da imersão em água. O aumento da velocidade de carga tende a aumentar o módulo e apenas foram observados efeitos não significativos na tenacidade à fractura. A resistência mecânica aumenta significativamente com o aumento da taxa da carga para os compósitos de matriz epoxy, mas no caso dos compósitos de matriz poliéster foi observado um efeito insignificante. O aumento do tempo de imersão em água tende a reduzir o módulo. A tenacidade à fractura diminui ligeiramente após 15 dias em água, para os compósitos de matriz poliéster e após 67 dias para os compósitos de matriz epóxida.

3.3.4. CASO 4: caracterização de compósitos com fibras de carbono e fabrico de uma cadeira ergonómica

O Desenvolvimento de produto é o conjunto de actividades que começa na percepção de uma necessidade de mercado e termina com a produção e venda de um produto que satisfaça essa necessidade. É importante que os novos engenheiros que estão habituados, no decorrer da sua formação, a responder a perguntas fechadas (com solução única) e têm extrema dificuldade em criar algo de novo, respondendo a perguntas abertas (Dick (1950)). A introdução de novos materiais, como é o caso das fibras de carbono, associados a um design atraente podem resultar no fabrico de produtos inovadores. Este tipo de materiais apresenta baixa densidade, alta resistência mecânica e rigidez (Staab (1999)).

i) INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de materiais compósitos de matriz polimérica com fibras, bem como as técnicas de projecto e tecnologias de fabrico a eles associados, permite fabricar componentes estruturais de elevado desempenho. Os compósitos são materiais que possuem propriedades físicas e mecânicas fora do comum, podendo ser processados de forma a satisfazerem uma determinada aplicação. Os processos de fabrico de compósitos estão hoje bem adaptados à fabricação de estruturas complexas, o que permite a consolidação das peças com custos de produção reduzidos. Estas características permitem que os compósitos sejam utilizados em muitas aplicações, com vantagens em relação aos materiais monolíticos.

Com o objectivo de optimização do produto final, cadeira de conforto, foram desenvolvidos um conjunto de ensaios em materiais compósitos, de matriz epoxida, com diferente número de camadas de fibra de carbono e em diferentes composições de espumas de poliuretano. O estudo ergonómico e de design foi realizado com auxílio e recurso às técnicas de prototipagem rápida e virtual. Na caracterização dos materiais compósitos processados foram utilizadas as seguintes técnicas: análise de DMA, para determinar a evolução do módulo de elasticidade com a temperatura e a temperatura de transição vítrea; análise estática em flexão em três pontos, para determinar a resistência mecânica e módulo de elasticidade e análise de resistência ao impacto.

ii) MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

As fibras utilizadas neste trabalho são fibras longas de carbono que se apresentam sobre a forma de tecido biaxial. Estas são fornecidas em forma de rolos como é possível observar na Tabela 3.4. A resina usada é de características epóxidas, resina epóxida 520 com endurecedor 523 (Tabela 3.5).

Tabela 3.4 Principais características do tecido de fibras de carbono utilizado.

| Característica | Valor |
|------------------------------|------------------|
| Tipo de tecido | Biaxial [0°/90°] |
| Material | Carbono |
| ρ [g/cm ⁻³] | 1.44 |
| Referência | 195-1000 |
| Gramagem [g/m ²] | 196 |

Tabela 3.5 Principais características da resina epóxida 520 e endurecedor 523.

| Característica | Resina | Endurecedor |
|------------------------------|--------------|-------------|
| Aspecto | Líquido | Líquido |
| Cor | Transparente | Amarelo |
| ρ [g/cm ⁻³] | 1,16 | 1 |
| Rácio | 1 | 1/3 |
| Ciclo de cura | 8 H a 20°C | |

No fabrico dos materiais compósitos foi utilizado o processo *Hand Lay-up* seguido de um processo de cura em saco de vácuo. Este processo mostrou ser o mais adequado, pois não requer equipamentos dispendiosos, reduzindo, assim, o custo de produção das amostras. Um aspecto negativo a destacar é o facto de se tratar de um processo manual tornando a qualidade da peça dependente da perícia de quem a molda, devendo, assim, ter-se o maior cuidado possível, de forma a obter amostras semelhantes.

Todos os provetes foram maquinados através de uma CNC e, seguidamente, polidos. Foi utilizada uma máquina servo- mecânica Shimadzu Autograph (Figura 3.22) nos ensaios de tracção. Esta possui uma consola de controlo e acoplamento a um computador, permitindo, através de um software específico (Trapezium 2), o controlo e tratamento de todos os parâmetros (carga, velocidade, deslocamento, etc.), permite, também, a visualização do andamento da curva carga-deslocamento ao longo do ensaio, bem como o tratamento e armazenamento de resultados.

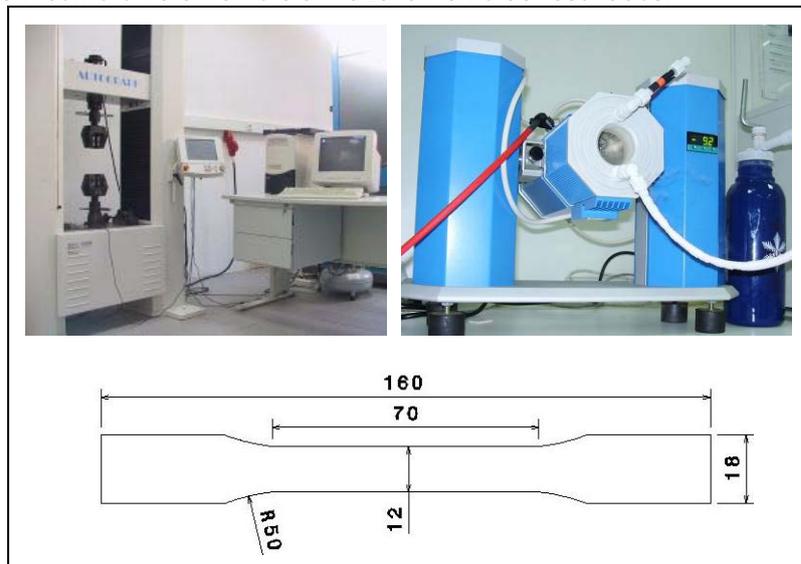


Figura 3.22 a) Máquina usada nos testes de tracção; b) Equipamento de DMA usado nos estudos; c) Geometria dos provetes de tracção (dimensões em mm).

A partir das placas de material compósito processadas com diferentes números de camadas foram maquinados provetes com a geometria indicada na Figura 3.22. Os provetes foram maquinados através de uma máquina CNC e, posteriormente, foram fixadas duas chapas de alumínio em cada uma das “línguas”, de forma a existir uma transmissão correcta das forças das amarras da máquina de tracção ao provete.

As dimensões dos provetes foram obtidas segundo a norma ASTM D638. Fixaram-se duas chapas de alumínio em cada uma das línguas dos provetes de forma a existir uma transmissão correcta das forças das amarras da máquina de tracção para o provete. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e em controlo de deslocamento, com a velocidade do carregamento em todos os ensaios de 1 mm/min, registando-se a força, o deslocamento e a extensão dos provetes.

O equipamento de análise DMA (Dynamic Mechanical Analysis) permite avaliar o comportamento mecânico de um material quando sujeito a um programa de temperatura controlada e sob o efeito de uma força mecânica que se altera com o tempo (Figura 1). Os ensaios de DMA foram realizados em flexão em 3 pontos com variação de temperaturas entre os 20°C e os 140°C, de acordo com a norma alemã DIN53457 (referência neste tipo de análise térmica). Os provetes ensaiados têm dimensões de 42 mm de comprimento, 4 mm de largura e altura variável de amostra para amostra.

iii) RESULTADOS

Na concepção e desenvolvimento do protótipo da cadeira em CAD foi utilizado um percentil de 95% da população europeia, no que diz respeito ao estudo ergonómico. Através da aplicação do método de RULA e para as várias posições, obteve-se uma classificação de dois, o que indica que a postura é aceitável se não for mantida por longos períodos de tempo (Figura 3.23).

No desenvolvimento do protótipo da cadeira foram utilizadas técnicas de prototipagem rápida. Foi produzido um protótipo em cera para análise das várias soluções consideradas neste trabalho. Assim, foi possível obter um modelo físico para estudo da solução a implementar, com recurso a um equipamento Thermojet. Este tipo de equipamento Thermojet, que permite a deposição de material fundido (cera), foi desenvolvido pela 3D Systems e permite produzir de forma rápida protótipos para apoiar a concepção de

produtos. A construção de modelos é feita por acção de uma cabeça de extorsão, que deposita uma cera com a geometria da secção correspondente a cada camada do modelo. Na Figura 3.23, pode-se observar o equipamento Thermojet utilizado na obtenção de protótipos o protótipo em cera.

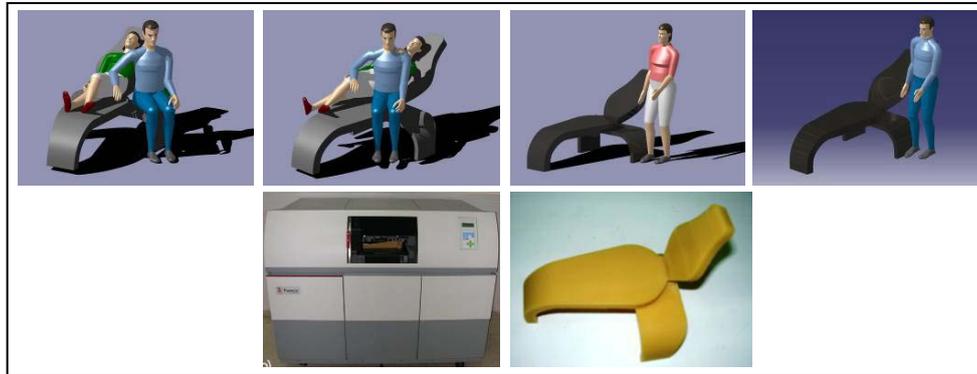


Figura 3.23 Optimização ergonómica (CATIA V5); Modelo obtido pelo processo Thermojet.

Com base nos resultados dos ensaios estáticos de tracção, foram geradas as curvas de resistência mecânica à tracção *versus* número de camadas de fibras, conforme se pode observar na Figura 3.24.

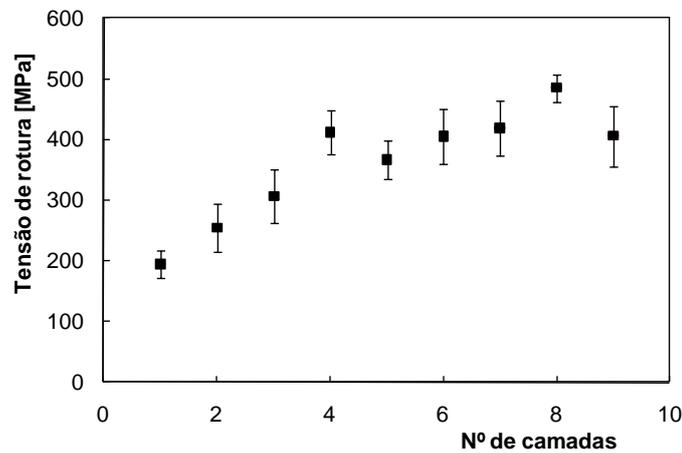


Figura 3.24 Tensão de rotura para os vários compósitos de matriz epoxídica com diferente número de camadas de fibra de carbono.

Com base nos resultados dos ensaios estáticos de tracção, foram geradas as curvas de módulo de elasticidade *versus* número de camadas de fibras, conforme se pode observar na Figura 3.25.

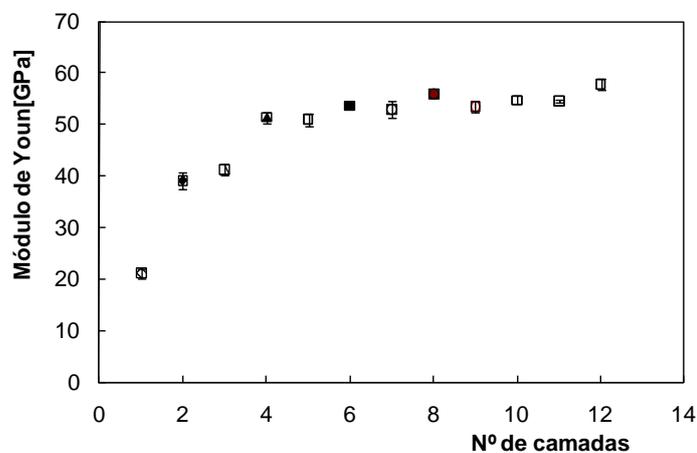


Figura 3.25 Módulos de Young versus nº de camadas de fibra de carbono.

Pode-se observar que para os laminados até 3 camadas existe uma grande dispersão de resultados entre os teóricos e os experimentais. Tal facto justifica-se com a técnica de processamento manual utilizada. Na Tabela 3.6 são apresentados os valores de densidade obtidos para os vários materiais compósitos processados.

Tabela 3.6 Espessuras dos compósitos com diferentes números de camadas de carbono.

| Nº Camadas | Espessura [mm] |
|------------|----------------|
| 1 | 0,48 |
| 2 | 0,64 |
| 3 | 0,88 |
| 4 | 1,06 |
| 5 | 1,33 |
| 6 | 1,55 |
| 7 | 1,72 |
| 8 | 1,91 |
| 9 | 2,23 |
| 10 | 2,35 |
| 11 | 2,65 |
| 12 | 2,8 |

Na caracterização dos materiais compósitos processados foi utilizada a técnica de DMA para determinar a evolução do módulo de elasticidade com a temperatura e a temperatura de transição vítrea. Na Figura 3.26 estão representadas as curvas relativas à evolução do módulo de Young versus a temperatura para os vários materiais compósitos com diferente número de camadas de fibra de carbono.

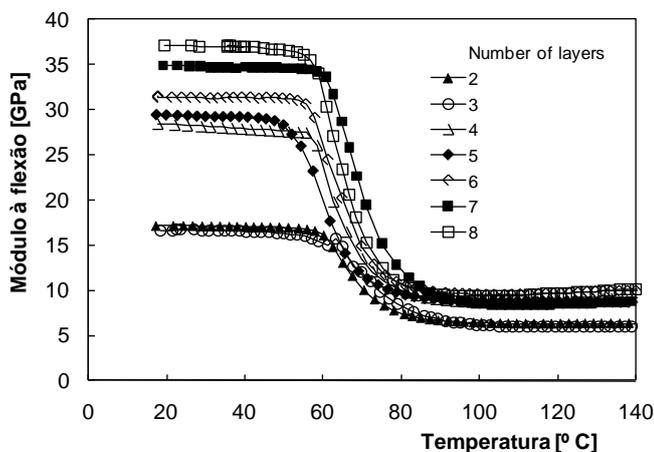


Figura 3.26 Módulo de Young [GPa] vs Temperatura [°C].

Como se pode observar a temperatura de transição vítrea em todas as estruturas é, aproximadamente, 70°C.

Um modelo numérico foi desenvolvido directamente a partir da representação CAD do protótipo da cadeira. A geometria foi automaticamente dividida em 10 nós de elementos tetraédricos, que são adequados para aproximar objectos não regulares, como o proposto para a cadeira. Na Figura 3.27.a), é possível observar a malha de elementos finitos, composta por 11635 elementos e 20949 nós, e as condições de contorno. As pernas do protótipo da cadeira foram consideradas fixas e foi considerada uma carga de 200 kgf, uniformemente distribuída como indicado, replicando o peso de uma pessoa. O material foi considerado ser ortotrópico e ter comportamento elástico linear com $E_x = E_z = 55$ GPa e $E_y = 5$ GPa.

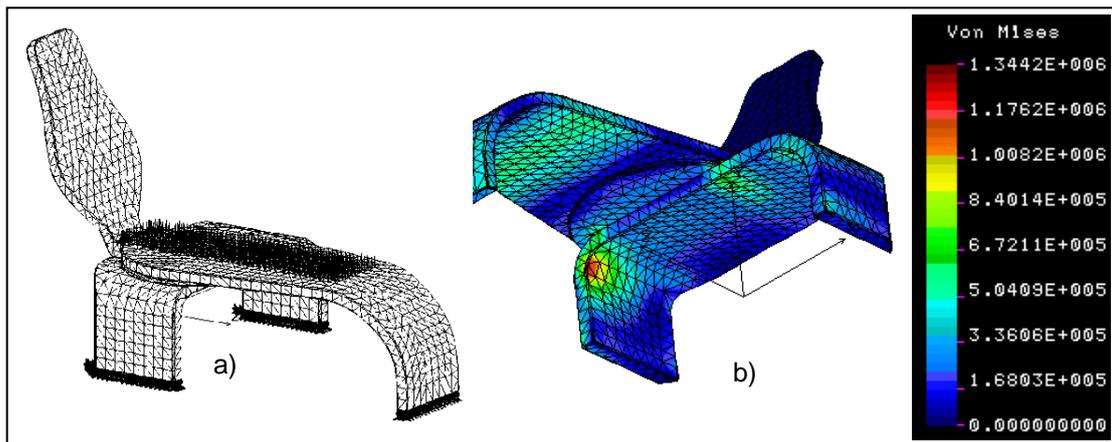


Figura 3.27 a) Malha de elementos finitos e condições fronteira; b) Campo de tensões.

A Figura 3.27.b) mostra uma vista inferior do protótipo de cadeira, mostrando o campo de tensões equivalente de Von Mises. O nível de tensão é relativamente baixo, embora a carga seja relativamente alta, o que é explicado pela espessura, relativamente, elevada das peças e raios de concordância. O modelo adoptado para a cadeira é benéfico para o seu desempenho estrutural. A rigidez e a resistência mecânica da parte traseira da cadeira, também, foram analisadas, tendo sido considerada uma carga de 66,6 kgf, uniformemente distribuída ao longo do encosto da cadeira. O valor máximo de tensão equivalente Von Mises encontrado foi de 10 MPa, muito inferior à resistência do material (Figura 3.27). O valor do deslocamento máximo do componente estrutural do encosto da cadeira encontrado foi de apenas 0,6 mm, que é um valor aceitável para o protótipo da cadeira. No modelo do protótipo da cadeira ilustrado nas Figuras 3.27.a) e b) não foram considerados espaços vazios no seu interior. Foi considerada uma solução alternativa, com espaços vazios internos, em que o material compósito define os limites externos. A espessura do material compósito com fibras de carbono considerada para as paredes foi de 2,34 mm. Deformações significativas foram encontradas, indicando que esta solução não é viável. Uma solução alternativa deve ser proposta, com os espaços vazios cheios com espumas sintáticas, formando um compósito sanduíche. A espuma sintática é relativamente leve e rígida, ideal para evitar as deformações excessivas.

iv) CONCLUSÕES

Foram avaliadas as propriedades mecânicas de um conjunto de materiais compósitos de matriz polimérica com diferentes números de camadas de carbono (de 1 a 12 camadas de fibra de carbono). Observou-se, como seria de esperar, que, com o aumento do número de camadas de fibra de carbono, aumenta, também, a resistência mecânica (σ_r) e o módulo de elasticidade (E). Observou-se uma pequena dispersão nos resultados experimentais que pode ser justificada com a técnica de processamento utilizada no fabrico de materiais compósitos. O módulo de elasticidade aumenta significativamente com o número de camadas de carbono, até à camada de carbono 5, estabilizando o seu valor até à camada 12. Com a resistência mecânica passa-se a mesmo, existindo maior dispersão de valores.

Na caracterização destes materiais compósitos foi, também, utilizada a técnica de DMA, para avaliar a evolução do módulo de elasticidade com a temperatura e determinar a temperatura de transição vítrea e, conseqüentemente, estabelecer as temperaturas de serviço destes materiais. Foi observada uma diminuição do módulo de elasticidade (E) com o aumento da temperatura para os vários materiais estudados, sendo esta diminuição mais efectiva na zona de influência da temperatura de transição vítrea (T_g). A temperatura de transição vítrea obtida foi de cerca de 70°C. Esta avaliação é importante na medida em que se pode, deste modo, estabelecer a temperatura máxima de serviço.

Foi modelado e produzido um modelo da cadeira, utilizando técnicas de prototipagem rápida. Foi, também, realizado um estudo ergonómico da cadeira, tendo sido utilizado o método RULA. Foi realizada uma análise numérica a partir da representação CAD do protótipo da cadeira. Os valores de tensão equivalente de Von Mises encontrados foram inferiores aos valores de resistência mecânica determinados experimentalmente.

3.4. COMPORTAMENTO À FADIGA

3.4.1. Curvas S-N

A rotura por fadiga verificada em componentes estruturais sujeitos a cargas dinâmicas é um processo de degradação progressivo que se considera dividido nas seguintes fases: nucleação da fenda, crescimento microscópico da fenda, crescimento macroscópico da fenda e rotura final da fenda. Assim, o processo de fadiga resulta da nucleação, mais ou menos lenta, de fendas e do seu avanço progressivo até atingir uma dimensão crítica para a qual ocorre rotura instável. A vida de um componente sujeito a um processo de fadiga pode ser definida pelo número de ciclos de aplicação de carga até à rotura (N_f).

A iniciação é um processo localizado que ocorre, geralmente, à superfície numa zona de elevada concentração de tensões que pode ser devida a um acabamento deficiente do componente, variação brusca na geometria ou a defeitos do material provocados pelos processos de fabrico.

Os resultados experimentais obtidos nos ensaios de fadiga são, normalmente, apresentados através das curvas S-N. Estas são representadas em gráficos bilogarámticos, em que no eixo vertical se apresenta a amplitude de tensão ou a gama de tensões e no eixo horizontal o número correspondente de ciclos de rotura. O processo, para obter as curvas S-N, consiste em registar o número de ciclos até à rotura de provetes, com a mesma geometria e acabamento. Estes são submetidos a diferentes valores de amplitude de tensão (mas para o mesmo valor de R, em que $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$), nas mesmas condições de ensaio. As curvas S-N tornam-se, em geral, horizontais para uma determinada tensão limite, σ_f , designada por tensão limite de fadiga. Para valores de tensão inferiores a este valor, o material terá teoricamente uma vida infinita.

No caso de materiais poliméricos, a caracterização da vida à fadiga é dada com base nas curvas típicas de Wöhler, Figura 3.28. Pode-se observar nesta figura, três regiões distintas em termos da variação da amplitude de tensão versus o número de ciclos até à falha. A existência da região I (e do declive da curva $\Delta\sigma-N_f$) depende da formação das *crazes* para valores elevados de $\Delta\sigma$ e do facto destas causarem a nucleação de fendas microscópicas.

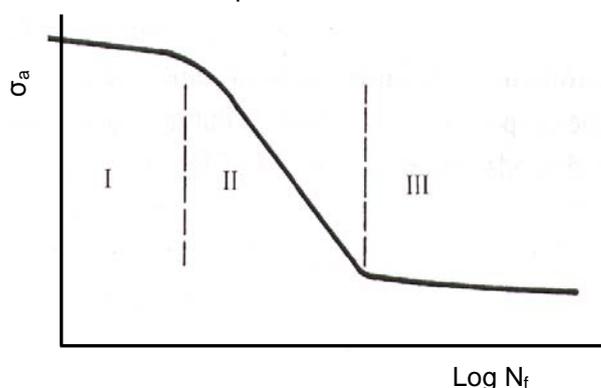


Figura 3.28 Representação esquemática da variação típica da amplitude de tensão versus o numero de ciclos até à falha de materiais poliméricos.

O PMMA (material utilizado como matriz do Asterite, Amatis e Ultra-quartz) é um material propenso à formação de *crazes*, apresentando uma região I bem definida, onde a vida de fadiga depende fortemente de $\Delta\sigma$. Na região II, a vida de fadiga total é dependente da amplitude de tensão e é caracterizada pelo aumento do crescimento microscópico da fenda por fadiga. Nesta região verifica-se o crescimento lento das *crazes* e a sua transformação em fendas, sendo este o mecanismo de falha dominante. A região III constitui, essencialmente, o limite de fadiga do polímero. A vida de fadiga, nesta região, é controlada pelo tempo de incubação relativo à nucleação de falhas microscópicas. O relativo domínio da nucleação e crescimento de *crazes* e fendas constitui a principal distinção entre as regiões II e III.

i) Mecanismos

Os mecanismos que controlam a vida total de fadiga de polímeros variam com factores morfológicos, térmicos, mecânicos e ambientais. Nos ensaios em que o ciclo de carregamento envolve altas velocidades de deformação, o material é propenso ao aquecimento por histerese e ao amaciamento

térmico. Consequentemente, a utilização de frequências altas nos ensaios resulta numa diminuição da vida de fadiga.

O aumento da temperatura no polímero durante o carregamento a alta-frequência depende, também, das dimensões do provete. Nos ensaios com provetes finos, uma fracção significativa do calor gerado por amortecimento é perdido para o ambiente. Por outro lado, os provetes mais espessos apresentam uma resistência limite de fadiga mais baixa pois estes retêm uma significativa fracção do calor gerado pelo aquecimento de histerese (Riddell *et al*, 1967) de onde resulta um maior aumento da temperatura. Situação similar verifica-se com o aumento da temperatura do ensaio (causado por um aquecimento externo) que se vai traduzir, também, numa diminuição da vida de fadiga.

A maioria dos materiais poliméricos apresenta uma vida maior de fadiga em ambientes inertes relativamente à que se verifica em ambientes químicos agressivos. Os efeitos nocivos destes ambientes são causados por complexas interações entre a estrutura do polímero e o meio circundante.

Apesar do conhecimento relativo aos efeitos das propriedades moleculares na vida à fadiga ser incompleto pode-se considerar que a vida de fadiga total aumenta com o aumento do peso molecular (Sauer *et al*, 1977) e cristalinidade do polímero (Riddell *et al*, 1967) e diminui com o nível de ligações cruzadas (Sauer, 1978).

Como no caso dos materiais metálicos, a vida de fadiga total, a amplitude de tensão constante diminui com o aumento da tensão média.

O reforço das matrizes poliméricas com partículas, Whiskers e fibras contínuas pode fornecer muitas possibilidades para aumentar a resistência à fadiga dos materiais compósitos. O melhoramento da resistência à fadiga destes materiais é conseguido com combinações específicas de material da matriz e do reforço, métodos de processamento, factores geométricos associados com os arranjos da fase de reforço na matriz, bem como as características interfaciais (matriz/reforço).

3.4.2. Curva de propagação de uma fenda

A iniciação de uma fenda de fadiga faz-se, normalmente, a partir de defeitos de fabrico ou em zonas de concentrações de tensões. As condições de iniciação duma fenda dependem da tensão aplicada, do factor de concentração de tensões e do material e dos defeitos. Após o período de iniciação da fenda esta vai propagar-se de forma controlada para valores de K inferiores ao valor crítico da tenacidade do material (K_{1c} e K_c) no qual se verifica a rotura instável. A utilização da MFLE no estudo de fadiga permite relacionar as tensões e o nível de defeitos com a vida dos componentes.

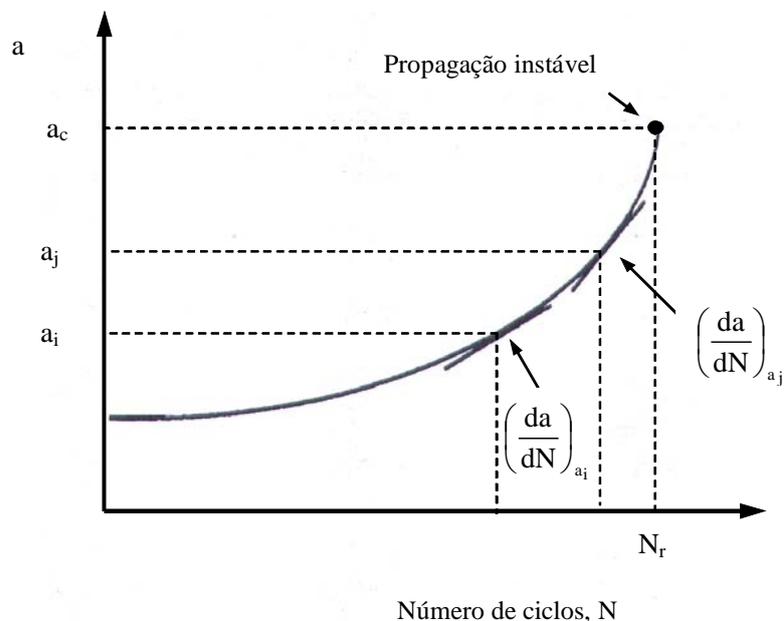


Figura 3.29 Representação esquemática da curva de propagação da fenda de fadiga.

No caso de um material com defeitos propagáveis verifica-se o crescimento da fenda até à rotura final. O crescimento de uma fenda com o número de ciclos é descrito pela curva de propagação de uma

fenda que pode ser obtida experimentalmente. A curva de propagação é obtida utilizando provetes com entalhe, a partir do qual a fenda se propaga.

Para uma geometria em que o factor intensidade de tensões K aumenta com o comprimento de fenda, as curvas obtidas apresentam-se semelhantes à representada na Figura 3.29, obtida em ensaio com carga constante.

A fenda propagou-se com uma velocidade constante (da/dN) até atingir uma dimensão crítica, a_c , em que se dá a rotura. O valor de a_c tanto pode ser a espessura, como a largura ou o comprimento crítico da fenda, correspondente a K_c e é dado por:

$$a_c = \frac{K_c^2}{Y^2 \sigma^2 \pi} \quad (3.27)$$

A utilização das curvas $da/dN-\Delta K$ na caracterização da propagação de fendas de fadiga, com base na MFLE, deve-se ao facto de se considerar que duas fendas têm a mesma velocidade de propagação desde que tenham o mesmo valor de ΔK , independentemente da geometria. Consequentemente, o estudo de propagação de fendas de fadiga faz-se, geralmente, a partir das curvas $da/dN-\Delta K$ do material do componente sujeito a um carregamento cíclico. Estas relacionam a velocidade de propagação da fenda da/dN com a gama do factor intensidade de tensão ΔK :

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} \quad (3.28)$$

onde $K_{m\acute{a}x}$ e $K_{m\acute{i}n}$ são, respectivamente, os valores máximo e mínimo do K , atingidos no ciclo de carga. A partir da definição do factor intensidade de tensão, vem:

$$K_{m\acute{a}x} = Y \sigma_{m\acute{a}x} \sqrt{\pi a} \quad (3.29a)$$

$$K_{m\acute{i}n} = Y \sigma_{m\acute{i}n} \sqrt{\pi a} \quad (3.29b)$$

onde $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$ são, respectivamente, as tensões máxima e mínima do ciclo de tensões.

A curva $da/dN-\Delta K$ é obtida a partir de curvas experimentais de propagação de fenda de fadiga, comprimento de fenda versus número de ciclos ($a-N$). Para cada valor de a obtém-se um par de valores ($da/dN-\Delta K$), sendo o valor de da/dN obtido por diferenciação gráfica ou analítica. ΔK é obtido a partir das equações 3.28 e 3.29, considerando a solução do factor geométrico correspondente.

A curva $da/dN-\Delta K$ é representada, geralmente, num sistema de eixos bilogarítmicos onde é possível distinguir três zonas de comportamento distinto em função dos diferentes valores de ΔK , normalmente designadas por regimes I, II e III (Figura 3.30).

No regime I a velocidade de propagação é muito baixa e o valor de ΔK é limitada inferiormente pelo limiar de propagação da fenda ΔK_{if} . Para valores de ΔK inferiores a ΔK_{if} , a fenda não se propaga ou propaga-se de uma forma descontínua com uma velocidade que não é detectável experimentalmente.

No regime II, a velocidade de propagação de uma fenda apresenta uma relação linear com ΔK , sendo aplicável a lei de Paris (1963). Esta, relaciona a velocidade de propagação com o factor intensidade de tensão:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (3.30)$$

onde C e m são constantes do material. Consequentemente, a velocidade de propagação é fortemente influenciada pela amplitude do factor intensidade de tensão.

O regime III surge quando $K_{m\acute{a}x}$ se aproxima de K_c dando origem a uma propagação muito rápida da fenda de fadiga até atingir a fractura instável.

As curvas de propagação $da/dN-\Delta K$ são influenciadas por diversas variáveis, destacando -se: propriedades do material, tensão média, frequência de aplicação de carga, temperatura e a história de carga.

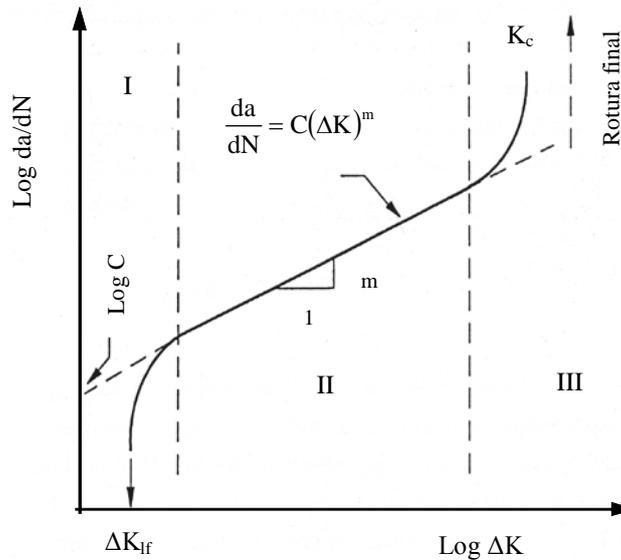


Figura 3.30 Representação esquemática do diagrama da/dN-ΔK.

3.4.3. Fadiga de amplitude variável

A maior parte das análises de fadiga de componentes estruturais de engenharia são realizadas utilizando curvas S-N a amplitude de tensão constante. No entanto, os componentes de engenharia são, em muitos casos, sujeitos a amplitudes de tensão cíclica, tensão média e frequência de carregamento variáveis. Vários modelos de acumulação de dano têm sido propostos, tendo Fatemi *et al* (1998) realizado a sua compilação. Um dos modelos de acumulação de dano mais utilizados na previsão de vida de fadiga a amplitude variável foi introduzido por Palmgren (1924) e, posteriormente, modificado por Miner (1945). Esta lei baseia-se em considerar que cada bloco de ciclos provoca um dano no material, verificando-se a rotura para um dado dano acumulado. No entanto, apesar de ser a mais utilizada, na prática apresenta algumas imprecisões, nomeadamente não ter em conta o dano provocado por tensões inferiores à tensão limite de fadiga (σ_0), nem a história de carga. Melcon *et al* (1962) utilizaram espectros de cargas reais com o intuito de verificar o rigor desta lei, tendo concluído que esta, sendo bastante simples, não era pior do que qualquer dos outros métodos utilizados. Schütz *et al* (1988) verificaram que, embora a lei de Miner estivesse frequentemente correcta, havia uma grande dispersão na razão *vida real/vida prevista*. O'Neill (1970) concluiu, a partir da análise das várias teorias de acumulação de dano, que não é possível provar que os resultados obtidos a partir de modelos mais complexos sejam melhores que os obtidos com base nos modelos de acumulação linear, no caso de situações de interesse prático.

No caso de se considerarem vários blocos caracterizados por σ_i , n_i e N_i , a rotura vai ocorrer de acordo com a lei de Miner e Tchankov *et al* (1999) quando:

$$D = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (3.31)$$

onde D é a soma do dano, n_i é o número de ciclos aplicados de amplitude de tensão $\Delta\sigma_i$ e N_i é o correspondente número de ciclos até à falha em testes de amplitude constante. O valor de N_i é estimado de acordo com a curva S-N a amplitude constante:

$$\Delta\sigma^m N = C \quad (3.32)$$

onde C e m são as constantes do material para uma dada razão de tensão.

Em situações de fadiga resultantes de um carregamento de amplitude variável por blocos é usual proceder à análise da acumulação de dano com base na tensão equivalente $\Delta\sigma_{eq}$, em que não é considerada a existência de uma tensão limite de fadiga:

$$\Delta\sigma_{eq}^m \left(\sum_{i=1}^k n_i \right) = C \quad (3.33)$$

Substituindo a equação 3.30 na 3.29 vem:

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i \Delta \sigma_i^m}{C} = 1 \quad (3.34)$$

Substituindo a equação 2.44 na 2.45 vem:

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i \Delta \sigma_i^m}{\Delta \sigma_{eq}^m \sum n_i} = 1 \quad (3.35)$$

Logo a tensão equivalente é dada pela seguinte expressão:

$$\Delta \sigma_{eq} = \left(\frac{\sum \Delta \sigma_i^m n_i}{\sum n_i} \right) = \left(\frac{\sum \Delta \sigma_i^m \bar{n}_i}{\sum \bar{n}_i} \right) \quad (3.36)$$

onde $\Delta \sigma_{eq}$ é a tensão equivalente, n_i e $\Delta \sigma_i$ são o número de ciclos e a amplitude de tensão no nível i , sendo $\bar{n} = \frac{n_i}{N_{BL}}$ e N_{BL} é número de blocos de carga que ocorrem até à rotura.

Em geral, a soma do dano acumulado D é diferente da unidade. Deste modo, a previsão da vida de fadiga N_{pr} é dada pela seguinte expressão:

$$N_{pr} = \frac{1}{D} \sum n_i \quad (3.37)$$

Quando a razão de tensão é constante para todos os níveis de tensão usa-se uma única curva $S-N$, onde C e m são as mesmas constantes para todos os níveis de amplitude de tensão, sendo a previsão da vida de fadiga N_{pr} dada pela seguinte expressão:

$$N_{pr} = \frac{C \sum n_i}{\sum \sigma_i^m n_i} \quad (3.38)$$

enquanto para situações onde existem níveis de amplitude de tensão a diferentes razões de tensão, a expressão geral para estimar N_{pr} de acordo com a lei de Miner é dada por:

$$N_{pr} = \frac{\sum n_i}{\sum \frac{\sigma_i^{m_i} n_i}{C_i}} \quad (3.39)$$

onde C_i e m_i são as constantes da curva $S-N$ para a razão de tensão correspondente ao nível de amplitude de tensão i .

O modelo proposto por Broutman *et al* (1972) considera que a resistência residual está relacionada com o dano acumulado de fadiga e que, também, é uma função linear da fracção de vida despendida a um dado nível de tensão. Eles propuseram o seguinte modelo, para a vida de fadiga acumulada e considerando dois estágios de carregamento:

$$\left(\frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma - \sigma_2} \right) \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N} = 1 \quad (3.40)$$

onde σ é a resistência estática; σ_1 e σ_2 são os níveis de tensão máximos no primeiro e segundo estágios; n_1 e n_2 são o número de ciclos em cada estágio; N_1 e N_2 são as vidas médias em cada estágio.

O modelo de vida residual proposto por Marco *et al* (1954) sugere que o dano pode ser representado por uma simples equação não linear:

$$d = \left(\frac{n}{N} \right)^\alpha \quad (3.41)$$

onde o coeficiente α é uma função da tensão aplicada determinada com base em resultados experimentais. A condição de falha para dois estágios de carregamento pode ser escrita na forma de uma lei de dano exponencial:

$$D = \sum_1^m d_i = \left(\frac{n_1}{N_1} \right)^{\alpha_1} + \left(\frac{n_2}{N_2} \right)^{\alpha_2} = 1 \quad (3.42)$$

Hashin *et al* (1978) modificaram a lei de dano exponencial de previsão e propuseram a seguinte equação:

$$\left(\frac{n_1}{N_1} \right)^{(1-s_2)/(1-s_1)} + \left(\frac{n_2}{N_2} \right) = 1 \quad (3.43)$$

onde o expoente $(1-s_2)/(1-s_1)$ não é avaliado experimentalmente, mas depende dos níveis de tensão aplicada e da resistência estática do material ($s_1=\sigma_1/\sigma$, $s_2=\sigma_2/\sigma$; σ é a resistência à tracção estática).

3.4.4. Leis de propagação de fendas de fadiga

Nas últimas décadas foram desenvolvidas um conjunto de relações empíricas e analíticas com o objectivo de descrever o comportamento da velocidade de propagação. Paris *et al* (1961) apresentaram a primeira relação deste tipo (Figura 3.30, equação 3.30) para relacionar a velocidade de propagação com o factor intensidade de tensão. Esta equação é válida apenas no regime II de propagação, onde a variação de Log (da/dN) em relação a Log (ΔK) é aproximadamente linear (Figura 3.30). Paris *et al* (1961) propuseram inicialmente um valor de 4 para o expoente m, o que estava de acordo com os seus resultados. No entanto, estudos posteriores revelaram que este expoente varia entre 3 e 5 para a maioria dos metais e das suas ligas (Farahmand *et al* 1997). Esta equação (conhecida por lei de Paris) tem sido amplamente utilizada devido à sua simplicidade. No entanto, quando aplicada além do seu limite (regime II) pode resultar num erro apreciável na previsão da vida de fadiga.

Com o objectivo de considerar a variação da velocidade de propagação devida aos efeitos da tensão média, espessura e tamanho de grão, etc., Elber (1970,1971) propôs a seguinte relação:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{ef})^m = C(U\Delta K)^m \quad (3.44)$$

onde U é o parâmetro normalizado da razão de carga, dado pela seguinte equação:

$$U = \frac{K_{máx} - K_{ab}}{K_{máx} - K_{min}} \quad (3.45)$$

onde K_{ab} é o factor de intensidade de tensão para o qual a fenda se encontra totalmente aberta, ou seja, o valor de K correspondente a σ_{ab} .

Outros investigadores desenvolveram equações em que procuraram modelar a relação sigmoideal entre da/dN e ΔK e, também, considerar o efeito da tensão média. Klesnil *et al* Lukas (1972) consideraram a seguinte expressão onde tiveram em consideração o limiar da fadiga (ΔK_{if}):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^m - \Delta K_{if}^m) \quad (3.46)$$

Donahue *et al* (1972) apresentaram também a seguinte relação, similar à equação anterior:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{if})^m \quad (3.47)$$

Em ambas as equações (Klesnil *et al*, 1972; Donahue *et al* 1972), o factor ΔK_{if} tem de ser determinado experimentalmente, o qual depende geralmente da tensão média.

Walker (1967) apresentou uma relação empírica para tentar descrever o comportamento de propagação de fenda. A relação proposta por este investigador é similar à relação de Paris (equação 3.30), mas é considerado o efeito da tensão média no regime II:

$$\frac{da}{dN} = C[(1-R)^m K_{máx}]^p \quad (3.48)$$

onde C, m e p são constantes determinadas experimentalmente.

Forman *et al* (1967) desenvolveram uma equação empírica de forma a descrever o comportamento do crescimento da fenda nos regimes II e III de propagação, incluindo o efeito da tensão média

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R)K_C - \Delta K} \quad (3.49)$$

onde C e m são constantes determinadas experimentalmente.

Outras equações foram, também, desenvolvidas de forma a tentar descrever o comportamento de propagação da fenda nos regimes I, II e III (curva da/dN- ΔK). Por exemplo, McEvily (1988) apresentou a seguinte equação:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{if})^2 \left(1 + \frac{\Delta K}{K_C - K_{máx}} \right) \quad (3.50)$$

No entanto a equação mais utilizada, sobretudo para estimar a vida de componentes de estruturas aeroespaciais com elevado risco de fractura é a expressão desenvolvida com base na equação de Forman (equação 3.49). Esta tem sido desenvolvida por vários investigadores e pode ser expressa pela seguinte relação:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{ef})^m \left(\frac{G}{H} \right) \quad (3.51)$$

onde G e H são as funções que têm em consideração o regime I e III, respectivamente, dadas pelas seguintes expressões:

$$G = \left(1 - \frac{\Delta K_{lf}}{\Delta K} \right)^p \quad (3.52)$$

$$H = \left(1 - \frac{\Delta K}{(1-R)K_C} \right)^q \quad (3.53)$$

Os parâmetros C, m, p e q das equações 3.51, 3.52 e 3.53 são constantes do material obtidas de forma empírica. O factor de intensidade de tensões efectivo, ΔK_{ef} , é definido pela seguinte expressão:

$$\Delta K_{ef} = U\Delta K = \left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \quad (3.54)$$

onde o parâmetro f é a função da abertura de fenda, a qual leva em consideração o efeito do fecho de fenda na velocidade de propagação da fenda de fadiga.

Associando as equações 3.51 a 3.54 obtém-se a expressão conhecida como equação FNK (Forman-Newman-Koning) ou lei de Nasgro. Esta foi inicialmente publicada na sua forma completa por Forman *et al*, (1992):

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^m \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{lf}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{\Delta K}{(1-R)K_C} \right)^q} \quad (3.55)$$

3.4.5. Propagação de fendas em polímeros e compósitos de enchimento de partículas

As curvas $da/dN-\Delta K$ são também aplicadas na caracterização da propagação de fendas de fadiga em materiais poliméricos e compósitos de matriz polimérica. Hertzberg *et al* (1980, 1986) estudaram a variação do crescimento da fenda de fadiga numa grande variedade de polímeros amorfos e semi-cristalinos em termos da gama do factor intensidade de tensão (ΔK). Hertzberg *et al* (1970, 1979) verificaram que os polímeros, quando caracterizados em termos de ΔK , apresentam uma resistência ao crescimento da fenda de fadiga inferior ao das ligas metálicas. Observaram a existência de uma correlação entre as velocidades de crescimento da fenda de fadiga e a tenacidade à fractura, na qual os polímeros com maior tenacidade à fractura apresentam uma velocidade de crescimento mais baixa da fenda de fadiga. As diferenças nas características do crescimento de fendas de fadiga em vários materiais metálicos são, em geral, substancialmente diminuídas quando ΔK é dividido pelo módulo de Young. Os polímeros semi-cristalinos apresentam uma maior resistência ao crescimento da fenda de fadiga que polímeros amorfos. As curvas de crescimento de fendas de fadiga para muitos materiais poliméricos ($\log da/dN$ versus $\log \Delta K$) apresentam, também, uma variação sigmoideal caracterizada por três regimes (limiar de propagação, velocidade de crescimento intermédio e alta velocidade de crescimento) semelhantes ao comportamento dos materiais dúcteis.

A velocidade de propagação da fenda de fadiga em polímeros depende do valor de ΔK , composição química do polímero e estrutura molecular. Assim, a resistência à fadiga é mais elevada em materiais com estruturas semicristalinas, aditivadas com borracha, do que no caso de materiais com estruturas amorfas. Porém, o parâmetro que tem uma maior influência na propagação da fenda, em materiais poliméricos, é o peso molecular (Sauer *et al*, 1977). O aumento deste parâmetro traduz-se no aumento da resistência à propagação de fendas.

As curvas $da/dN-\Delta K$ obtidas com compósitos de matriz metálica, como nos de matriz polimérica com fibra descontínua ou de fibra multidireccional são do mesmo tipo das dos materiais metálicos. O aumento da fracção volumétrica de fibra e da forma (l/d) da fibra, na curva $da/dN-\Delta K$ da poliamida reforçada com fibra de vidro (Karger-Kocsis, 1990) conduz a um aumento de ΔK_{lf} (limiar de propagação da fenda de fadiga) e a uma maior resistência à propagação do compósito.

No caso dos compósitos de enchimento de partículas são, também, utilizadas as curvas $da/dN-\Delta K$ na caracterização da propagação de fendas de fadiga. Os factores que influenciam a resistência à

propagação de fendas de fadiga são, além das referidas para a matriz polimérica, o tamanho, forma, propriedades mecânicas, relação interfacial entre matriz e reforço e fracção volúmica de enchimento.

i) Mecanismos de crescimento de fenda de fadiga em polímeros

Os polímeros, em determinadas condições de carregamento, podem apresentar marcas de estriação nas superfícies de fractura. Nos metais, o termo estriação refere-se, geralmente, a uma banda de crescimento na superfície de fractura, em que o espaçamento entre marcas de estriação pode, ou não, estar relacionado com a velocidade de crescimento da fenda por ciclo. Nos polímeros, o termo estriação é utilizado exclusivamente para indicar bandas de crescimento nas superfícies de fractura que apresentam espaçamentos de igual velocidade de crescimento de fenda em cada ciclo de tensão. Existem, no entanto, outros tipos de marcas de crescimento (crescimento descontínuo, onde a fenda de fadiga não avança em cada ciclo de tensão) que aparentemente se parecem com marcas de estriação, formadas durante a fractura por fadiga. Skibo *et al* (1976) e Hertzberg *et al* (1979) realizaram um estudo exaustivo sobre a formação de estriação (em polímeros semi-cristalinos e amorfos) e mostraram que o espaçamento de estriação pode ser relacionado com as velocidades de crescimento de fenda macroscópica.

As superfícies microscópicas de fractura por fadiga, em muitos polímeros, variam em função de ΔK . Para níveis de ΔK acima de ΔK_{if} e abaixo de ΔK_{IC} , as estrias podem ser claramente visíveis e, como nos metais, estas podem relacionar-se com a velocidade de avanço da fenda por ciclo (Hertzberg, 1976). No entanto, quando os polímeros são sujeitos a ciclos de baixo valor de ΔK , o espaçamento de estriação é maior que o tamanho médio do avanço da fenda por ciclo, o que leva a concluir que este avanço da fenda é descontínuo. No processo de *crescimento descontínuo da fenda*, a extremidade da fenda não avança durante um determinado número de ciclos, verificando-se acumulação de dano de fadiga na extremidade da fenda. Quando o dano atinge um valor crítico, função de ΔK e das condições de ensaio (nomeadamente a frequência e temperatura), a fenda avança. O crescimento da fenda de fadiga (que ocorre para valores muito baixos de ΔK) é um processo microscópico com a formação de *crazes* na extremidade da fenda (em polímeros em que a plasticidade na extremidade da fenda é heterogénea). O processo de *crescimento descontínuo da fenda* é ilustrado esquematicamente na Figura 3.31, Takemori, 1984. O dano é acumulado na *craze* na frente da fenda. Esta *craze* é um tanto similar à zona plástica na frente de fenda de um metal.

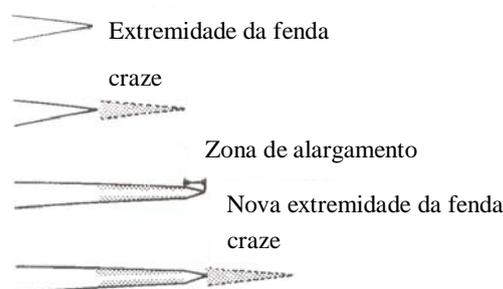


Figura 3.31 Representação esquemática da zona da craze na extremidade da fenda.

Uma possível explicação para a progressão da fenda de fadiga é ilustrada na Figura 3.32. O crescimento da fenda de fadiga pode ocorrer, principalmente, ao longo da interface *craze*-matriz e ao longo das fronteiras *interfibrillar*. A fractura da *craze midrib* apenas ocorre perto do fim do processo de crescimento descontínuo da fenda (Könczöl *et al*, 1984; Takemori, 1984).

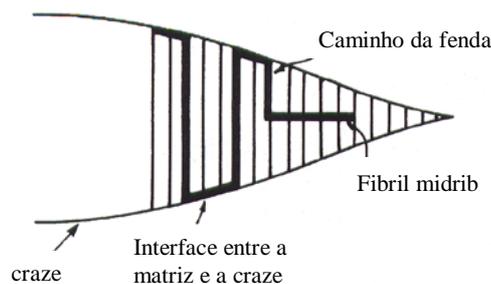


Figura 3.32 Representação esquemática do avanço da fenda dentro da craze (Könczöl *et al*, 1984; Takemori, 1984).

Em materiais que têm tendência para a deformação por bandas de corte, há, frequentemente, o *crescimento descontínuo da fenda*. Assim, o *crescimento descontínuo da fenda* vai ocorrer a amplitudes de tensão maiores que as que seriam de esperar se o crescimento fosse realizado unicamente através da formação de *crazes*. Uma representação esquemática de múltiplas zonas de crescimento de fenda descontínua é apresentada na Figura 3.33. Na figura pode-se observar bandas de escorregamento heterogêneas que formam ângulos com a direcção de propagação. As velocidades de crescimento da fenda de fadiga, nas *múltiplas zonas de crescimento descontínuo*, são, geralmente, menores que as encontradas no *crescimento de fenda descontínuo* que envolvem só a formação de *crazes*.

No caso de se utilizarem amplitudes de tensão progressivamente maiores ocorre, numa primeira fase, *crescimento descontínuo da fenda* (em *múltiplas zonas de crescimento*) e, numa segunda fase, ocorre crescimento de fenda através de bandas de corte (formação de fendas de corte). Por outro lado, no caso de se utilizarem temperaturas altas, a gama de tensão relativa ao *crescimento descontínuo da fenda* diminui, favorecendo a propagação da fenda por bandas de corte. Isto é consistente com a transição *crazes-bandas de corte* que se verificam na deformação em tracção, onde temperaturas elevadas favorecem a deformação por bandas de corte.

Skibo *et al* (1977) analisaram o processo de crescimento descontínuo de muitos polímeros semi-cristalinos e amorfos. Estes autores, nas observações experimentais que realizaram, documentaram as condições para a formação das bandas de crescimento descontínuo no PVC. A possibilidade de formação de bandas de crescimento descontínuo e o espaçamento entre elas é fortemente dependente da composição química, peso molecular, nível de ΔK , temperatura de ensaio e frequência de carregamento.

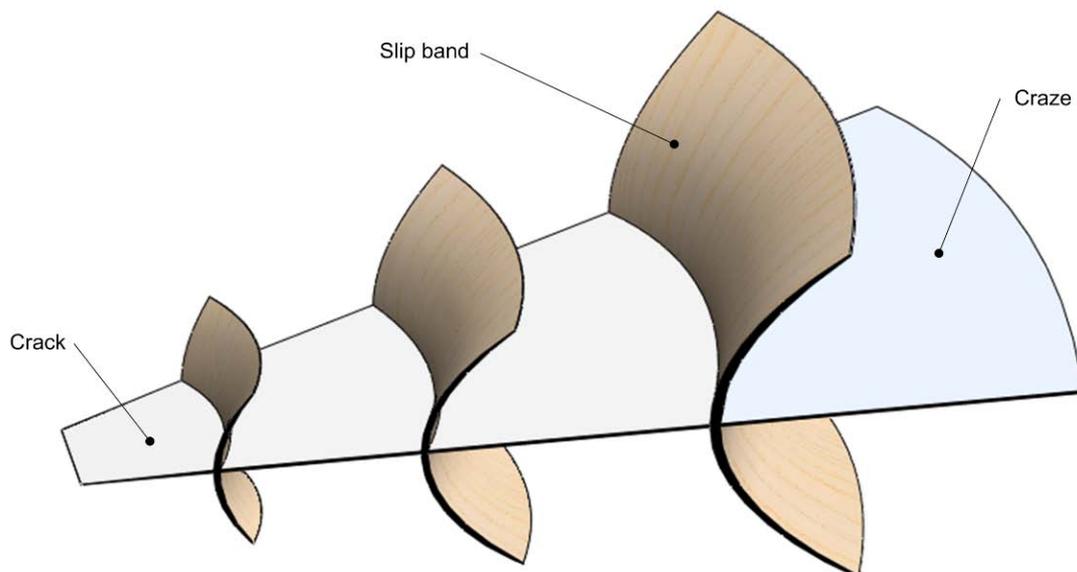


Figura 3.33 Crescimento descontínuo da fenda em zonas múltiplas de crescimento (Takemori, 1984).

Para valores baixos de ΔK , próximos do limiar de propagação, de acordo com o que foi dito anteriormente, a deformação microscópica envolve a formação de *craze* (no caso de muitos polímeros), fazendo uma analogia entre a zona de *craze* na extremidade da fenda num polímero e a zona plástica na extremidade da fenda de um material metálico. Elinck *et al* (1971) utilizaram o modelo de cedência de Dugdale (1960) para estimar o comprimento máximo de *craze*:

$$r_{cr} = \frac{\pi}{8} \frac{K_{máx}^2}{\sigma_{cz}^2} \quad (3.56)$$

onde σ_{cz} é a tensão à qual a falha (*craze*) ocorre (considerada constante no comprimento da craze) e $K_{máx}$ é o valor máximo do factor intensidade de tensão durante o ciclo de tensão. Hertzberg *et al* (1979) mediram o comprimento da craze r_{cz} a diferentes níveis de $K_{máx}$ e estimaram σ_{cz} utilizando a equação 3.56. Os valores de σ_{cz} estão de acordo com os obtidos da literatura para a tensão de fractura.

A abertura máxima da zona da *craze* na extremidade da fenda, com base no modelo representado na Figura 3.32 é estimado a partir do deslocamento da extremidade da fenda da equação de Dugdale, (1960):

$$\delta_{cz} = \frac{K_{máx}^2}{E\sigma_{cz}} \quad (3.57)$$

O dano acumulado, durante o carregamento cíclico resulta num aumento de δ_{cz} , ainda que a extremidade da fenda permaneça estacionária. Quando δ_{cz} atinge um valor crítico ocorre, então, crescimento da fenda.

ii) Mecanismos de crescimento de fenda de fadiga em compósitos de partículas

A adição de partículas à matriz polimérica pode ter um papel positivo, na medida em que estas vão interferir com a propagação da fenda. No entanto, as partículas do enchimento introduzem heterogeneidades na matriz e, deste modo, contribuem para a iniciação de fenda. Consequentemente as propriedades da matriz são muito importantes. Se a matriz apresentar um comportamento frágil, a sua resistência à fadiga depende mais da fase de iniciação. Uma vez iniciada a fenda a sua propagação será um processo rápido. No caso do material da matriz ser dúctil há uma maior resistência à propagação da fenda pelo que a introdução de “pontos” de iniciação de fenda (partículas de enchimentos) não é tão nociva para a resistência total de fadiga. O tipo de comportamento da matriz (frágil ou dúctil) e a adesão enchimento-matriz determinam a influência do enchimento na iniciação da fenda.

Os compósitos de matriz epóxida utilizados em componentes estruturais, expostos a cargas cíclicas, têm sido alvos de estudos aprofundados. Estudos relativos ao comportamento de propagação de fenda de fadiga destes materiais, bem como o papel dos vários mecanismos de endurecimento têm sido realizados.

Azimi *et al* (1995) estudaram o comportamento da propagação de fenda de fadiga e os micro-mecanismos de protecção da extremidade da fenda em compósitos epóxidos híbridos a altas e baixas velocidades de crescimento de fenda. Estes investigadores analisaram a natureza das interacções entre mecanismos de protecção da extremidade da fenda que podem dar origem ao endurecimento sinérgico de compósitos híbridos (matriz epóxida com partículas de borracha e de vidro). Este estudo, começou

por determinar o tamanho da zona plástica a partir da equação de Irwin ($r_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2$, em condições

de deformação plana) e do valor do ponto de transição ΔK_T (ponto onde o epóxido modificado com borracha, apresenta valores de resistência à propagação de fendas de fadiga, aproximadamente, iguais aos da matriz sem enchimento). Os valores obtidos foram da ordem do tamanho das partículas de borracha (3,5 μm), o que pressupõe a inexistência de interacções entre partículas e a extremidade da fenda quando ΔK é menor que ΔK_T . Por outro lado, quando o tamanho da zona plástica na extremidade da fenda é suficientemente grande de forma a permitir a existência de partículas de borracha nesta zona e, deste modo, permitir a interacção destas com o campo de tensão na extremidade da fenda (quando ΔK é maior que ΔK_T), tornando activos os mecanismos de cavitação/cedência ao corte (Figura 2.34. a) e b)). Estes resultados são coincidentes com os obtidos por Pearson *et al* (1991) relativamente ao efeito do tamanho das partículas nos mecanismos de endurecimento de matrizes epóxidas modificadas com borracha. Estes investigadores mostraram que, sob condições de carregamento monotónico, e para um tamanho da partícula de borracha maior que o tamanho da zona plástica (dada pela equação de Irwin) as partículas de borracha estabelecem uma *bridge* entre as duas superfícies da fenda (mecanismo *bridge*, fig. 2.33a). Para partículas menores que essa zona plástica, as partículas são embebidas no campo de tensão da extremidade da fenda que, por esta razão, cavitam e, desta forma, promovem uma cedência ao corte. A cedência ao corte na matriz (Figura 3.34.b) é um mecanismo mais eficiente que o mecanismo de *bridge* com partículas de borracha.

Na figura 2.34 c) e d) são apresentadas as superfícies de fractura de fadiga relativas ao compósito de matriz epóxida modificada com partículas de borracha para valores de ΔK de 0.5 e 2.5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$. É possível observar na Figura 3.34c) a inexistência de cavitação das partículas de borracha e de dilatação da matriz, que pode ser atribuída ao tamanho da zona plástica da extremidade da fenda ser menor que o tamanho das partículas de borracha ($\Delta K < \Delta K_T$). Consequentemente, estas partículas devem actuar como agentes do mecanismo de *bridge*. No entanto, este mecanismo com partículas de borracha não deve resultar num melhoramento da resistência à propagação da fenda de fadiga (para $\Delta K < \Delta K_T$ e para uma fracção volúmica de 10% de partículas de borracha) o compósito actua como se não tivesse enchimento devido à pobre eficiência do mecanismo de *bridge* das partículas de borracha. Na Figura 3.34.b) é

possível observar a cavitação da borracha, bem como a dilatação plástica da matriz à volta das partículas de borracha.

Azimi *et al* (1995) mostraram que o mecanismo de *pinning* na extremidade da fenda por esferas de vidro maciças é o mecanismo de protecção primário no compósito de matriz epóxida (TSGS 10). Nas Figuras 3.35 a) e b) pode-se observar as superfícies de fractura por fadiga deste material compósito a dois níveis de ΔK (0,6 e 1,5 MPa.m^{0,5}). O mecanismo de *pinning* de fenda e, subsequente, encurvamento da fenda entre as partículas é claramente mostrado na Figura 3.35.a) (as setas pequenas indicam o fenómeno de encurvamento entre as esferas de vidro). Nesta figura não são observadas partículas desligadas da matriz, enquanto na Figura 3.35.b) é possível observar partículas desligadas no caso de ΔK de maior valor. Para valores de ΔK mais baixos, as partículas de vidro não estão dentro do campo de tensão da extremidade da fenda. Assim, a interface entre as partículas e a matriz permanece intacta até, pelo menos, a frente da fenda se afastar das partículas. Este processo resulta numa diminuição da força motriz ao longo dos vários segmentos encurvados e no correspondente aumento da força originadora da fenda na partícula devido aos efeitos de tensão de linha. Observações semelhantes foram efectuadas por Kumai *et al* (1992) em fadiga de compósitos de matriz de alumínio e partículas de SiC.

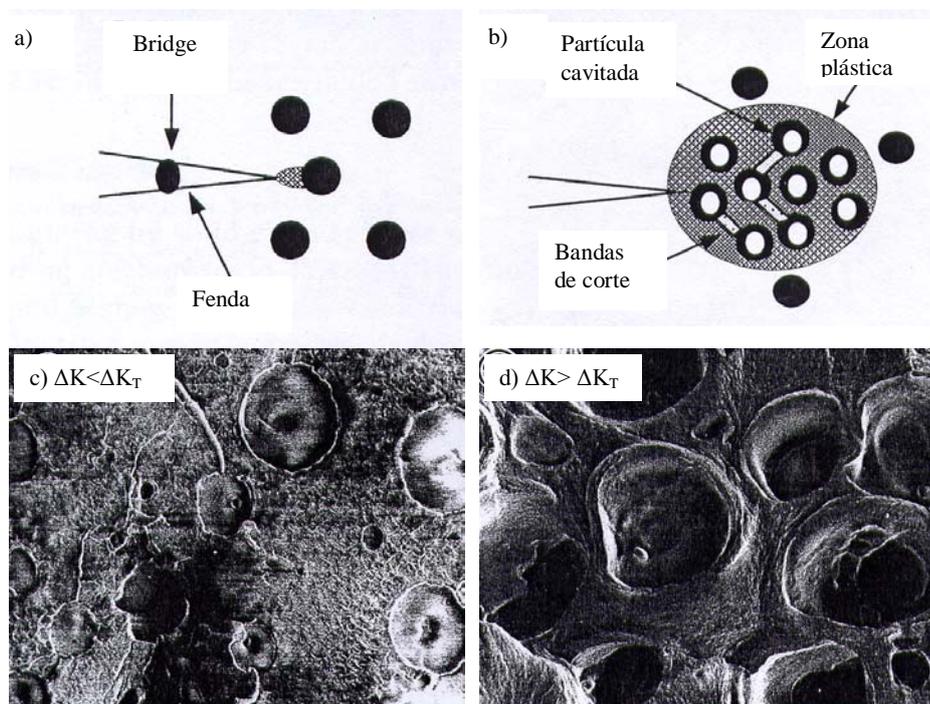


Figura 3.34 Desenhos esquemáticos da interacção partícula/zona plástica na extremidade da fenda são descritos em a) e b) (Azimi *et al*, 1994). Micrografias das superfícies de fractura de fadiga c) e d) da matriz epóxida modificada com borracha (10%) para valores de ΔK de 0.5 e 2.5 MPa.m^{0.5}.

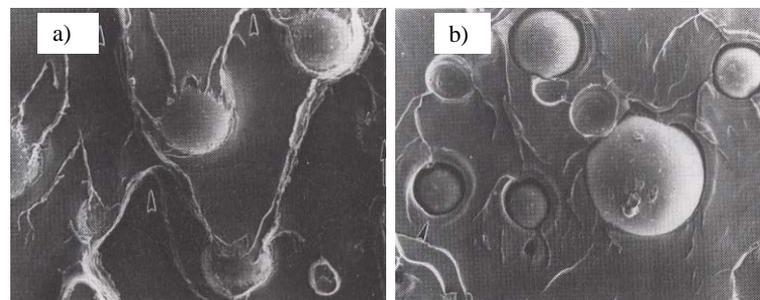


Figura 3.35 Micrografias SEM das superfícies de fractura do compósito de matriz epóxida e enchimento de esferas de vidro (10%, TSGS). As setas grandes na figura indicam a direcção de propagação da fenda de fadiga (Azimi *et al*, 1995): a) $\Delta K=0.6$ MPa.m^{0.5}. As setas pequenas indicam o fenómeno de encurvamento entre as esferas de vidro; b) $\Delta K=1.5$ MPa.m^{0.5}. É possível observar partículas não ligadas à matriz.

Na Figura 3.36 está representado, de forma esquemática, o avanço da frente da fenda lento por um mecanismo de *pinning* semelhante ao que é observado na Figura 3.35.a). A importância deste mecanismo no aumento da resistência à propagação de fenda de fadiga tem também sido analisada com outras matrizes de polímeros frágeis contendo partículas (Xu *et al*, 1994 e 1995; Li *et al*, 1994; Savadori *et al*, 1996)

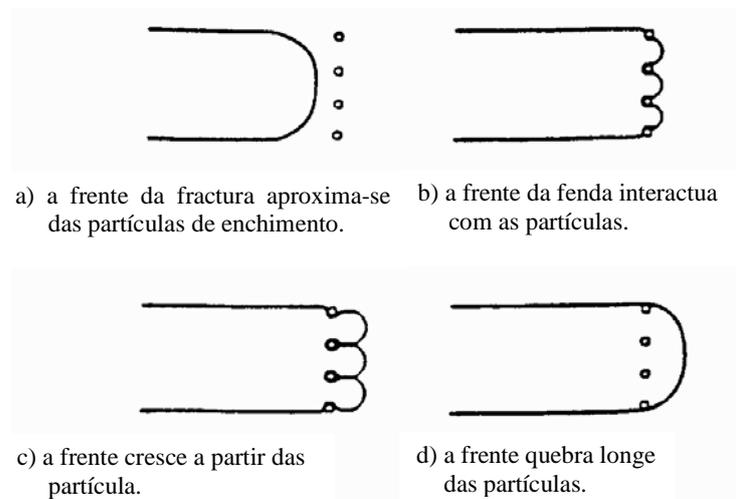


Figura 3.36 Representação esquemática do mecanismo de *pinning*.

O facto das partículas de vidro não estarem sob a influência do campo de tensão na extremidade da fenda a baixos níveis de ΔK , pode ser justificado com o argumento similar ao utilizado na análise das interacções partícula de borracha/zona plástica (Azimi, 1984). O tamanho da zona plástica obtido (cerca de $5 \mu\text{m}$) foi bastante inferior ao tamanho médio das partículas ($49 \mu\text{m}$) e, deste modo, as partículas não vão influenciar a deformação plástica à frente da extremidade da fenda. Embora a matriz seja responsável pelo controlo da propagação de fenda a baixas gamas de ΔK , o grau de desvio da fenda é controlado pelas partículas do reforço. Consequentemente, pode-se concluir que valores maiores do limiar de propagação serão obtidos se forem utilizadas partículas de forma não esférica o que está de acordo com os resultados experimentais obtidos por Gupta *et al* (1993) e previsões teóricas realizadas por Faber *et al* (1983).

Evans *et al* (1986) analisaram o efeito das partículas desligadas da matriz e o, conseqüente, aumento da cedência ao corte na tenacidade de compósitos de matriz polimérica e enchimento de partículas. Na Figura 3.35.b) é possível observar pequenas partículas desligadas da matriz (superfícies de fractura de fadiga correspondentes a $\Delta K = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$) enquanto na Figura 3.35.a) não são observadas partículas desligadas da matriz (superfícies correspondentes a $\Delta K = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$). Com o aparecimento de partículas desligadas verifica-se a deformação plástica da matriz. O processo de quebra de ligação entre partícula e matriz e, conseqüente, deformação plástica é causado pela componente de tensão radial de tracção no campo de tensão da extremidade da fenda. Junto à partícula não ligada, o estado triaxial de tensão na extremidade da fenda é reduzido, o que vai resultar no aumento da deformação plástica. Este processo protege a extremidade da fenda das tensões aplicadas, melhorando, desta forma, a resistência à propagação da fenda de fadiga do compósito. Azimi *et al* a partir de análises de micrografias observaram que a posição de máxima concentração de tensão está situada à volta do pólo da partícula o que é consistente com a análise de elementos finitos realizada por Guild *et al* (1989) para uma matriz epóxida com enchimento de esferas de vidro.

Azimi *et al* (1995), no estudo que realizaram sobre mecanismos de protecção da extremidade da fenda em compósitos híbridos (7,5% de partículas de borracha e 2,5 de partículas de vidro), observaram, a partir da análise de micrografias (para ΔK de 0,7 e $2,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$), que durante o carregamento cíclico vários mecanismos são operados no caso deste compósito: interacção de partículas de borracha com o campo de tensão na extremidade da fenda, que vão dar origem ao mecanismo de cavitação (formação de cavidades nas partículas) e, desta forma, reduzir a triaxilidade de tensões na frente da fenda; formação de bandas de corte na zona plástica, na frente da fenda, com a diminuição do estado de tensão triaxial ((Evans *et al*, 1986), Pearson *et al* (1991)); as bandas de corte na matriz facilitam o crescimento de vazios plásticos à volta das partículas de borracha cavitadas; a redução do estado de tensão triaxial de tracção, resultante da cavitação das partículas de borracha, tem como conseqüência a redução da força motriz nas partículas de vidro não ligadas à matriz.

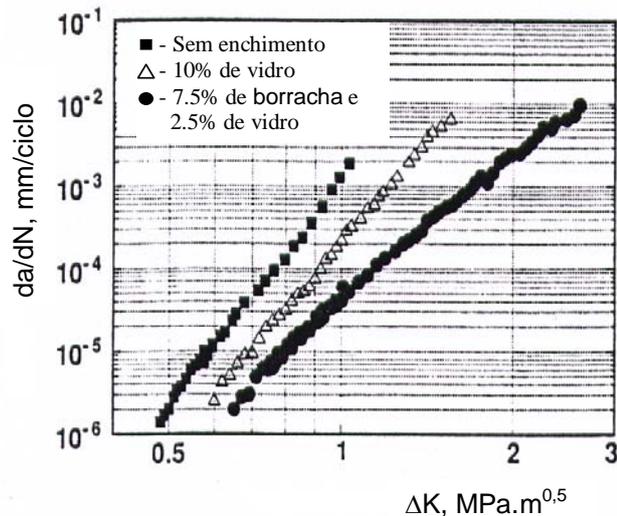


Figura 3.37 Resultados de propagação de fendas de fadiga para a matriz sem enchimento, TSGS (10) e R (7,5) TSGS (2,5).

O maior valor de limiar de propagação do compósito híbrido (7,5% de partículas de borracha e 2,5 de partículas de vidro) relativamente ao compósito com 10% de partículas de vidro fornece evidência adicional das interações entre as partículas de borracha por mecanismos de cavitação/bandas de corte e mecanismos de *pinning* de esferas de vidro. Na Figura 3.37 pode-se observar as curvas de propagação da matriz epóxida (sem enchimento), do compósito com uma fracção volúmica de 10% de partículas de vidro (de 49 μm) tratadas com silano e do compósito híbrido com uma fracção volúmica de 2,5% de partículas de vidro tratadas e uma fracção volúmica de 7,5% de partículas de borracha CTBN (de 3 μm). Pode-se observar que há um deslocamento para a direita, das curvas de propagação dos dois compósitos, relativamente à matriz. Por outro lado, o compósito com 7,5% de partículas de borracha e 2,5% de partículas de vidro, apresenta uma menor velocidade de propagação que o compósito com 10% de esferas de vidro.

Becu *et al* (1997) estudaram a resistência à propagação de fenda de fadiga de compósitos epóxidos modificados com componentes com baixo valor de módulo para aumentar a tenacidade e a resistência ao impacto sem uma diminuição substancial da rigidez e propriedades térmicas. O comportamento à fractura e a resistência à fadiga de compósitos de matriz epóxida com misturas de partículas *core-shell* foram estudados em função da fracção volúmica e da natureza do núcleo da borracha das partículas de látex *core-shell* (partículas CSR). Estes investigadores observaram que, com o aumento da fracção volúmica das partículas de *core-shell*, aumenta a resistência à propagação de fendas de fadiga.

Seibel *et al* (1995) observaram que a incorporação de 8 % de talco numa mistura de 65 % de policarbonato (PC) e 35% de acrilonitrilo-butadieno-estireno (ABS) se traduziu num aumento da vida de fadiga. O melhoramento do comportamento de propagação da fenda de fadiga foi explicado por mecanismos de dissipação de energia. As partículas actuam como concentradores de tensão e iniciam, prematuramente, o processo de fractura.

Os resultados experimentais obtidos por Savadori *et al* (1996), no estudo do efeito da adesão (boa e pobre) na velocidade de crescimento da fenda ($\frac{da}{dN} - \Delta K$) em compósitos de matriz HDPE e enchimento de caulino, confirmam o mecanismo de *pinning*. Um maior valor de ΔK é necessário para manter a mesma velocidade de crescimento de fenda, no caso do material com boa adesão, relativamente ao material com uma pobre adesão.

3.5. COMPÓSITOS ESTRUTURAIS: LAMINADOS E SANDWICH

Muitas das tecnologias modernas necessitam de materiais com combinações de propriedades que não são satisfeitas pelas ligas metálicas convencionais, pelos materiais cerâmicos e materiais poliméricos, especialmente quando se trata da indústria aeronáutica, automóvel, onde é importante ter materiais com baixa densidade, alta resistência, rigidez e resistência à abrasão e ao impacto. O forte desenvolvimento dos compósitos reforçados ocorreu em meados dos anos 60, o que veio permitir aos projectistas ter novas soluções para solucionar problemas técnicos. Um compósito resulta, como referido, da combinação de dois ou mais materiais distintos (Moura *et al* (2005)). Os materiais que formam o compósito podem ser classificados como matriz e reforço. A matriz tem como função manter os reforços unidos e transmitir as cargas quando solicitados. Na Figura 3.38 pode-se observar a classificação dos materiais compósitos de forma esquemática (Callister (1985)). As fracções volúmicas de fibra e resina são, em geral, função do processo de fabrico. As propriedades mecânicas das fibras são em geral superiores às das resinas e quanto maior for a fracção volúmica, maiores serão as propriedades mecânicas (Figura 3.39).

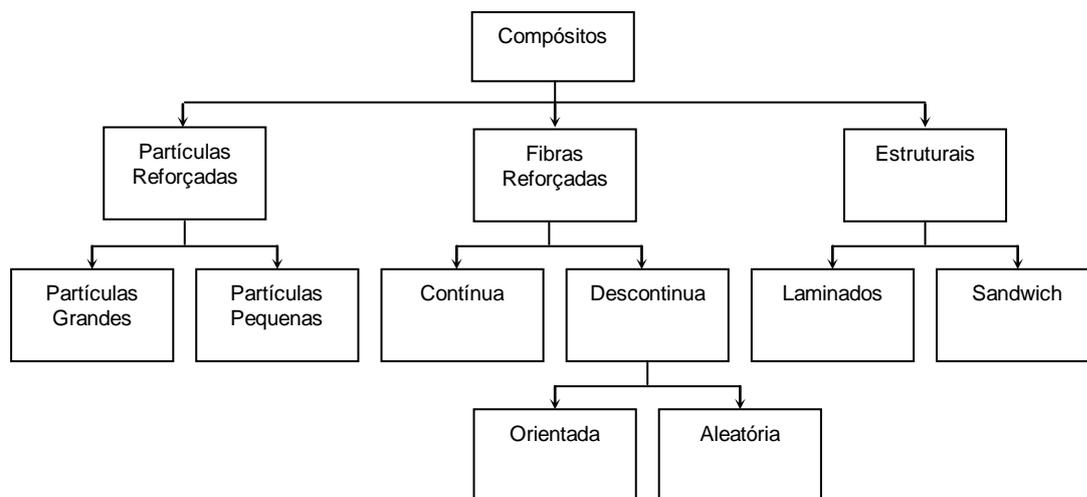


Figura 3.38 Classificação para materiais compósitos [2].

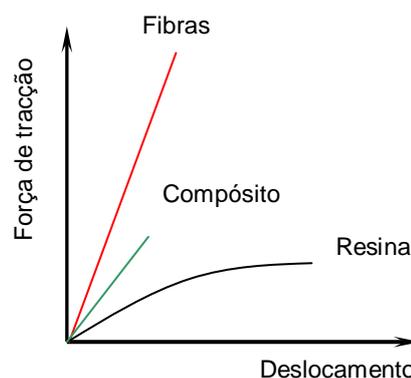


Figura 3.39 Ensaio de tracção de fibras, resina e material compósito.

i) Estruturas sandwich

As estruturas do tipo sandwich são constituídas por três camadas: faces e núcleo. As faces constituem as camadas externas e podem ser tratadas como placas finas. Estas são separadas por uma camada, em geral, mais espessa designada por núcleo. As faces são, em geral, fabricadas em materiais de alta resistência (compósitos laminados, aço, alumínio). Os materiais utilizados no fabrico do núcleo são materiais com baixo peso específico (espumas poliméricas, estruturas tipo ninho de abelha, balsa, etc.) (Gay (1997)). Pode-se considerar que os primeiros painéis sandwich fabricados foram utilizados nos aviões Havilland Mosquito que serviram na 2ª Guerra Mundial (Figura 3.40). Estes possuíam uma fuselagem fabricada em material sandwich, faces em contraplacado (Plywood) e núcleo em madeira de

balsa. No entanto, os painéis sandwich já tinham sido usados no passado, mas de forma bastante menos bem sucedida. Historiadores atribuem a Fairbairn (1849) o primeiro registo de construção sandwich (Royal (2007); Allen (1969)).



Figura 3.40 Aeronave Havilland Mosquito TT35 (Moura et al (2005)).

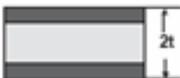
A norma ASTM C 274-53 define uma construção sandwich estrutural como: *A laminar construction comprising a combination of alternating dissimilar simple or composite materials assembled and intimately fixed in relation to each other so as to use the properties of each to attain specific structural advantages for the whole assembly.*

O fabrico de materiais sandwich permite o projecto de acordo com as especificações de cada aplicação. Os compósitos laminados que formam as faces exteriores, também, podem ser otimizados quanto às suas características mecânicas, com base na selecção adequada de materiais, número de camadas e orientação das mesmas. Um estudo adequado do material pode, em algumas situações, melhorar o desempenho das placas em material compósito. Por outro lado, o núcleo pode ser, também, otimizado quanto à rigidez torsional, isolamento sonoro ou acústico.

A rigidez à flexão de uma viga é proporcional ao cubo da sua espessura. No caso de se aumentar a espessura com material mais leve e mais barato, é possível ter maior rigidez, sem aumentar de forma significativa o seu peso. Por outro lado, o núcleo deve ser suficiente rígido na direcção perpendicular às faces de forma a assegurar a manutenção da geometria.

Um outro aspecto extremamente importante no fabrico das estruturas sandwich é o adesivo a utilizar no seu fabrico. A ligação do núcleo e das faces é um aspecto importante a ter em conta de forma a evitar que a rotura se verifique nesta zona. Na Tabela 3.7 pode-se observar o efeito “sandwich” nas propriedades mecânicas de estruturas sandwich.

Tabela 3.7 Tipos de estruturas sandwich (Herrmann et al (2005)).

| CARACTERÍSTICA |  |  |  |
|------------------|---|--|---|
| Massa | 1 | ×1 | ×1 |
| Rigidez à Flexão | 1 | ×12 | ×48 |

A selecção de materiais a utilizar no processamento de estruturas sandwich é, naturalmente, função das especificações do projecto e técnicas de processamento a utilizar no processamento destas estruturas. Os materiais utilizados em engenharia são significativos e conseqüentemente, é importante caracterizar e otimizar os materiais a utilizar nas faces e núcleo da estrutura sandwich.

ii) Materiais a utilizar no fabrico das faces

A escolha de materiais para as faces deve recair em materiais com elevada resistência mecânica, elevada rigidez em flexão e tracção, boa resistência ao impacto, resistência ao desgaste e devem ter boa qualidade de acabamento.

Os materiais possíveis de serem seleccionados são os metálicos e não metálicos. No caso dos metálicos existem inúmeras ligas que podem ser utilizadas com as mais diversas propriedades mecânicas. Por outro lado, no caso dos materiais não metálicos, tem-se um conjunto de materiais que vão desde a madeira, cimento, polímeros, compósitos até materiais cerâmicos. Os materiais metálicos apresentam como vantagens o seu baixo custo, elevado desempenho em rigidez e resistência mecânica, bom acabamento, resistência ao impacto e encontram-se muito bem documentados e estudados (Smith (1998)). A sua desvantagem na aplicação à construção de estruturas sandwich é a sua alta densidade e a dificuldade em obter formas geométricas muito complexas. O factor de corrosão é extremamente importante pois os materiais metálicos, salvo se tiverem algum tratamento, que, normalmente, é

dispendioso, degradam-se com facilidade. Os materiais não metálicos, os compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras são os mais utilizados na construção sandwich. Num material compósito a matriz tem como função manter as fibras unidas e transmitir as cargas aplicadas; as fibras têm como função suportar os carregamentos transmitidos pela matriz. As fibras podem ser divididas em fibras longas, curtas ou partículas. A resina, protege, igualmente as fibras da abrasão e do impacto. Existem vários tipos de materiais possíveis de adicionar a uma matriz para formar um material compósito, sendo os mais comuns os seguintes: vidro, KevlarTM, carbono, boro, alumínio e fibras naturais. Estes podem apresentar-se sob imensas formas, desde tecidos unidireccionais, bidireccionais ou multiaxiais. Os compósitos de partículas e fibras curtas possuem a vantagem de formarem um compósito homogéneo e com características quasi-isotrópicas. Contudo, comparadas com as fibras longas, apresentam propriedades mecânicas inferiores (Silva (2001)). A matriz no material compósito tem que obedecer a certos requisitos, nomeadamente: propriedades mecânicas razoáveis, capacidade de adesão às fibras e alguma tenacidade. As resinas mais usadas são as de características poliéster, viniléster e epoxídica, contudo, existem outras para aplicações mais específicas, tais como as resinas fenólicas, policarbonatos, silicone e uretano (Silva (2001)).

iii) Tipos de núcleos a utilizar no fabrico do núcleo

A escolha do material para o núcleo deve satisfazer, em geral, determinadas características como ter baixa densidade, alguma rigidez, resistência ao corte e bom isolamento térmico e acústico (Gay (1997)). Na Figura 3.41 é apresentado de forma esquemática os vários tipos de núcleo a utilizar no fabrico de estruturas sandwich. Têm vindo a ser utilizados materiais, tais como o cimento leve, a cortiça, espumas, entre outros. No caso do núcleo sólido é possível a utilização de madeira tipo balsa ou cedro, comum na indústria naval, mas sem dúvida, os materiais mais usados são as espumas sintéticas de polímeros.

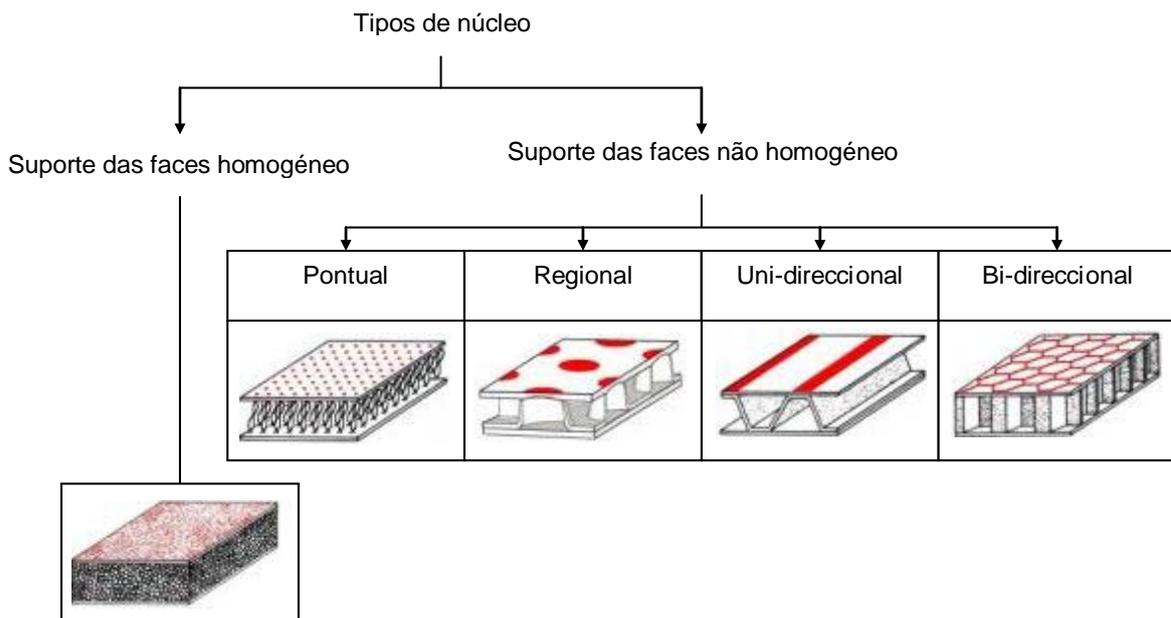


Figura 3.41 Tipos de núcleo a utilizar no fabrico de estruturas sandwich (Kolsters et al (2000)).

iv) Vantagens e desvantagens das estruturas sandwich

Quando se pretende avaliar o desempenho de uma estrutura sandwich é necessário conhecer muito bem as especificações de projecto de modo a ser possível seleccionar materiais e processos de fabrico de forma a obter uma estrutura com vantagens competitivas. A gama de materiais possíveis de serem utilizados neste tipo de estruturas ilustra as dificuldades de os desenvolver e processar. O processamento destas estruturas permite obter peças reforçadas em locais específicos e, deste modo, reduzir custos de fabrico, consequência da redução do número de peças e sub-montagens.

Uma estrutura sandwich é uma construção com elevada resistência mecânica e rigidez específica. No caso do núcleo ser formado por espumas, pode proporcionar um isolamento térmico e acústico. O núcleo em espuma pode, também, funcionar como um elemento absorvente de energia.

O modo de falha destas estruturas sandwich pode ser de difícil previsão, pois depende da sua geometria e tipo de carregamento. Este problema pode ser mais complexo, como é o caso de

componentes sujeitos a carregamentos complexos de tensão, fadiga, impacto e efeitos do meio ambiente que podem dar origem a falha catastrófica. Na Figura 3.42 são apresentados os modos de falha mais comuns em estruturas sandwich. Um aspecto importante a ter em consideração no processamento da estrutura é a interface fibra-matriz. Para que seja possível a transmissão dos esforços deve existir uma forte adesão entre as fibras e a matriz, senão pode ocorrer falha na estrutura sandwich.

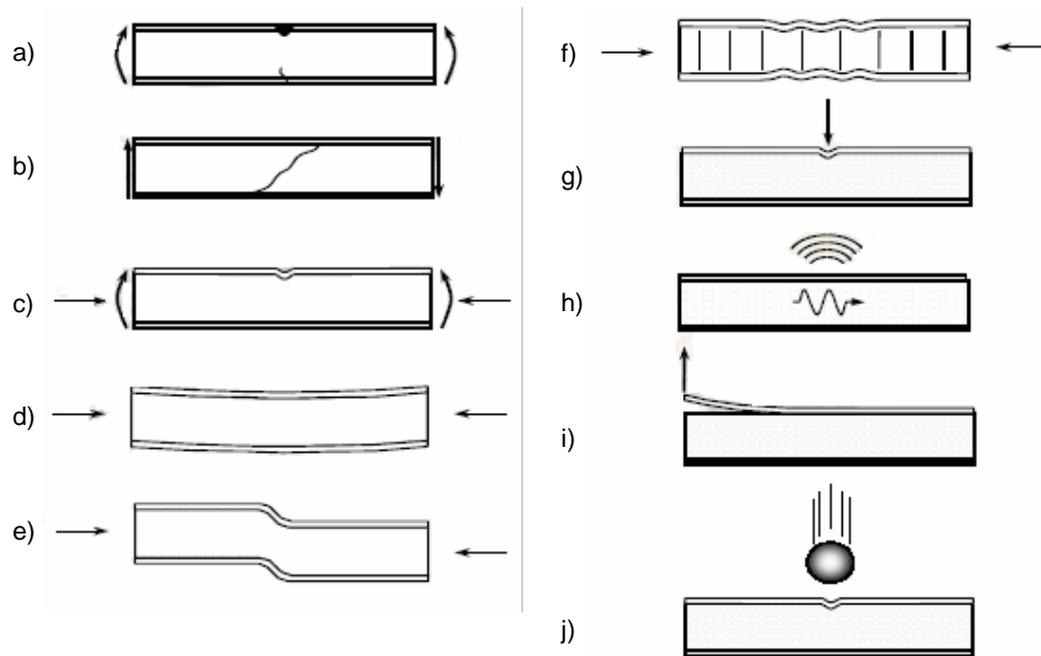


Figura 3.42 Modos de falha em estruturas sandwich (Kolsters et al (2000)): a) rotura na face por tracção/compressão; b) rotura do núcleo; c) delaminação da face; d) instabilidade global; e) instabilidade.

As vantagens das estruturas sandwich são, de forma resumida, as seguintes: elevada resistência e rigidez específica; baixo peso; bom isolamento térmico e acústico; facilidade de processamento; boa resistência à corrosão e possibilidade de fabricar componentes com poucas peças. Por outro lado, as desvantagens deste tipo de estruturas são as seguintes: fraca possibilidade de reciclagem; dificuldades de controlo de qualidade; variedade de critérios de rotura; problemas com o processamento dos materiais (resinas); sensibilização de projectistas e engenheiros. Assim, mesmo na presença de tais dificuldades técnicas, o projecto de construções sandwich possui uma óptima combinação de desempenho, fabrico e custos.

As estruturas sandwich são utilizadas em áreas, tais como: aeroespacial, aeronáutica, desporto, automóvel, energia eólica, etc. Nas Figuras seguintes (Figura 3.43) são apresentados alguns exemplos de aplicações de painéis sandwich.

v) Materiais

A orientação das fibras no processamento dos laminados (faces), número de camadas, técnica de processamento e tipo de resina considerados são aspectos importantes a ter em conta. As fibras podem apresentar-se, em geral, como fibras longas ou fibras curtas. As fibras em forma de tecido (fibras longas) caracterizam-se por reforçar o laminado apenas na direcção em que estão dispostas as fibras. No caso das fibras curtas, estas estão distribuídas de forma aleatória na matriz polimérica do material compósito. Os tecidos são a forma mais simples de reforço têxtil dos materiais compósitos. Estas estruturas podem ser uni-direccionais ou bi-direccionais dependendo da orientação das fibras (Pardini (2000)). Exemplos clássicos de pré-formas (Pardini (2000)) são apresentadas na Figura 3.44. As fibras são o elemento estrutural do compósito, pois são determinantes no seu comportamento mecânico. Cada fibra é constituída por um elevado número de filamentos, os quais podem conter até 10000 fios de diâmetro entre 5 e 25 μm .

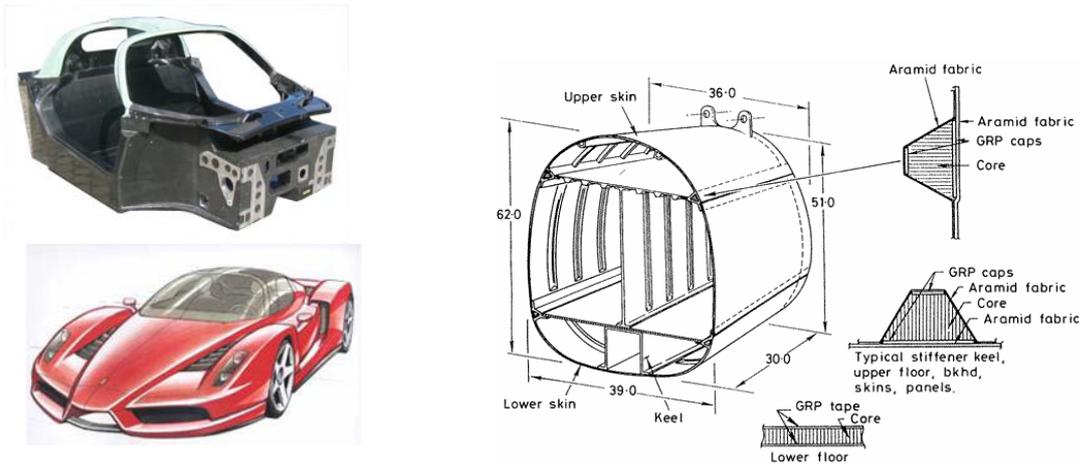
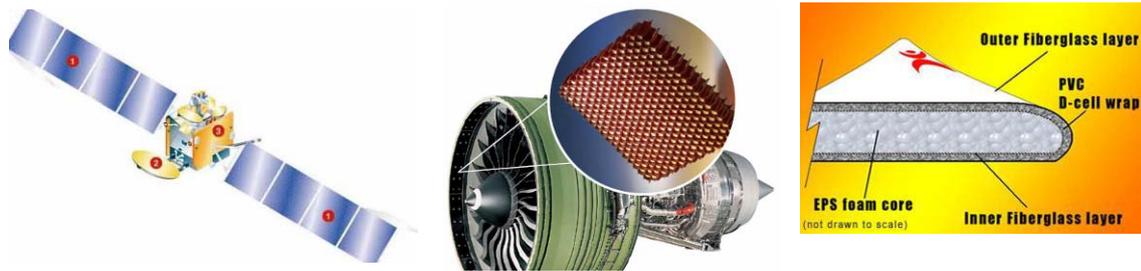


Figura 3.43 Exemplos de aplicações de painéis sandwich: a) indústria aeroespacial (satélite, hexcel (2007)); b) Indústria aeronáutica (motores, hexcel (2007)); c) indústria automóvel (Ferrari Enzo, (carbbodydesign (2007)); d) Fuselagem do avião europeu Lutador (euro-composites (2007)).

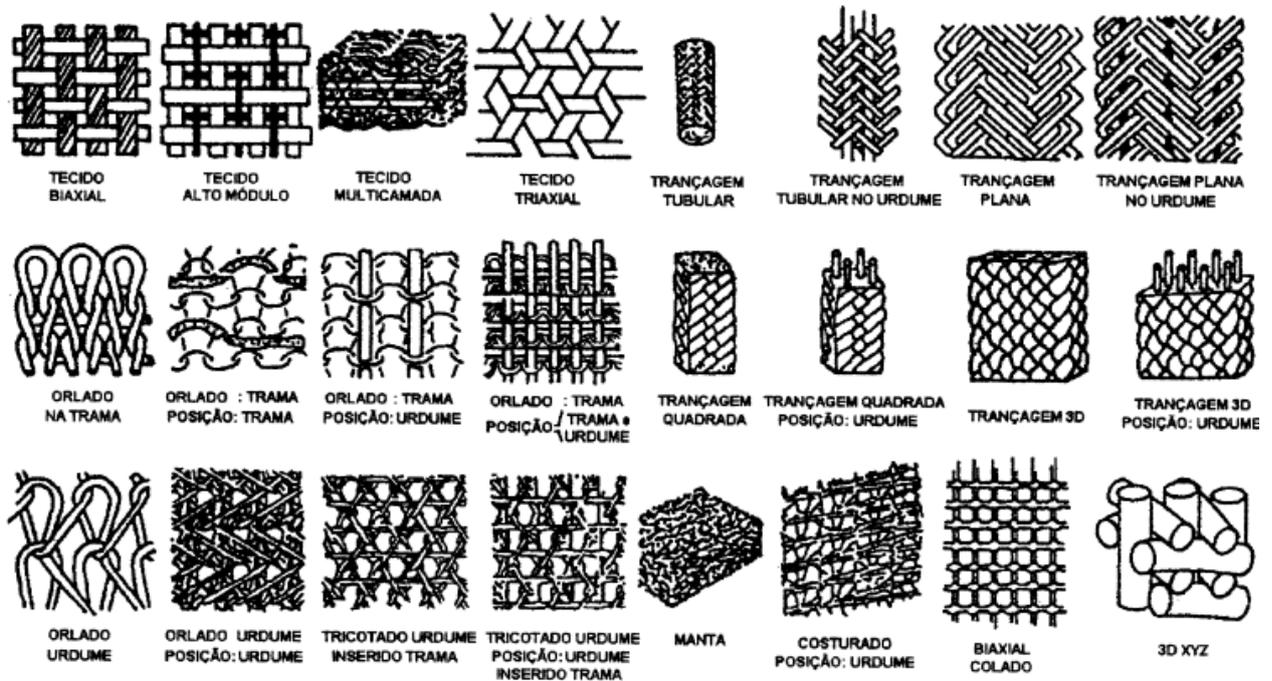


Figura 3.44 Exemplos típicos de pré-formas utilizadas na construção de compostos estruturais (Pardini (2000)).

As **fibras de vidro** apesar de não apresentarem as melhores propriedades mecânicas continuam a ser as mais utilizadas. Cerca de 90% dos plásticos reforçados são reforçados com fibras de vidro. Os tipos de fibra de vidro mais utilizados em compósitos são do tipo E e S. As fibras do tipo E, representam mais de 90% do volume de fibra de vidro utilizada no processamento de materiais compósitos. Estas fibras apresentam boas propriedades mecânicas, boas propriedades eléctricas e resistência à presença de água ou humidade.

As fibras do tipo S são mais utilizadas em aplicações estruturais, pois apresentam boas propriedades mecânicas, superiores em 20 a 30% às das fibras do tipo E. Apresentam, também, uma maior resistência térmica e melhor comportamento à fadiga. No entanto, consequência do seu custo, a sua utilização é restrita.

As **fibras de carbono** são obtidas a partir da pirólise de materiais carbonáceos. Nos anos 60 um cientista britânico, durante o seu trabalho de investigação, obteve, por meio de oxidação/carbonização a 2800°C de fios Rayon (seda natural), fibras com excelentes propriedades mecânicas, alta resistência, elevada dureza e baixa densidade, a que se deu o nome de fibras de carbono. Durante vários anos a produção destas fibras progrediu a um ritmo lento devido ao seu elevado preço e incerteza quanto ao abastecimento de matérias-primas para o seu processamento. Ultrapassada a questão dos custos, a utilização deste tipo de fibras aumentou nos últimos anos, nomeadamente em aplicações estruturais. Hoje em dia, as fibras de carbono são já os melhores substitutos para o aço e para o alumínio, nomeadamente no caso da aeronáutica (AIRBUS, (Peters (1998))).

As **fibras Kevlar (aramida)**, desenvolvidas por DuPont nos anos 70, são as fibras de alta performance mais recentes, utilizadas na aeronáutica e noutras indústrias. Estas foram inicialmente desenvolvidas para substituir o aço no fabrico de componentes geometria difícil de executar. Mais tarde, começaram a ser incorporadas no fabrico de pneus e cintos, obtendo-se uma redução de peso e um aumento de resistência mecânica e durabilidade.

Na Tabela 3.8 é apresentada uma análise comparativa das propriedades mecânicas das fibras de Vidro, Carbono e Kevlar@.

Tabela 3.8 Comparação das propriedades mecânicas dos vários tipos de fibra (● – Bom; ■ - Médio; ○ – Mau, (Moura et al (2005))).

| TIPO DE FIBRA | TENSÃO À TRACÇÃO | MÓDULO YOUNG | TENSÃO À COMPRESSÃO | FORÇA DE IMPACTO | DENSIDADE | FADIGA |
|---------------|------------------|--------------|---------------------|------------------|-----------|--------|
| Vidro | ○ | ○ | ○ | ■ | ○ | ○ |
| Carbono | ● | ● | ● | ○ | ■ | ● |
| Kevlar@ | ● | ■ | ■ | ● | ● | ■ |

As **micro-esferas** são partículas esféricas, normalmente, com menos de 200 µm de diâmetro que podem ser utilizadas como cargas em materiais poliméricos. As micro-esferas podem apresentar-se como sólidas ou ocas. As micro-esferas sólidas são, geralmente, de vidro, cerâmica, carbono, grafite, zinco ou poliméricas, sendo usadas como cargas para conferir características específicas aos materiais poliméricos a que são adicionadas. As mais comuns e com maior número de aplicações são as micro-esferas de vidro ocas (Figura 3.45; (Lee (1986))). O processamento de compósitos com elevadas fracções volúmicas de micro-esferas ocas com resinas formam um tipo especial de material muito leve conhecido como espuma sintética (Barboza et al (2002)). Nas Tabelas 3.9 e 3.10 são apresentados valores de densidades de cargas e resinas a utilizar no processamento de materiais compósitos.

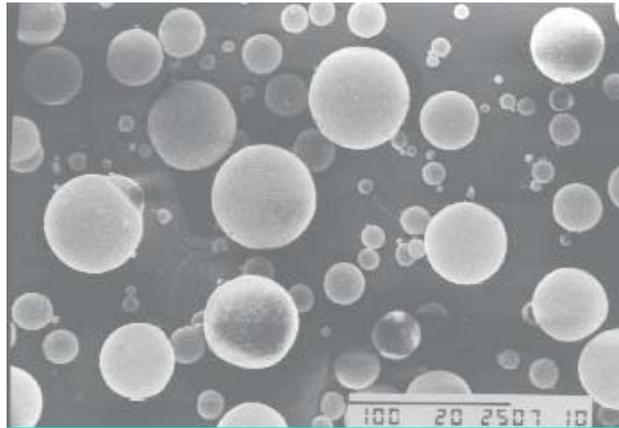


Figura 3.45 Micro-esferas de vidro ocas (tipo K-37, 100 x, (Lee (1986))).

As **resinas epóxicas** são as mais utilizadas como matriz no processamento de materiais compósitos com fibras, principalmente para aplicações estruturais. Os ciclos e pressões de cura destas resinas são variáveis, podendo ir desde a temperatura ambiente e sem qualquer tipo de pressão, até aos 175°C e a pressões da ordem dos 5 bar. No entanto, a utilização deste tipo de resinas em espaços interiores não é aconselhável, devido à possibilidade de emissão de fumos tóxicos durante a sua decomposição pelo fogo.

Tabela 3.9 Densidades de cargas a utilizar no processamento de compósitos (Barboza et al (2002)).

| CARGA | MASSA VOLUMICA [g/cm ³] |
|-----------------------------|-------------------------------------|
| Micro-esferas ocas de vidro | 0,15 - 0,40 |
| Esferas de vidro | 2,5 |
| Carbonato de cálcio | 2,7 |
| Talco | 2,6 |
| Perlita | 0,29 |
| Fibra de Vidro | 2,5 |

Tabela 3.10 Densidades de resinas a utilizar no processamento de compósitos (Barboza et al (2002)).

| RESINA | MASSA VOLUMICA [g/cm ³] |
|-------------------------|-------------------------------------|
| Resina de poliéster | 1,1 – 1,5 |
| Resina Epoxy | 1,1 – 1,4 |
| Resina de poliuretano | 1,1 – 1,5 |
| Resina de polipropileno | 0,91 |

As **resinas fenólicas** foram as primeiras resinas utilizadas na construção aeronáutica. Estas são resinas caracterizadas por apresentarem boas propriedades termomecânicas, bom isolamento eléctrico, resistirem à água, aos solventes, ao óleo, ao calor e ao fogo produzindo uma baixa emissão de gases tóxicos quando decompostas por este, o que faz destas resinas as preferidas para utilizações em espaços interiores.

A **resina epóxido-fenólica** é uma resina híbrida, na qual se pretende conciliar as principais propriedades das resinas epóxicas (elevada resistência mecânica) com a boa resistência à temperatura das resinas fenólicas, de forma a garantir elevada resistência mecânica a altas temperaturas. Pertencem à gama de resinas termoendurecíveis, apresentando-se sob a forma de líquido viscoso contendo solventes, ou sob a forma de filmes com suporte em tecido.

As **resinas poliésteres** possuem temperaturas de operação baixas, sendo conhecidas pela baixa relação preço/resistência.

As **resinas bismaleimidas** são utilizadas em aplicações de alta temperatura especialmente em aeronaves e projecteis. No entanto, as suas propriedades mecânicas apresentam valores relativamente baixos.

3.5.1. Avaliação de propriedades

A utilização de materiais compósitos em estruturas sujeitas a carregamentos complexos e em que o peso é um factor extremamente importante, faz com que estes materiais sejam muito aliciantes para utilizar em projectos de estruturas mecânicas, pois é possível projectar o material compósito de acordo com as especificações de projecto.

Consequentemente, é necessário saber como determinar as propriedades mecânicas para uma dada aplicação estrutural. Em termos gerais podem ser considerados dois métodos: determinação das propriedades mecânicas através da Regra das Misturas ou determinação das propriedades mecânicas através de ensaios laboratoriais.

Após a determinação dessas propriedades, usa-se um procedimento de cálculo bastante comum para material compósito reforçado que está baseado na Teoria Clássica de Laminados (TCL). Tal teoria fornece resultados aproximados devido à complexidade das características do laminado. As propriedades elásticas de um material compósito dependem fortemente das propriedades dos seus constituintes, orientação e número de camadas (Reddy (2002)). Convém realçar que as propriedades podem sofrer variações significativas sob a acção da temperatura e humidade. Entretanto, de acordo com os objectivos do presente trabalho foram analisadas amostras à temperatura ambiente (entre 20°C e 30°C) podendo, deste modo, não considerar estes efeitos. Assim, as equações deduzidas não incluem as parcelas correspondentes ao efeito do calor nem da humidade.

i) Modelos de previsão analíticos

Os materiais compósitos de fibras contínuas apresentam rigidez e resistência mecânica elevada, sendo, por esse motivo, utilizadas em aplicações estruturais. Estes materiais possuem em geral uma estrutura laminada, constituída por várias camadas de fibras alinhadas na mesma direcção. Os laminados podem ser, também, constituídos com várias camadas com diferentes orientações. As propriedades mecânicas das fibras e da matriz estabelecem as distribuições internas de tensões e, naturalmente, as propriedades efectivas da camada.

Os modelos de previsão analíticos de materiais compósitos constituídos por camadas de fibra contínua assentam na teoria clássica de laminados (TCL).

A lei generalizada de Hooke, para materiais elásticos e anisotrópicos, é dada, em notação simplificada por (Reddy (2002)):

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (3.58)$$

A matriz C é a matriz rigidez de 9x9 componentes de rigidez ou constantes elásticas. Consequentemente, são necessárias 81 constantes elásticas para definir um material anisotrópico. Mas como tem de existir equilíbrio estático, tanto as tensões, como as extensões são simétricas. Como, $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$ e $\varepsilon_{kl} = \varepsilon_{lk}$, ficam apenas 6 componentes de tensão e deformação independentes. Existe, ainda, simetria na matriz C ($C_{ijkl} = C_{jikl}$, $C_{ijkl} = C_{ijlk}$) de rigidez, reduzindo o número para 36 constantes elásticas. Consequentemente, a lei de Hooke fica na seguinte forma:

$$\sigma_i = Q_{ij} \varepsilon_j \quad i, j = 1, \dots, 6 \quad (3.59)$$

A matriz Q obtem-se a partir do conceito de densidade de energia de deformação, que é simétrica, reduzindo-se assim, para 21 constantes elásticas independentes (Reddy (2002)). A partir da Figura 3.46 (Silva (2001)), pode-se observar que a lâmina de material compósito de fibras longas é um material ortotrópico e bidimensional. Definindo dois sistemas de coordenadas globais (x, y, z) e das materiais (L, T, Z), Figura 3.46 (Silva (2001)), a matriz de rigidez Q , para coordenadas globais, toma a forma (Reddy (2002)):

$$Q_{ij} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & Q_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & Q_{22} & Q_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & Q_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & Q_{44} & 0 & 0 \\ \text{Simétrico} & & & & Q_{55} & 0 \\ & & & & & Q_{66} \end{bmatrix} \quad (3.60)$$

Os materiais compósitos laminados são utilizados, geralmente, sob a forma de placas relativamente finas. Admite-se que estas estão em estado plano de tensão, isto é, $\sigma_z = \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$. Desta forma a lei de Hooke generalizada em coordenadas materiais e estado plano de tensão, fica:

$$\begin{bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \sigma_{LT} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{LL} & Q_{LT} & 0 \\ Q_{LT} & Q_{TT} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{TT} \end{bmatrix} \quad (3.61)$$

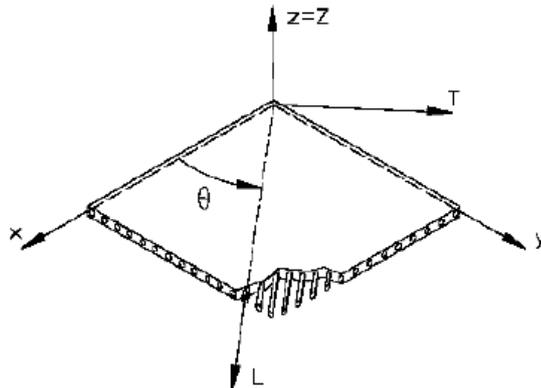


Figura 3.46 Referencial global (x, y, z) e local (L, T, Z) (Silva (2001)).

A matriz rigidez, $[Q]_m$, em coordenadas materiais, relaciona-se com as constantes elásticas do seguinte modo:

$$[Q]_m = \begin{bmatrix} \frac{E_L}{1 - \nu_{LT}\nu_{TL}} & \nu_{LT}Q_{TT} & 0 \\ \nu_{LT}Q_{TT} & \frac{E_T}{1 - \nu_{LT}\nu_{TL}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{LT} \end{bmatrix} \quad (3.62)$$

A matriz rigidez é inversa da matriz de flexibilidade $[S]_m$:

$$[Q]_m = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_L} & \frac{\nu_{LT}}{E_L} & 0 \\ \frac{\nu_{LT}}{E_L} & \frac{1}{E_T} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} \end{bmatrix} \quad (3.63)$$

As constantes de elasticidade da lâmina individual e as tensões no sistema de coordenadas usado, podem ser relacionadas por uma matriz de transformação de coordenadas $[T^\sigma]$ (Reddy (2002)):

$$\{\sigma\}_m = [T^\sigma] \{\sigma\}_g \quad (3.64)$$

Onde a matriz de transformação de coordenadas é dada:

$$[T^\sigma] = \begin{bmatrix} (\cos \theta)^2 & (\sin \theta)^2 & 2 \cos \theta \sin \theta \\ (\sin \theta)^2 & (\cos \theta)^2 & -2 \cos \theta \sin \theta \\ -\cos \theta \sin \theta & \cos \theta \sin \theta & (\cos \theta)^2 - (\sin \theta)^2 \end{bmatrix}, \quad (3.65)$$

Pode, também, definir-se uma relação entre deformações em coordenadas materiais e coordenadas globais, através de uma transformação de coordenadas do mesmo tipo. A relação entre tensão e extensão em coordenadas globais será dada:

$$\{\sigma\}_m = [\bar{Q}]\{\varepsilon\}_g \Leftrightarrow \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & 0 \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \end{Bmatrix} \quad (3.66)$$

Em que a matriz \bar{Q} é obtida de Q por transformação de coordenadas.

ii) Leis constitutivas para o laminado

Uma placa em material compósito, ou laminado, é constituída por n lâminas, cuja orientação das fibras poderá variar de lâmina para lâmina. Para cada lâmina as relações obtidas anteriormente são válidas.

A teoria clássica de laminados, TCL (Figura 3.47), apresentada é apenas aplicada a materiais compósitos ortotrópicos de fibras contínuas. No sistema de coordenadas genérico (x, y, z) define-se o campo de deslocamentos (u, v, w) do laminado. Os deslocamentos são, inicialmente, expressos por uma série de potências em z , que tomam a forma (Staab (1999)):

$$u(x, y, z) = \sum_{i=0}^{\infty} z^i \Phi(x, y) \quad v(x, y, z) = \sum_{i=0}^{\infty} z^i \Psi(x, y) \quad w(x, y, z) = \sum_{i=0}^{\infty} z^i \Theta(x, y) \quad (3.67)$$

O número de termos retidos, assim como as simplificações assumidas de campos de deformações permitidos, definem a forma de Φ , Ψ e Θ . As expressões u , v e w da equação 3.67 representam deslocamentos resultantes de forças e momentos. Para placas finas sujeitas a pequenas deformações, as simplificações assumidas são (Urugal (1999)): a deflexão da superfície média é pequena quando comparada com a espessura da placa, bem como a rotação da placa deflectida; quando a placa está sujeita a flexão pura, a extensão da linha média é nula; as secções planas que, inicialmente se encontram normais à linha média permanecem normais depois de um carregamento de flexão pura; as condições $\sigma_z = 0$ assumem-se válidas, excepto em áreas localizadas, onde grandes concentrações de cargas transversais são aplicadas.

Estas simplificações são conhecidas como a hipótese de *Kirchhoff* para placas ou de *Kirshhoff-Love* para placas finas ou cascas.

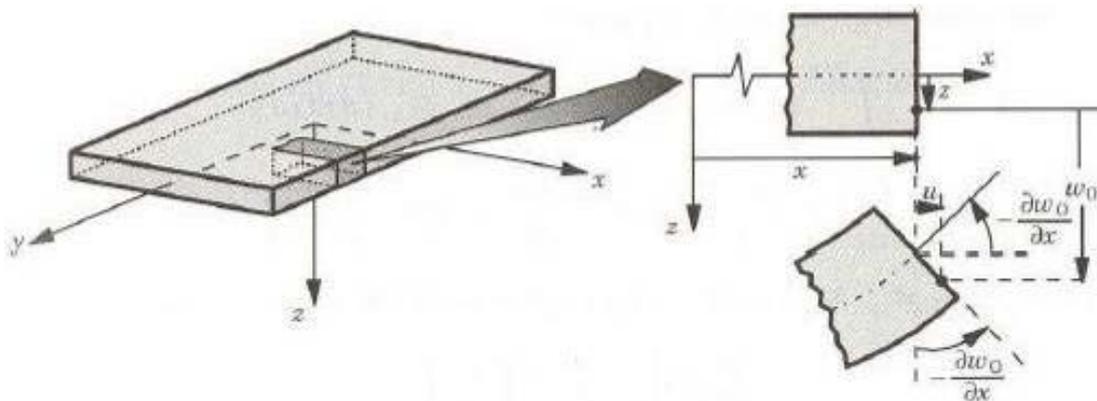


Figura 3.47. Referencial (x, y, z) do laminado e campo de deslocamentos na TCL (Reddy (2002)).

No caso dos laminados estudados, a espessura h é muito inferior às duas outras dimensões da placa e, por esse motivo, uma boa aproximação consiste em considerar apenas os primeiros termos da equação 3.67. Se $\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = 0$, então Φ e ψ podem ser definidos explicitamente em termos de w_0 . O deslocamento w assume-se constante, ficando assim **TCL** (Reddy (2002)):

$$\begin{aligned} u(x, y, z) &= u_0(x, y) - z \frac{\partial w}{\partial x} \\ v(x, y, z) &= v_0(x, y) - z \frac{\partial w}{\partial y}, \\ w(x, y, z) &= w_0(x, y) \end{aligned} \quad (3.68)$$

em que são $u_0(x, y)$ e $v_0(x, y)$ são os deslocamentos da superfície média do laminado. As forças de membrana actuantes num laminado são dadas pelo somatório em n lâminas (Figura 3.48) do integral das tensões na espessura de cada lâmina **TCL** (Reddy (2002)):

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i \begin{Bmatrix} \varepsilon_{x_0} \\ \varepsilon_{y_0} \\ \varepsilon_{xy_0} \end{Bmatrix} \int_{h_{i-1}}^{h_i} dz - \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i \begin{Bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{Bmatrix} \int_{h_{i-1}}^{h_i} dz \quad (3.69)$$

Define-se, $A = \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i (h_i - h_{i-1})$ e $B = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i (h_i^2 - h_{i-1}^2)$

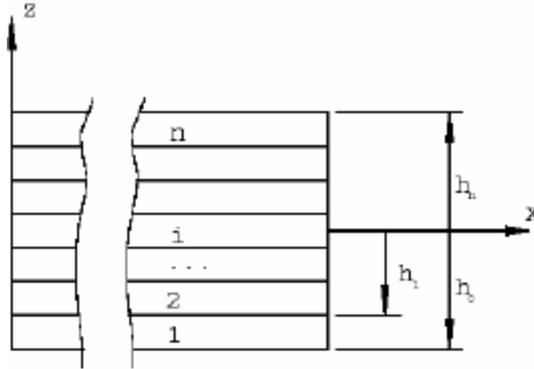


Figura 3.48 Referência de cada lâmina em relação à superfície média do laminado (Silva (2001)).

Sendo que $a = A^{-1}$ tem-se:

$$\begin{aligned} E_x^m &= \frac{1}{a_{11}h} & E_y^m &= \frac{1}{a_{22}h} & G_{xy}^m &= \frac{1}{a_{66}h} \\ G_{xy}^m &= \frac{1}{a_{66}h} & \nu_{xy}^m &= -\frac{a_{12}}{a_{22}} & \nu_{yx}^m &= -\frac{a_{21}}{a_{11}} \\ \nu_{xz}^m &= \frac{a_{16}}{a_{66}} & \nu_{zx}^m &= -\frac{a_{61}}{a_{11}} & \nu_{yz}^m &= \frac{a_{26}}{a_{66}} & \nu_{zy}^m &= -\frac{a_{62}}{a_{22}} \end{aligned} \quad (3.70)$$

Os momentos a actuar no material compósito laminado são dado (Reddy (2002)):

$$\begin{Bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i \begin{Bmatrix} \varepsilon_{x_0} \\ \varepsilon_{y_0} \\ \varepsilon_{xy_0} \end{Bmatrix} \int_{h_{i-1}}^{h_i} z dz - \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i \begin{Bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{Bmatrix} \int_{h_{i-1}}^{h_i} z^2 dz \quad (3.71)$$

Resolvendo os integrais, define-se $B = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i (h_i^2 - h_{i-1}^2)$ e $D = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^n \bar{Q}^i (h_i^3 - h_{i-1}^3)$.

Invertendo a matriz D ($d = D^{-1}$) tem-se as propriedades mecânicas globais:

$$\begin{aligned}
E_x^f &= \frac{12}{d_{11}h^3} & E_y^f &= \frac{12}{d_{22}h^3} & G_{xy}^f &= \frac{1}{d_{66}h^3} \\
v_{xy}^f &= -\frac{d_{12}}{d_{22}} & v_{yx}^f &= -\frac{d_{21}}{d_{11}} \\
v_{xz}^f &= \frac{d_{16}}{d_{66}} & v_{zx}^f &= -\frac{d_{61}}{d_{11}} & v_{yz}^f &= \frac{d_{26}}{d_{66}} & v_{zy}^f &= -\frac{d_{62}}{d_{22}}
\end{aligned} \tag{3.72}$$

Os termos de acoplamento entre membrana e flexão estão agrupados na matriz B. Em laminados simétricos estes são nulos. Os laminados devem ser sempre projectados de modo a evitar acoplamento entre membrana e flexão, visto, originar distorções parasitas difíceis de prever e analisar.

iii) Regra das misturas

No caso dos modelos analíticos, assume-se que as fibras são homogéneas, isotrópicas ou ortotrópicas, lineares elásticas, espaçadas regularmente e alinhadas. A lâmina é considerada ser homogénea, ortotrópica e linear elástica. É, ainda, assumida a perfeita ligação entre a fibra e a matriz. Estas simplificações têm alguns riscos, visto que algumas delas são tecnologicamente difíceis de obter.

As propriedades elásticas da lâmina são fundamentais para a implementação das leis constitutivas dos materiais compósitos laminados, no caso de serem processadas com fibras longas ou com fibras curtas. Para os vários materiais constituintes, a soma das fracções volúmicas de cada um dos materiais, mais a fracção correspondente à porosidade, é igual à unidade:

$$v_p + \sum_{i=1}^n v_i = 1 \tag{3.73}$$

em que $v_i = V_i / V_c$ é a fracção volúmica de cada material constituinte, v_p a fracção volúmica correspondente à porosidade existente, V_i, V_c são os volumes do material constituinte e do compósito, respectivamente.

As equações correspondentes no caso de fracções de massa são:

$$\sum_{i=1}^n w_i = 1 \tag{3.74}$$

em que $w_i = W_i / W_c$ é a fracção em massa de cada material constituinte e W_i, W_c são a massa do constituinte e do compósito, respectivamente.

Pode observar-se que no caso das equações de fracção de massa, a porosidade não está, naturalmente, incluída. No caso de cura do compósito em autoclave a porosidade apresenta valores na ordem dos 0.1 a 1%. Sem a utilização de vácuo ou outro método similar, as bolhas de ar existentes não são expulsas durante o processo de cura, podendo a porosidade chegar aos 5% (Peters (1998)).

Substituindo na equação 3.74 a massa pelo produto da densidade e volume, obtém-se a chamada regra das misturas para a densidade:

$$\rho_c = \sum_{i=1}^n \rho_i v_i \tag{3.75}$$

As propriedades elásticas da lâmina são obtidas através da mecânica dos materiais considerando a média ponderada das propriedades de cada um dos constituintes. Para estados de tensão plana são necessárias quatro constantes elásticas para a definição das leis constitutivas (Silva (2001)).

O volume de fibra existente no laminado pode ser determinado pela relação da gramagem [Kg/m^2] com a espessura total do laminado, sendo que, o material da matriz preenche o restante do volume, considerando, então, que não existe porosidade:

$$v_f = \frac{\text{gramagem}}{h \times \rho_f} \tag{3.76}$$

A regra das misturas encontra-se em diversas bibliografias (Gay (1997), Silva (2001)). As propriedades elásticas de uma lâmina são resumidas:

$$E_L = E_{fL}v_f + E_{mL}v_m \quad (3.77)$$

$$v_{LT} = v_{TL} = v_{fLT}v_f + v_{mLT}v_m \quad (3.78)$$

$$\frac{1}{E_T} = \frac{v_f}{E_{fT}} + \frac{v_m}{E_{mT}} \quad (3.79)$$

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{v_f}{G_{fLT}} + \frac{v_m}{G_{mLT}} \quad (3.80)$$

em que E é o Módulo de Elasticidade do material, G o Módulo de Rigidez ao corte, ν o coeficiente de Poisson e v a fracção volúmica. Os índices m e f são constantes da matriz e fibra, L e T são as coordenadas materiais do laminado (Figura 3.46). A regra das misturas pode ser aplicada, sem risco, ao módulo de elasticidade longitudinal, assim como o coeficiente de *Poisson*. Para o cálculo do módulo de elasticidade transversal e módulo de rigidez ao corte, para além da regra das misturas, existem modelos semi-empíricos obtidos de curvas de ajuste de resultados experimentais (*Halpin-Tsai* e *Tsai-Hahn* (Silva (2001))).

Capítulo 4. Caso de Estudo: compósitos de matriz PMMA (polimetil-metacrilato) com fillers de partículas de sílica

Os compósitos de matriz PMMA com enchimento e partículas de sílica são largamente utilizados no fabrico de lava-louças de cozinha. A utilização destes materiais em lava-louças permite combinar a facilidade de moldação do PMMA com o melhoramento da rigidez e resistência ao desgaste devida às partículas de sílica. A adição de partículas a materiais poliméricos ou a outros materiais pode traduzir-se no aumento da rigidez, melhoramento na fluência e tenacidade à fractura, redução na expansão térmica, entre outros. Um conjunto de parâmetros, tais como: o tamanho, a forma e distribuição das partículas de reforço afectam as propriedades do compósito.

Neste tipo de aplicações estes materiais são submetidos a elevados valores de tensões de origem térmica, originadas pela variação da temperatura que ocorre quando fluxos alternados de água fria e quente são aplicados e algumas falhas tem sido observadas em serviço em lava - louças fabricados com estes materiais.

Deste modo, foi realizado um estudo em que se pretendeu obter explicação para este fenómeno de forma a ser possível propor soluções que permitam a eliminação destas roturas. Assim, foi estudada a resistência à tracção e a tenacidade à fractura, sendo determinadas as propriedades mecânicas através de testes de tracção e a tenacidade à fractura no intervalo de temperaturas 0-80 °C. As propriedades elásticas (módulo de Young e coeficiente de Poisson) foram também determinadas por extensometria nos três materiais em estudo na gama de temperaturas com interesse prático 0-80 °C.

São também apresentados os resultados de um estudo de fadiga a amplitude de carga constante e variável em provetes com furo central. A influência da temperatura e da razão de tensão na resistência à fadiga foram também consideradas neste estudo para os três materiais. Os objectivos principais do estudo de fadiga foram estabelecer o risco de falha por fadiga e analisar a tolerância de defeitos em condições de serviço.

Neste capítulo são ainda apresentados os resultados das tensões de origem térmica, obtidas na zona envolvente do furo de escoamento de água, em dois lava-louças de Asterite e Ultra-quartz. Estas tensões foram obtidas por extensometria e foi utilizada uma instalação experimental adequada para o efeito (Figuras 4.15, 4.16 e 4.17).

4.1. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Os materiais compósitos analisados neste trabalho são constituídos por uma matriz PMMA com diferentes fracções de enchimento e diferentes tamanhos de partículas de sílica. A Tabela 4.1 apresenta a composição química e física para os três materiais compósitos, Asterite, Amatis e Ultra-quartz registados pela ICI Acrylics.

Tabela 4.1 Composição química e física dos materiais compósitos.

| <i>Material</i> | <i>Componentes e fracção volumica [% volume]</i> | | <i>Tamanho partícula [µm]</i> | <i>Densidade [g/cm³]</i> |
|---------------------|--|------------------------|-------------------------------|-------------------------------------|
| | <i>PMMA</i> | <i>SiO₂</i> | | |
| <i>Asterite</i> | 56 | 44 | 10 | 1,69 |
| <i>Amatis</i> | 52 | 48 | 350 | 1,74 |
| <i>Ultra-quartz</i> | 36 | 64 | 590 | 1,92 |

Na Figura 4.1. pode-se observar as micrografias das amostras dos vários materiais em estudo, obtidas a partir da microscopia electrónica de varrimento. Na análise destas micrografias (Figura 4.1), pode-se observar o material referente à matriz PMMA, bem como, o tamanho e a forma das partículas de enchimento de sílica e sua distribuição na matriz. O Asterite apresenta uma distribuição mais uniforme das partículas na matriz. Os compósitos Amatis e Ultra-quartz apresentam partículas maiores do que as do compósito Asterite. Pode-se também observar que o compósito Ultra-quartz é o material com maior fracção volúmica de enchimento.

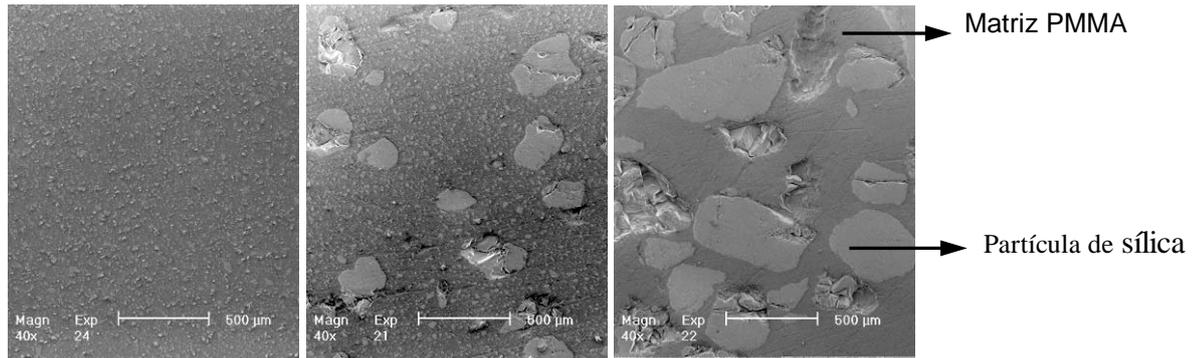


Figura 4.1 Micrografias obtidas no microscópio electrónico de varrimento (MEV) a) Asterite, b) Amatis, c) Ultra-quartz.

4.2. ENSAIOS MECÂNICOS

4.2.1. Geometria de provetes e equipamentos de ensaio

Na Figura 4.2 a) e b) pode-se observar as geometrias dos provetes utilizados, respectivamente nos ensaios de tracção e de tenacidade à fractura. Estes últimos, utilizados na determinação de K_{IC} ou G_C são do tipo CTS (Compact Tension Specimen). Os provetes foram maquinados por fresagem e, posteriormente, utilizando equipamento para furar, foram feitas as furações para fixação das amarras para posterior fixação das duas chapas metálicas que permitem a fixação do extensómetro de lâminas nos lábios do entalhe. Estes foram posteriormente roscados com machos M 3 mm.

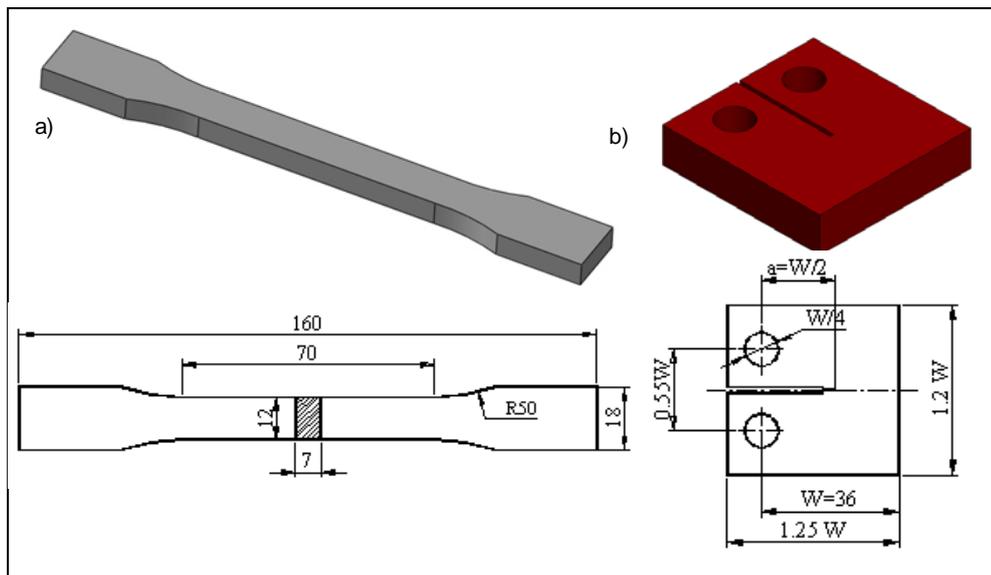


Figura 4.2 Geometria dos provetes: a) ensaios de tracção; b) ensaios de tenacidade à fractura.

Nos provetes CT, para determinação da tenacidade à fractura, foi criada uma fenda, pressionando uma pequena lâmina de barbear sobre a extremidade de um entalhe previamente aberto com um disco abrasivo de 0.2 mm de espessura. Este procedimento é o recomendado para polímeros cuja tenacidade seja inferior a $2 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$. A geometria do provete CT é a recomendada porque apresenta, predominantemente, um estado de tensões em flexão e requer provetes de menores dimensões para atingir um estado de deformação plana. Os ensaios de tracção foram realizados de acordo com a norma ASTM D638 (1980). Nos ensaios de determinação da tenacidade à fractura seguiram-se as directivas do "Testing Protocol EGF Task Group on Polymers and Composites-Protocol for K_{IC}/G_C Standard" (1988).

Os ensaios de tenacidade à fractura (K_{IC} (G_C)) foram realizados utilizando apenas seis valores de temperaturas: 0°, 10°, 20°, 40°, 60° e 80° C. Após a realização dos ensaios, as superfícies de fractura

dos provetes CT ensaiados foram observadas num microscópio óptico, com base micrométrica, com vista à medição rigorosa do comprimento da fenda. Na realização do ensaio, o provete é fixo às amarras, a posição do travessão é ajustada de forma a eliminar qualquer folga existente e o extensómetro de lâminas é colocado nos lábios do entalhe. Quando o provete estiver correctamente posicionado, no interior da câmara ambiental, seguem-se os procedimentos para obter a temperatura desejada após o que são seleccionados os parâmetros de ensaio e de segurança. O ensaio pode então ser iniciado, sendo possível visualizar a curva de carga – deslocamento, a partir do monitor do computador.

Os ensaios de tracção foram realizados a seis temperaturas distintas: 0°, 10°, 20°, 40°, 60° e 80°C. Na caracterização mecânica dos materiais compósitos, foi utilizada uma máquina servo - mecânica Instron modelo 4206, como se pode observar na Figura 4.3. Esta tem uma consola de controlo que quando acoplada a um computador, permite, através de um software específico, o controlo e tratamento de todos os parâmetros de ensaio (carga, velocidade, deslocamento, etc.); permite, também, visualizar o andamento da curva carga - deslocamento ao longo do ensaio, bem como o tratar e armazenar os resultados obtidos. A velocidade do carregamento em todos os ensaios foi de 0.5 mm min⁻¹. Foi utilizado um extensómetro axial (Instron, CAT No 2630-038, travel 25 mm, Gauge 50 mm) nos ensaios de tracção e um extensómetro de lâminas (MTS model 632.02C-21) nos ensaios de determinação de tenacidade à fractura.

Os ensaios foram realizados a várias temperaturas que variaram entre os 0° e os 100°C. Para esse efeito foi montada na máquina Instron uma câmara ambiental ATS com um controlador do tipo PID-“Proportional Integral Derivative” com uma precisão no controlo de temperatura de cerca de 1°C. O perfil de temperatura foi caracterizado por uma rampa linear de aquecimento durante cinco minutos, seguido de um período de estágio de vinte minutos a temperatura constante. Os ensaios foram realizados nos últimos cinco minutos deste estágio, procurando garantir a homogeneidade de temperatura no seio dos provetes.



Figura 4.3 Máquina Instron modelo 4206 com câmara ambiental ATS.

4.2.2. Determinação do Módulo de Young e Coeficiente de Poisson com recurso a técnicas de extensometria

Na determinação das propriedades elásticas (módulo de Young E e coeficiente de Poisson ν) foram utilizados os provetes indicados na Figura 4.4.a) e b), de acordo com a norma ASTM E132 (1986, 1992). Nestes provetes foram colados 4 extensómetros (Figura 4.4.a) e b)) do tipo GFLA-3-50 (3 mm; 120 Ω) com GF=2.13 e compensação térmica para um coeficiente de dilatação linear de $5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.

Dois extensómetros foram colocados segundo a direcção longitudinal (L) de solicitação e os outros dois segundo a direcção transversal (T). Foi utilizado sempre um segundo provete não solicitado e instrumentado igualmente com 4 extensómetros não activos para obter duas pontes completas de Wheatstone (uma para cada direcção L e T). Pretendeu-se com este procedimento obter uma compensação da temperatura o mais efectiva possível. Foram realizados sempre dois ensaios de carga-descarga para cada temperatura Figura 4.4.c). O módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson foram obtidos através de regressão linear aos pares de pontos, da deformação transversal versus deformação longitudinal obtidos durante a carga, conforme se ilustra na figura 4.4.d).

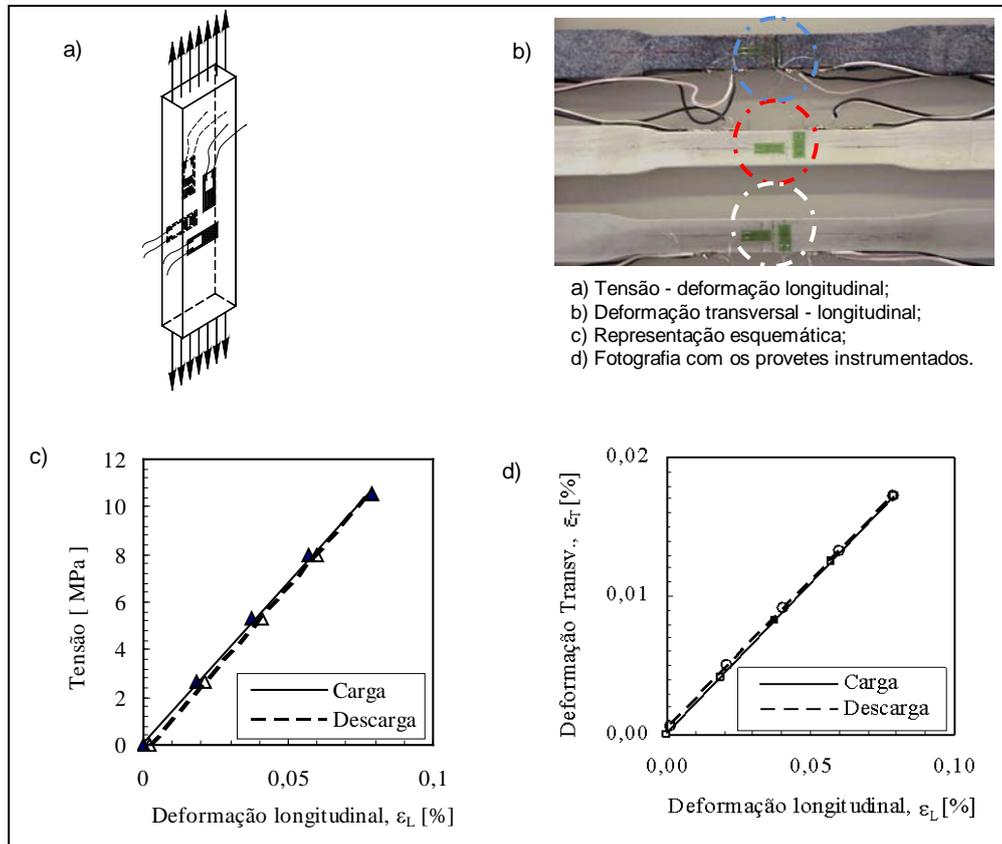


Figura 4.4 Método de determinação das propriedades elásticas E e ν por extensometria.

4.2.3. Determinação de tenacidade à fractura

A tenacidade à fractura foi determinada com base no Protocolo para determinação de K_{IC} (G_c) para polímeros e compósitos, "Testing Protocol EGF Task Group on Polymers and Composites-Protocol for K_{IC}/G_c Standard", e norma para o Cálculo do Integral J da ASTM E813 (1981). A utilização destes procedimentos permitiu determinar a tenacidade de polímeros e materiais compósitos em termos de factor de intensidade de tensão crítica, K_{IC} , e da energia por unidade de área da fractura, G_c , no início da fractura. Com base nestes procedimentos considerou-se que o provete fracturado possui um comportamento linear elástico, o que implica impor algumas restrições na linearidade do diagrama carga - deslocamento e na espessura do provete de modo a assegurar a validade do teste. Como valor inicial para a espessura do provete é conveniente usar o valor $W=2B$ (Figura 4.2. b)), onde W é a largura e B a espessura do provete. A profundidade do entalhe é determinada a partir de um valor que satisfaça a relação $0,45 < a/W < 0,55$. O procedimento recomendado é o seguinte: *produzir um provete com entalhe* por um processo de maquinação ou usando uma lâmina afiada de modo a obter um valor de K_{IQ} ; se $K_{IQ} < 2 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ e/ou se o provete apresentar um comportamento particularmente frágil na forma de um diagrama de carga triangular então deve ser utilizada uma fissura natural que pode ser obtida através de uma lâmina ou obtida por processo de fadiga; se $K_{IQ} > 2 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ e o diagrama de carga mostra alguma curvatura então o ensaio pode prosseguir.

Como os materiais plásticos têm características viscoelásticas é necessário especificar quer a temperatura quer a escala de tempos sob a qual os resultados foram obtidos. Consequentemente, a norma recomenda a utilização de velocidades maiores que 1 ms^{-1} ou tempos de carga inferiores a 1 ms . Iniciado o teste, é obtido um diagrama de carga versus deslocamento. Este, no caso ideal, é linear com uma queda abrupta no instante do início do crescimento da fenda. Em alguns casos esta situação ocorre e K_Q pode ser encontrado para a carga máxima. Na maior parte dos casos existem algumas não linearidades no diagrama. Estas podem ser devidas à deformação plástica na extremidade da fenda, elasticidade não linear, visco-elasticidade e crescimento estável da fenda depois da iniciação mas anterior à instabilidade. Os três primeiros efeitos violam a Mecânica da Fractura Linear Elástica (MFLE) e o quarto efeito significa que a carga de iniciação não é definida pelo máximo. Na Figura 4.5. é apresentada a forma para determinar a complacência inicial **C**. Nesta figura está desenhada a recta relativa à complacência inicial, bem como a recta relativa à complacência **C + 5%**.

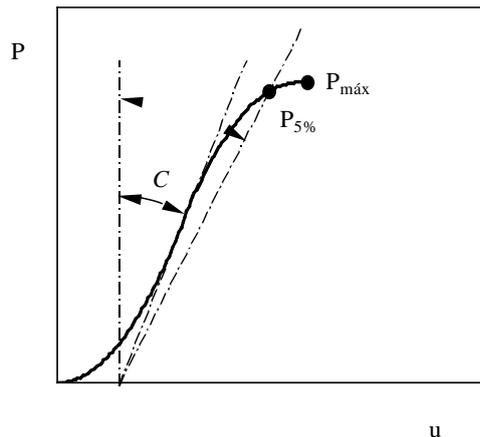


Figura 4.5 Determinação da complacência C.

No caso de $P_{máx}$ se encontrar entre estas duas linhas, pode-se utilizar $P_{máx}$ para determinar K_Q . Se, por outro lado, a linha $C + 5\%$ interceptar a linha de carga então $P_{5\%}$ é encontrado e este valor é usado como valor de iniciação da fenda. De facto, se todas as não linearidades são devidas ao crescimento da fenda, então ela corresponde a uma quantidade particular desse crescimento dada pela seguinte expressão:

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{\phi}{(a/w)} \frac{\Delta C}{C} \quad (4.1)$$

onde o factor de calibração ϕ pode ser obtido a partir da relação a/W . Os registos carga - deslocamento da abertura da fenda, obtidos após a realização dos ensaios, podem ser classificados em três tipos de acordo com a Figura 4.6.

Os valores de K_Q são determinados a partir do comprimento original da fenda a qual é melhor determinada a partir da superfície de fractura depois do teste. Um valor médio pode ser usado mas a diferença entre o menor e o maior dos comprimentos não deverá exceder os 10%. K_Q é então calculado a partir da seguinte relação:

$$K_Q = Y \left(\frac{a}{W} \right) \sigma \sqrt{a} \quad (4.2)$$

onde σ é tensão remota e Y é o factor geométrico.

A validade de K_Q pode ser verificada através do critério do tamanho de forma a garantir o estado plano de deformação:

$$B, a, (W - a) > 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4.3)$$

G_{IC} pode ser obtida a partir da seguinte expressão:

$$G_{IC} = \frac{(1 - \nu^2) K_{IC}^2}{E} \quad (4.4)$$

No caso dos materiais poliméricos o módulo de elasticidade deve ser obtido ao mesmo tempo e à mesma temperatura devido aos efeitos viscoelásticos. Algumas incorrecções têm sido introduzidas com este procedimento e, consequentemente, é preferível determinar G_c directamente da integração da

energia do diagrama carga versus deslocamento. O processo passa pela validação do teste, via K_Q , e em seguida determina-se a energia até ao mesmo ponto de carga como usado para K_Q , U_Q (EGF, Task Group on Polymers and composites, 1988; ASTM E813, 1981). O valor da energia é determinado através da seguinte expressão:

$$V = 1/2 u P \quad (4.5)$$

onde $P = P_{5\%}$ ou $P_{máx}$, e u , é o deslocamento, do ponto de aplicação da carga.

G_{IC} pode ser determinado a partir da energia U , dada pelas seguintes expressões:

$$G = \frac{U}{BW\phi} \text{ ou } \frac{\eta U}{B(W-a)} \quad (4.6)$$

$$\text{onde, } \eta = \frac{1 - \frac{a}{W}}{\phi} \text{ ou } \eta = 2 \left[\frac{(1+\alpha)}{1+\alpha^2} \right]$$

$$\text{e } \alpha = \left[\left(\frac{2a}{(W-a)} \right)^2 + 2 \left(\frac{2a}{(W-a)} + 2 \right)^{\frac{1}{2}} - \left[\left(\frac{2a}{(W-a)} + 1 \right) \right] \right] \quad (4.7)$$

em que os factores de calibração (ϕ , ψ , η) são obtidos por interpolação linear de a/w (EGF, Task Group on Polymers and composites, 1988; ASTM E813, 1981).

Uma verificação da precisão pode ser feita, dado que o valor $\frac{E}{1-\nu^2}$ pode ser encontrado a partir da complacência (C), dado por $\frac{E}{1-\nu^2} = \frac{\Psi}{BC}$ e $C = \frac{u}{p}$. O valor de $\frac{E}{1-\nu^2}$ pode ser comparado com o obtido para K_{IC}^2/G_{IC} e a diferença entre esses valores deverá ser inferior a 5%.

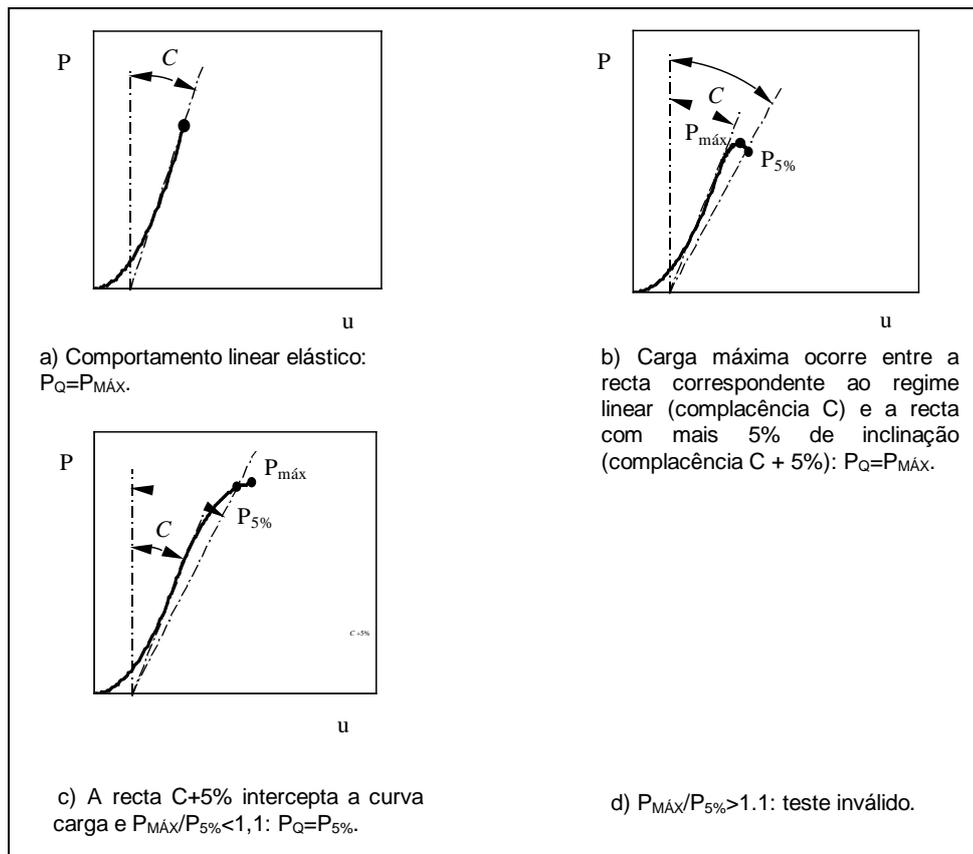


Figura 4.6 Registos carga versus deslocamento.

4.3. ENSAIOS DE FADIGA

4.3.1. Determinação da vida global de fadiga

Foram realizados ensaios de fadiga em provetes com furo central, utilizando cargas de amplitude constante e variável. Nestes ensaios foi obtida a vida de fadiga global (iniciação + propagação) para cada uma das condições de ensaio. Os ensaios de fadiga de amplitude constante foram realizados em provetes, representativos dos três materiais compósitos, com geometria de acordo com a norma ASTM E647 (1995). O objectivo destes ensaios foi o de estudar o efeito da temperatura e da razão de tensão na resistência à fadiga.

Os ensaios de fadiga a amplitude constante foram realizados em controlo de carga numa máquina servo-hidráulica Instron do tipo 1341 (Figura 4.8.a)) de 100 kN. Esta máquina utiliza um sistema servo-hidráulico que trabalha em circuito electrónico fechado, permitindo a selecção de um dos seguintes tipos de controlo: forças, deslocamento da haste do cilindro hidráulico e extensão do provete. O comando desta máquina dispõe de um gerador de funções, que permite seleccionar o tipo de onda de amplitude constante (sinusoidal, triangular ou quadrada) e da frequência da solicitação. As frequências utilizadas nos ensaios variaram num intervalo de 30-40 Hz, utilizando uma onda de forma sinusoidal e duas razões de tensão: $R=0$ e $R=-0,75$. Os resultados obtidos são apresentados na forma de curvas tensão - número de ciclos (curvas S-N).

Os provetes foram obtidos a partir do fundo de lava-louças tirados da linha de fabrico. Na maquinação dos provetes foram utilizadas ferramentas de carboneto de tungsténio devido à natureza abrasiva destes materiais. Posteriormente os provetes foram polidos mecanicamente. A geometria dos provetes utilizados é apresentada na Figura 4.7.

O furo central maquinado no provete introduz um factor de concentração de tensões k_t de cerca de 2,48 (Howland, 1929) sendo a tensão nominal σ_{nom} calculada pela equação:

$$\sigma_{nom} = \frac{\sigma}{1 - \frac{d}{W}}$$

onde σ é a tensão remota aplicada, d é o diâmetro do furo e W a largura do provete.

De forma a investigar a dependência da resistência à fadiga com a temperatura os ensaios foram realizados a duas temperaturas: 20 e 60° C.

Nos ensaios realizados a temperatura superior à temperatura ambiente, os provetes foram colocados numa pequena câmara produzida para o efeito. Esta câmara foi maquinada em material acrílico e revestida com isolamento térmico. Na Figura 4.8. b), pode-se observar a montagem do provete na câmara de acrílico, bem como as dimensões da câmara. O fluxo de calor necessário à realização dos ensaios foi obtido a partir da câmara ambiental ATS equipada com um controlador do tipo PID - "Proporcional Integral Derivativo", utilizando ainda um ventilador mecânico para a circulação do ar entre as duas câmaras, conforme se mostra esquematicamente na Figura 4.8.a). Foi usado um perfil de temperaturas caracterizado por uma rampa linear de aquecimento durante cinco minutos, após o qual a temperatura era mantida constante. Só após cerca de vinte minutos o ensaio era posto a correr, procurando garantir a homogeneidade de temperatura no seio do provete desde o início do ensaio. A câmara em acrílico foi devidamente isolada de forma a minimizar as perdas de calor.

Destes ensaios obtiveram-se o número de ciclos até à rotura (N_r) versus a tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$). A representação destes valores em escalas bi-logarítmica com que as curvas S-N são representadas matematicamente é: $\log \sigma = \log B - c \log N_r \Leftrightarrow \sigma N_r^c = B \Leftrightarrow \sigma^m N_r = C$, onde $m=1/c$, $C=B^{1/c}$ sendo c e B constantes do material.

Os ensaios de fadiga a amplitude de tensão variável por blocos foram realizados na máquina servo-hidráulica Dartec com uma capacidade de carga de 100 kN (Figura 4.8.c)). Nestes ensaios de fadiga foi utilizado um software "Complex" da Dartec, que permite definir solicitações com amplitude variável. Os ensaios de fadiga de amplitude variável foram realizados utilizando dois tipos de carregamento, como se pode ver na Figura 4.9. No carregamento tipo I (Figura 4.9.a)) o valor da razão de tensão, R , é mantida constante e igual a zero para todos os níveis de carga. No tipo II (Figura 4.9.b)), usa-se uma alternância de $R=0$ e $R=-0.75$ entre os vários níveis de tensão, procurando-se desta forma aproximar estes ensaios

da situação real dos lava-louças em serviço. Na Tabela 4.2 estão indicados os parâmetros utilizados nos vários ensaios de fadiga de amplitude variável por blocos realizados.

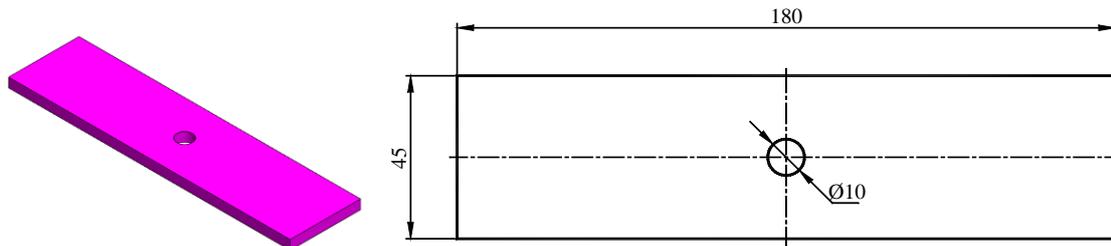


Figura 4.7 Geometria do provete entalhado com furo central e espessura de 6 mm.

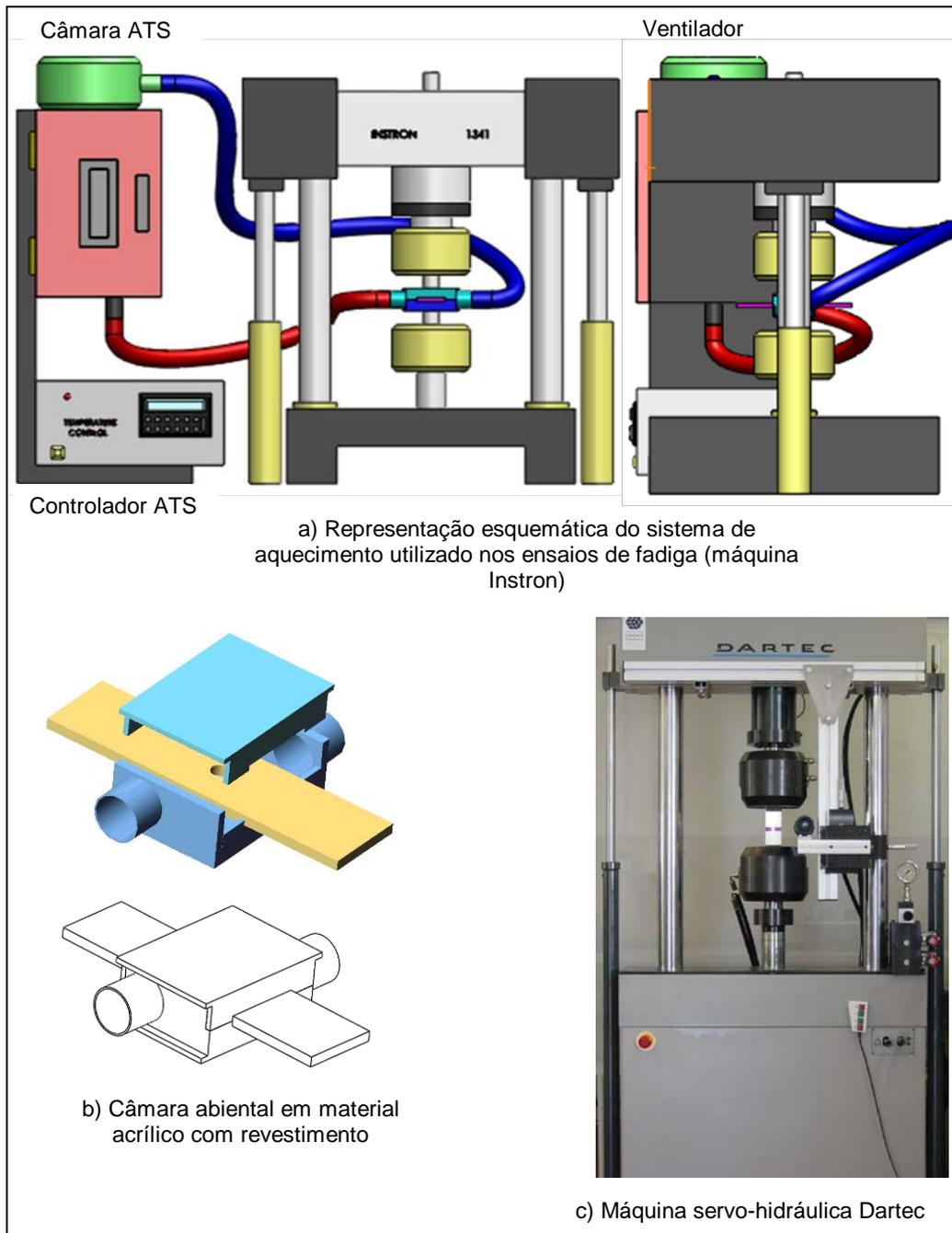


Figura 4.8 a) Representação esquemática do sistema de aquecimento utilizado nos ensaios de fadiga a temperaturas superiores à temperatura ambiente; b) Câmara acrílica: montagem do provete na câmara; c) Máquina servo-hidráulica Dartec.

Tabela 4.2 Números de ciclos e respectivos níveis de tensão impostos para dois tipos de carregamento (I e II).

| Material | Tipo | Ensaio (Ref.) | $\sigma_{\text{máx1}}$ | σ_{min1} | n_1 | $\sigma_{\text{máx2}}$ | σ_{min2} | n_2 | $\sigma_{\text{máx3}}$ | σ_{min3} | n_3 | $\sigma_{\text{máx3}}$ | σ_{min3} | n_4 |
|----------|------|---------------|------------------------|------------------------|-------|------------------------|------------------------|-------|------------------------|------------------------|-------|------------------------|------------------------|-------|
| | | | [MPa] | [MPa] | | [MPa] | [MPa] | | [MPa] | [MPa] | | [MPa] | [MPa] | |
| Asterite | I | 1 | 17 | 0 | 500 | 18 | 0 | 900 | 20 | 0 | 1500 | 22 | 0 | 100 |
| | | 2 | | | 900 | | | 1500 | | | 500 | | | 100 |
| | | 3 | | | 500 | | | 100 | | | 900 | | | 500 |
| | | 4 | | | 100 | | | 900 | | | 500 | | | |
| | II | 5 | 16 | -12 | 500 | 20 | 1000 | 13 | -9.75 | 700 | 18 | 0 | 800 | |
| | | 6 | | | 1200 | 17.5 | 0 | | | 1300 | 300 | | 17.5 | 200 |
| | | 7 | | | 1000 | 16.5 | 800 | | | 500 | 17.5 | | 700 | |
| Amatis | I | 1 | 12 | 0 | 500 | 14 | 0 | 900 | 16 | 0 | 1500 | 18 | 0 | 100 |
| | | 2 | | | 900 | | | 1500 | | | 500 | | | 100 |
| | | 3 | | | 1500 | | | 100 | | | 800 | | | 500 |
| | II | 5 | 12 | -9 | 500 | 16 | 0 | 1000 | 9 | -6.75 | 700 | 14 | 0 | 800 |
| | | 6 | | | 300 | | | 200 | | | 1200 | | | 1300 |
| | | 7 | | | 1200 | | | 1300 | | | 300 | | | 200 |
| | | 8 | | | 1000 | | | 800 | | | 500 | | | 700 |
| | | 9 | | | 1200 | | | 1300 | | | 300 | | | 200 |
| | | 10 | | | 1000 | | | 800 | | | 500 | | | 700 |
| | | Ultra-quartz | | | I | | | 1 | | | 8 | | | 0 |
| 2 | 900 | | 1500 | 500 | | 100 | | | | | | | | |
| 3 | 1500 | | 100 | 900 | | 500 | | | | | | | | |
| II | 5 | | 8.5 | -6.38 | 500 | 8.5 | 0 | 1000 | 9 | -6.13 | 700 | 9 | 0 | 800 |
| | 6 | | | | 300 | | | 200 | 9.5 | -7.13 | 1200 | | | 1300 |
| | 7 | | | | 1200 | | | 1300 | 9.5 | -7.13 | 300 | | | 200 |
| | 8 | | | | 1000 | | | 800 | 9.5 | -7.13 | 500 | | | 700 |
| | 9 | | | | 1000 | | | 800 | 9.5 | -7.13 | 500 | | | 700 |
| | 10 | | | | 1000 | | | 800 | 9.5 | -7.13 | 500 | | | 700 |

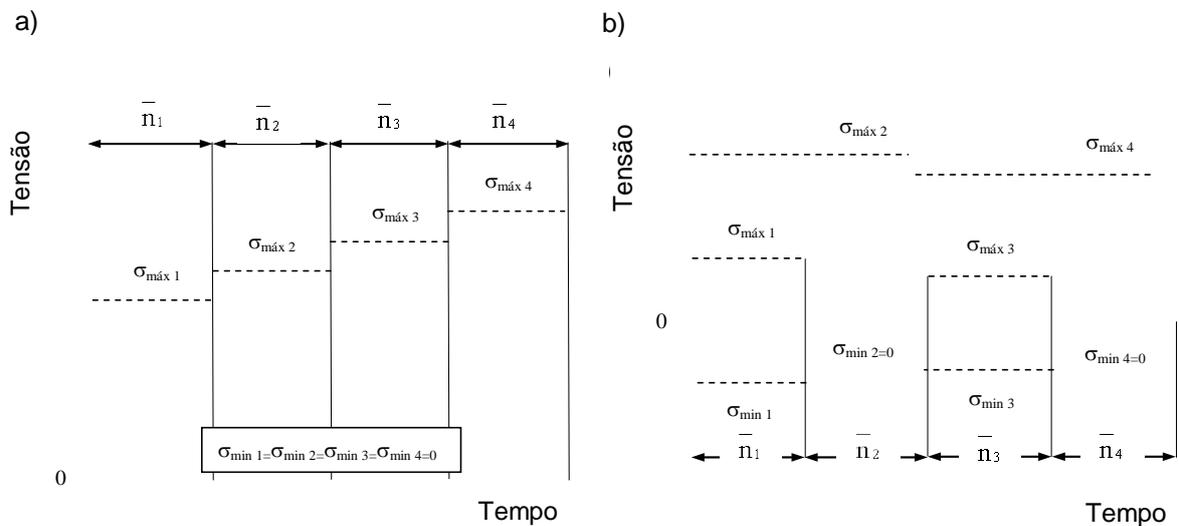


Figura 4.9 Tipos de carregamento utilizados nos ensaios de fadiga de amplitude variável: a) Carregamento tipo I (R=0); b) Carregamento tipo II (R=0 e R=-0,75).

4.3.2. Ensaio de propagação

Os ensaios de propagação de fendas por fadiga foram realizados numa máquina servo-hidráulica Dartec (Figura 4.8.c) e 4.11a)) utilizando provetes MT, de acordo com a norma ASTM E647. Estes ensaios foram realizados à temperatura ambiente, em tração, utilizando uma onda de forma sinusoidal e duas razões de tensão R=0 e R=-0,75. Foi considerada a técnica de *compliance* (Branco *et al*, 1986) para medir o comprimento de fenda. Para o efeito foram obtidas curvas de calibração, usando a seguinte metodologia. O comprimento de fenda foi aumentado artificialmente, com ajuda de uma pequena serra de fita. Para cada comprimento de fenda foi traçada a curva carga versus deformação a partir da qual se obteve a razão $\Delta\sigma/(E \times \Delta\varepsilon)$, sendo $\Delta\sigma$ a tensão remota aplicada, E o módulo de elasticidade e $\Delta\varepsilon$ a deformação local, medida por extensómetros colados (um de cada lado do provete a 1 mm acima do entalhe), conforme podemos observar na Figura 4.11.b). Em cada ensaio de propagação de fendas, periodicamente e para um determinado número de ciclos, foram registados os valores da de deformação ($\varepsilon'_{máx}$ e $\varepsilon'_{mín}$) em mV e os valores de $P_{máx}$ e $P_{mín}$ [N] em que $P_{máx}$ é a carga máxima e $P_{mín}$ é a carga mínima do ciclo de fadiga. De seguida determina-se o valor:

$$\frac{\Delta\sigma}{E\Delta\varepsilon} = \frac{P_{máx} - P_{mín}}{AE} \frac{1}{F(\varepsilon'_{máx} - \varepsilon'_{mín})}$$

em que: A é a área da secção transversal [mm²], F é uma constante (para transformar ε' de mV para microstrain) e E é o módulo de elasticidade [MPa].

Em seguida foi traçada a curva de calibração representando a razão $\Delta\sigma/(E \times \Delta\varepsilon)$ em função do comprimento da fenda 2a. Os extensómetros utilizados foram do tipo GFLA - 3 - 50 (3 mm, 50 Ω) da Hottinger. Em seguida foram obtidas as curvas de calibração para cada um dos três materiais e para as duas razões de tensão. Estas curvas são apresentadas nas Figuras 4.12 a) e b), para R=0 e R=-0,75, respectivamente. O valor de 2a, correspondente a cada valor de $\Delta\sigma/(E \Delta\varepsilon)$, foi determinado a partir das curvas de calibração (Tabela 4.3). Conhecido o valor de 2a, $K_{máx}$ é calculado usando a solução de K

indicada na norma ASTM E647 (2000): $K_{máx} = \sigma_{máx} \sqrt{\pi a \sec\left(\frac{\pi a}{W}\right)}$.

Tabela 4.3 Curvas de calibração para os três materiais e para duas razões de tensão.

| Material | R | Equação | Coefficiente de correlação |
|---------------------|-------|----------------------------|----------------------------|
| Asterite | 0 | $y = 7,0896Ln(x) + 97,287$ | 0,9775 |
| | -0,75 | $y = 6,9883Ln(x) + 95,962$ | 0,9767 |
| Amatis | 0 | $y = 7,3401Ln(x) + 99,497$ | 0,9758 |
| | -0,75 | $y = 7,3587Ln(x) + 99,827$ | 0,9801 |
| Ultra-quartz | 0 | $y = 6,1262Ln(x) + 85,441$ | 0,9975 |
| | -0,75 | $y = 6,1125Ln(x) + 85,243$ | 0,9982 |

A razão de tensão (R), a gama do factor intensidade de tensões (ΔK) e $K_{m\acute{a}x}$ est\~{a}o relacionadas de acordo com (ASTM E647, 2000): $\Delta K = (1 - R)K_{m\acute{a}x}$ para $R \geq 0$, e $\Delta K = K_{m\acute{a}x}$ para $R \leq 0$. A velocidade de propagação da fenda foi calculada utilizando o método da secante, método recomendado pela norma, através da seguinte expressão:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{a_i} = \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{a_{i+2} - a_{i-2}}{N_{i+2} - N_{i-2}}$$

O valor de da/dN é pois o declive da linha recta no ponto i (Figura 4.10.).

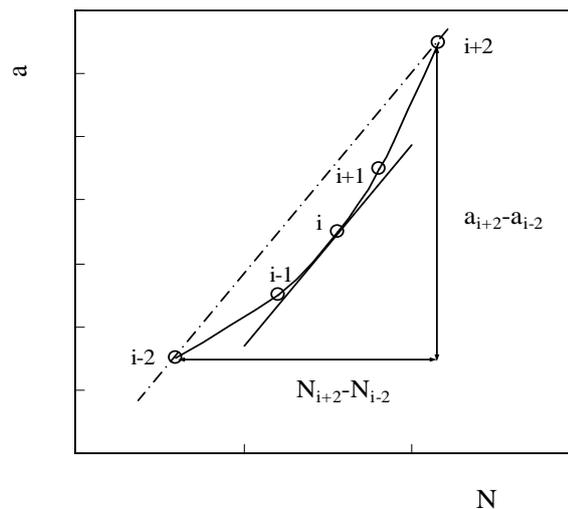


Figura 4.10 Representação esquemática da determinação de da/dN .

Para cada valor de a , foi então calculado $K_{m\acute{a}x}$ e obtido da/dN por diferenciação numérica. Os pares de valores da/dN e $K_{m\acute{a}x}$ foram representados numa escala bilogarítmica de da/dN versus $K_{m\acute{a}x}$. Os resultados foram modelados usando a lei de Paris (1961):

$$da/dN = C(K_{m\acute{a}x})^m, \text{ onde } m \text{ e } C \text{ são constantes do material.}$$

Nos ensaios realizados $K_{m\acute{a}x}$ e ΔK são equivalentes uma vez que foram usadas razões de tensão de $R=0$ (para as quais $K_{m\acute{a}x}=0$) e $R=-0,75$ (para as quais se toma também $K_{m\acute{a}x}=0$).

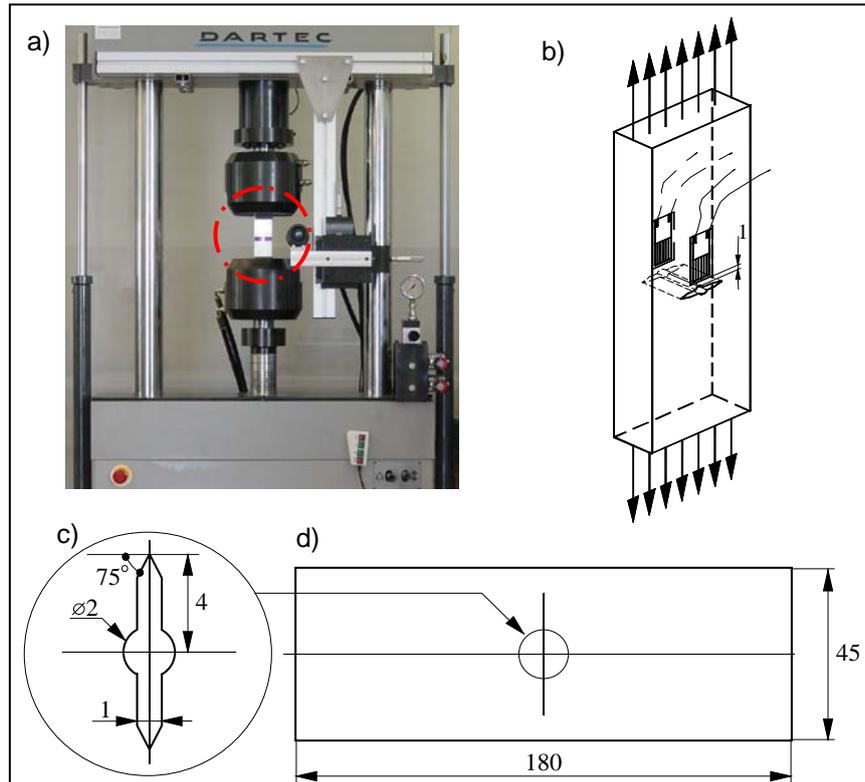


Figura 4.11 a) Representação esquemática do provete instrumentado; b) pormenor do entalhe do provete; (c) dimensões do provete MT (mm).

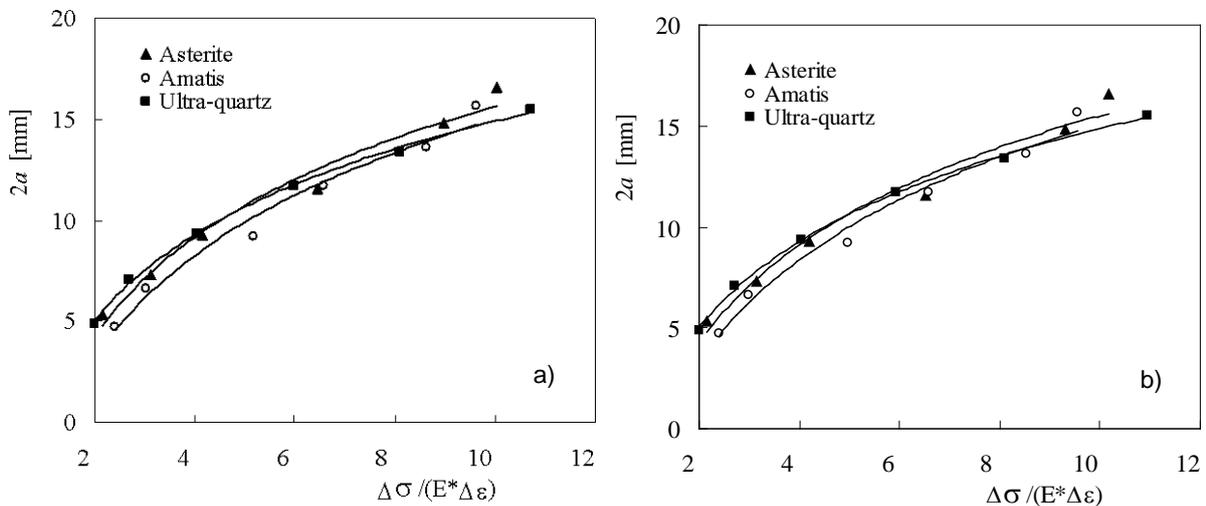


Figura 4.12 Curvas de calibração para os três materiais compósitos. a) Para R=0; b) Para R=-0,75.

4.4. ENSAIOS DE DESGASTE

Nesta secção pretende-se avaliar a resistência à abrasão dos três materiais compósitos com diferentes tamanhos de partículas. O principal objectivo foi estudar o efeito do tamanho da partícula no desgaste.

O estudo de desgaste foi realizado com recurso a testes de micro-abrasão por ball cratering (Kassman *et al* (1991) e Rutherford *et al* (1990)). Foi utilizada uma esfera de rolamento em aço, com 25 mm diâmetro, em contacto com o provete estacionário de material compósito, conforme podemos observar na Figura 4.13. Entre a esfera e o provete foi mantido um fluxo contínuo de lama abrasiva,

sendo esta conduzida para a zona de contacto. Os testes de desgaste foram realizados a uma velocidade constante de 100 r.p.m. e uma carga normal constante de 1 N. O fluxo abrasivo utilizado no estudo foi obtido com 35.44 g de pó abrasivo de SiO₂ em 100 ml de água destilada. De modo a obter uma taxa de micro-abrasão, foram realizados testes utilizando varias velocidades de rotação cumulativas nomeadamente, 100, 200, 300 e 500 rotações. Foram realizados para cada condição experimental, três testes no mínimo.

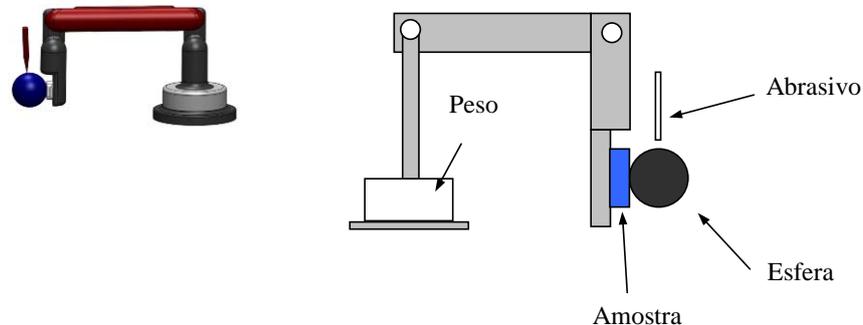


Figura 4.13 Equipamento de micro-abrasão ball cratering.

Na Figura 4.14 são apresentados os resultados dos ensaios de abrasão com a SiO₂, para os três materiais compósitos e para o material da matriz (PMMA). Para todos os materiais estudados, o volume de material removido por abrasão mostra um aumento linear com a distância de abrasão. De acordo com as teorias de abrasão clássicas (Hutchings (1992)), o volume de desgaste aumenta com a dureza dos abrasivos, deste modo o maior volume deve resultar com a utilização de material mais abrasivo que a sílica.

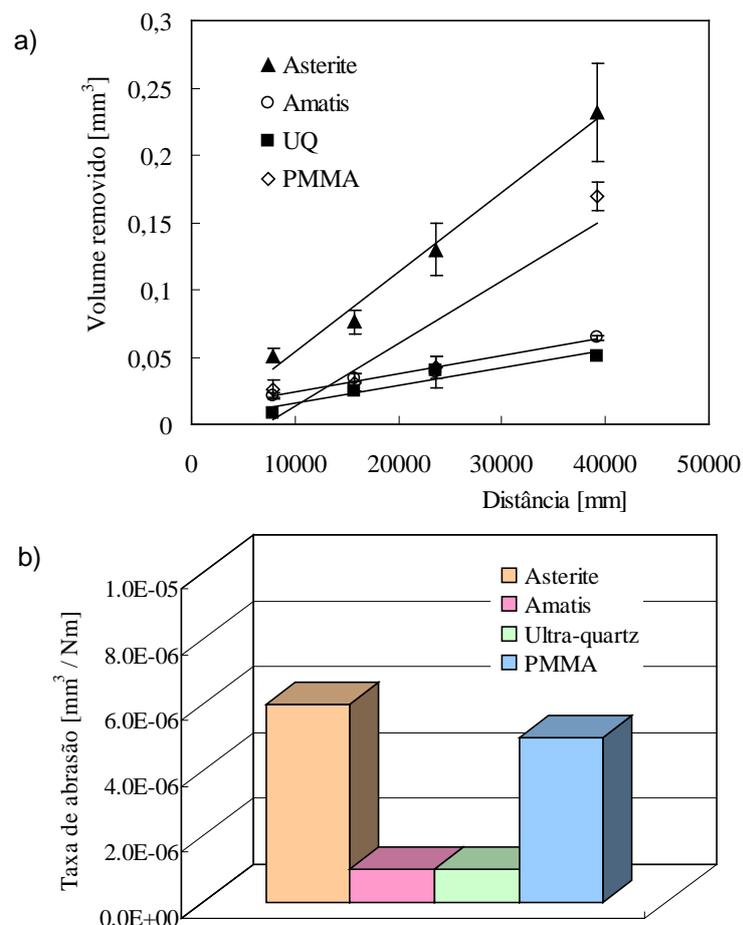


Figura 4.14 a) Efeito da SiO₂ no comportamento à abrasão dos três materiais compósitos e matriz PMMA (valores médios e intervalos de confiança); b) Taxa de abrasão específica para os três compósitos e matriz PMMA e material abrasivo sílica.

Os resultados apresentados na Figura 4.14 foram utilizados para calcular uma taxa de desgaste específica como uma razão (volume de desgaste/ carga normal *distância). Os valores obtidos para a taxa de desgaste, Figura 4.14.b), mostram que, no caso de se utilizar a sílica como material abrasivo, o Amatis e o Ultra-quartz tem uma maior resistência à abrasão relativamente ao Asterite e a matriz PMMA. Ramalho *et al* (2001) mostraram que, para abrasivos mais duros, alumina e carboneto de silício, o PMMA tem uma maior resistência à abrasão que o Asterite, Amatis e Ultra-quartz. Sole *et al* (1996) obtiveram resultados similares para compósitos polipropileno com enchimento de mineral ensaiados com SiC como abrasivo.

A análise efectuada permite assim concluir que os materiais compósitos com enchimentos de partículas de maiores dimensões apresentam maior resistência ao desgaste por abrasão, no caso de se utilizar a sílica como abrasivo.

4.5. ENSAIOS TÉRMICOS: DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DAS TENSÕES DE ORIGEM TÉRMICA

Com o objectivo de quantificar as tensões de origem térmica que ocorrem na zona junto ao furo de extracção de águas residuais, no fundo do lava-louças, foram realizados vários ensaios usando ciclos térmicos próximos dos reais. De forma a obter a evolução, ao longo do tempo, das tensões e das temperaturas na zona mais sensível aos efeitos térmicos, a região envolvente ao furo de descarga, seleccionaram-se oito posições de medida (Figura 4.15.) equipadas cada uma por dois extensómetros eléctricos e um termopar. As deformações locais foram medidas com recurso a extensómetros eléctricos que após colados ao lava-louças foram revestidos com uma película de verniz. As temperaturas foram medidas utilizando termopares tipo T.

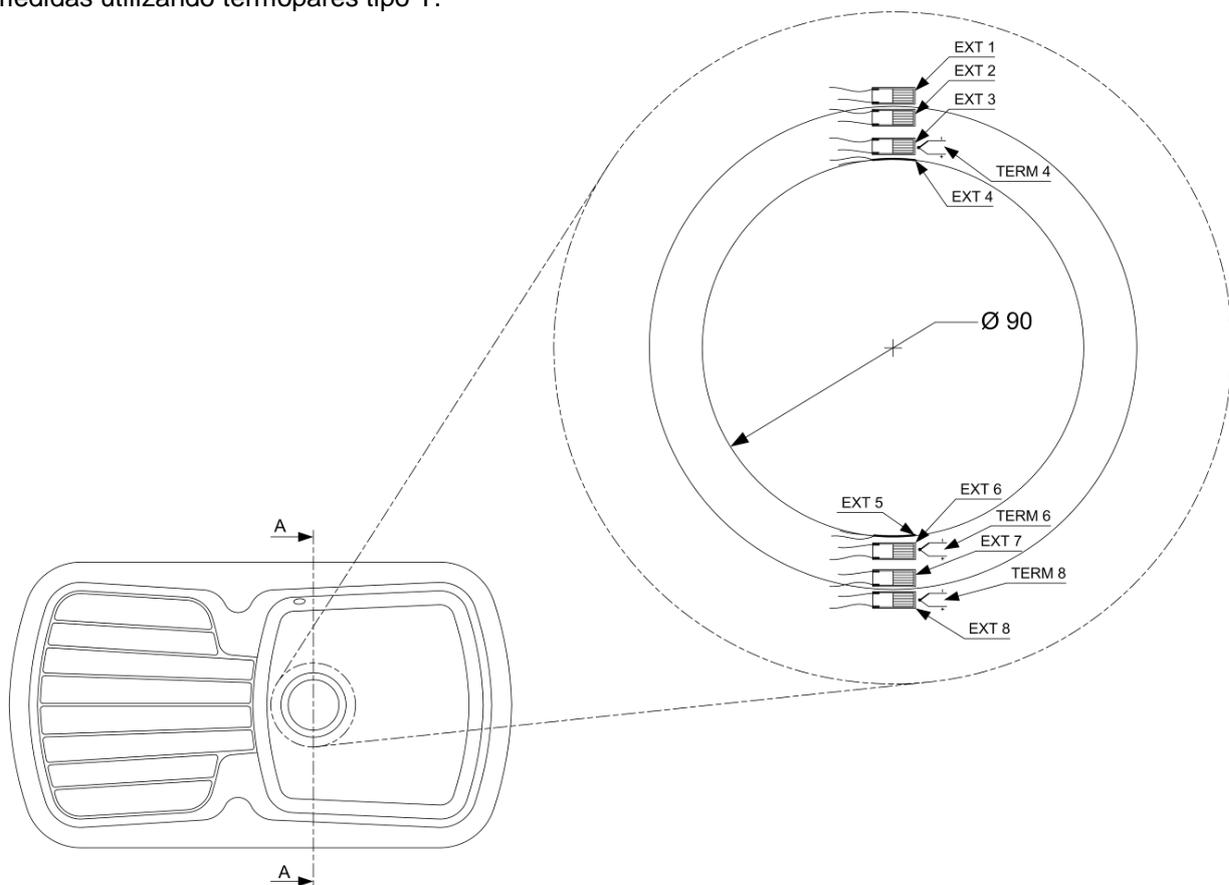


Figura 4.15 Posicionamento dos extensómetros e dos termopares no fundo do lava-louças.

A aplicação alternada de fluxos de água fria e quente, utilizando a válvula misturadora, provoca o aparecimento de gradientes térmicos significativos, aos quais estão associadas importantes tensões de tracção e de compressão. Os valores de deformação medidos foram transformados em tensões, utilizando para isso as propriedades mecânicas do material obtidas em ensaios de tracção para as mesmas temperaturas.

As temperaturas utilizadas foram de 70-80°C para a água quente e de 2-10°C para a fria. O caudal imposto, tanto para a água fria como para a água quente, foi de 6 l/min, com uma velocidade do jacto de água de 1,3 m/s. A influência do tempo de permanência dos fluxos alternados de água fria e quente foi também analisada. Considerou-se como centro da zona de impacto do jacto de água o ponto situado na linha longitudinal que passa pelo furo de extracção da água residual, localizado a 60 mm da sua linha de eixo.

Na Figura 4.16. encontra-se uma representação esquemática da montagem experimental utilizada para a determinação das tensões de origem térmica. Esta instalação é constituída pelos seguintes elementos: (1) cilindro eléctrico para aquecimento de água; 2 - recipiente para a água fria (50 litros); (3) recipiente para a água quente (50 litros); (4) bomba - circuito de água fria ($P = 0.4 \text{ MPa}$); (5) bomba - circuito de água quente ($P = 0.4 \text{ MPa}$); (6) caudalímetro - circuito de água fria; (7) caudalímetro - circuito de água quente; (8) válvula misturadora de água quente e fria; (9) termómetro digital (termopar tipo T, montado na lança da torneira misturadora).

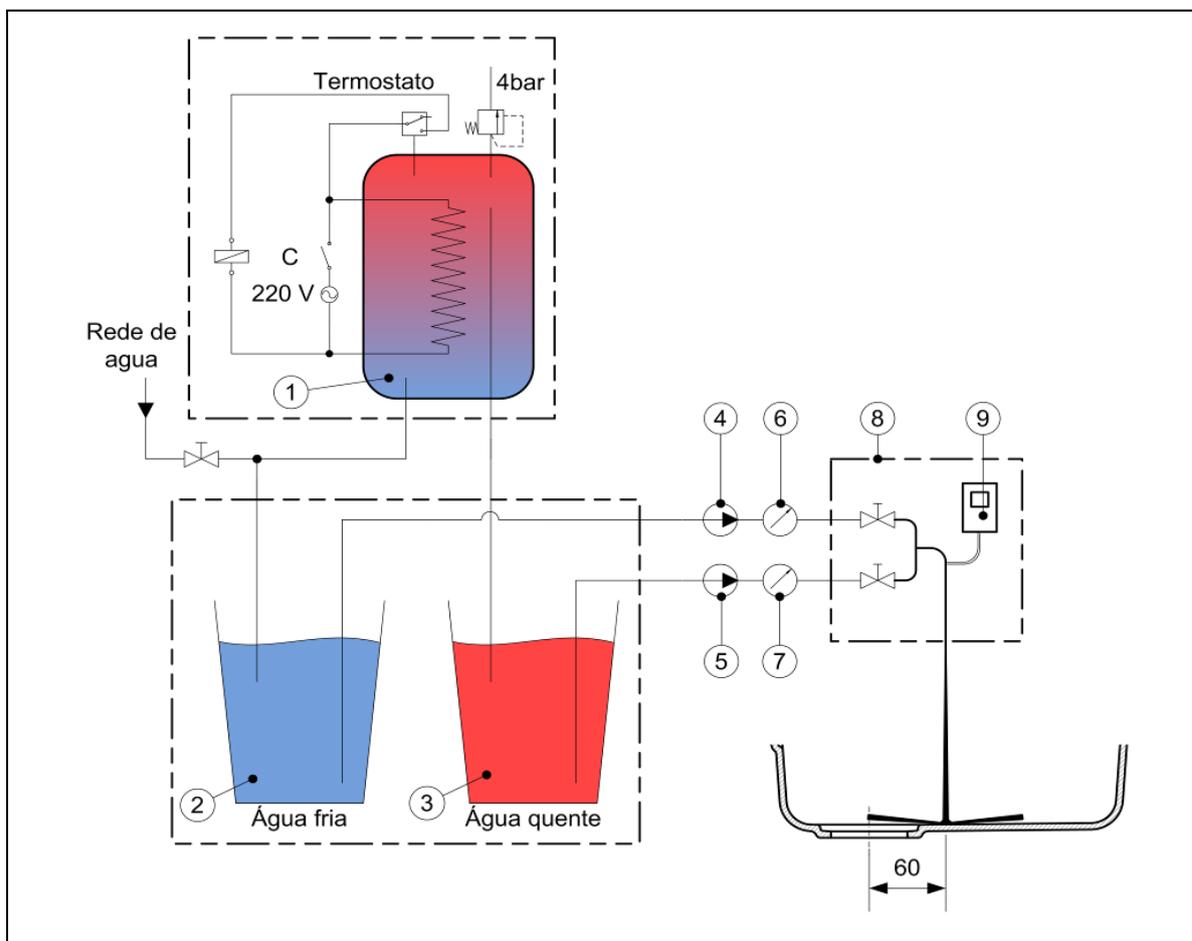


Figura 4.16 Instalação experimental utilizada na determinação das tensões de origem térmica.

O equipamento utilizado nos ensaios de choque térmico (ver Figura 4.17) apresentava as seguintes características: (a) O sistema fornecia água quente e água fria e dispunha de uma válvula misturadora por forma a debitar água à temperatura pretendida; (b) O diâmetro interno do tubo de alimentação do jacto de água, situado na extremidade da válvula misturadora, era de 10 mm; (c) O lava-louças foi colocado numa mesa rígida; (d) Possibilidade de medição de temperaturas na gama dos 0° aos 100° C ($\pm 1^\circ\text{C}$); (e) O limite máximo do sistema de medição de caudal era de 6 l/min.

Conforme se pode verificar, os ensaios foram realizados dentro das condições impostas pela norma europeia 13310 (Européenne Standard Draft pr EN 13310 (1998), a qual exige que: (1) A extremidade do tubo de saída do jacto de água esteja posicionada a 80 mm acima do fundo do lava-louças; (2) O ponto de impacto do jacto de água, no fundo do lava-louças, deve estar localizado num círculo de raio de 110 ± 5 mm em volta do furo de extracção das águas residuais; (3) O tempo de incidência do jacto de água quente deve ser de 90 ± 1 s, com um caudal de $6 \pm 0,6$ l/min. A temperatura da água deve ser de 90 ± 2 °C. (4) Após a injeção de água quente deve haver um período de tempo de 30 ± 1 s sem injeção de água; (5) Em seguida deverá haver injeção de um caudal de $6 \pm 0,6$ l/min de água fria a 15 ± 2 °C, durante um período de tempo de 90 ± 1 s; (6) Após a injeção de água fria deve haver um período de 30 ± 1 s sem injeção de água.

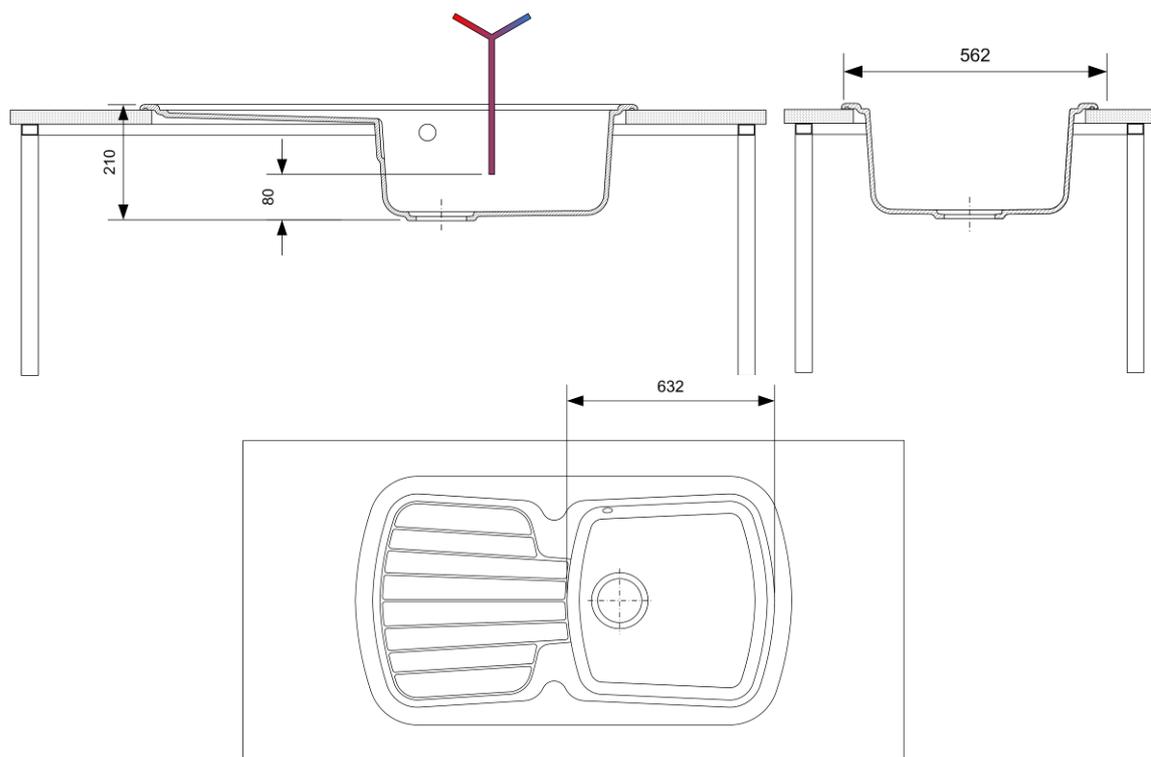


Figura 4.17 Posicionamento do lava-louça e do sistema de alimentação do jacto de água.

i) Determinação experimental dos parâmetros térmicos

A determinação das tensões de origem térmica através do método numérico dos elementos finitos exige o conhecimento prévio de alguns parâmetros, nomeadamente: a condutibilidade térmica e calor específico do material em que está feito o lava-louças e o coeficiente de transferência de calor por convecção na face em contacto com o fluxo de água. Na presente situação optou-se pelo recurso à via experimental. A massa específica foi obtida a partir de tabelas da *ICI* (Acrylics, brochures). Nas secções seguintes apresenta-se a metodologia utilizada para a determinação experimental das restantes características térmicas.

ii) Condutibilidade térmica

A condutibilidade térmica foi medida numa instalação apropriada para o efeito, cujo princípio de funcionamento assenta na comparação da evolução das temperaturas na amostra com a verificada num material de referência com condutibilidade térmica conhecida, conforme se encontra esquematicamente

ilustrado nas Figuras 4.18. e 4.19. A metodologia utilizada exige que sejam considerados como válidos apenas os valores medidos após todo o sistema ter atingido o regime permanente. Além disso, este equipamento foi construído de forma a garantir que a condução de calor se processe apenas numa direcção, tornando possível que a análise matemática do problema possa ser efectuada pelo recurso à equação da condução de calor unidimensional de Fourier:

$$\dot{Q} = -k A \frac{dT}{dx} \quad (4.8)$$

em que \dot{Q} é o fluxo de calor transferido, k a condutibilidade térmica do material, A a área da secção transversal da amostra em estudo e dT/dx representa a variação da temperatura segundo a direcção x .

Na Figura 4.18 encontra-se uma representação esquemática do equipamento utilizado, o qual é constituído essencialmente por elementos cilíndricos alinhados horizontalmente, sendo de destacar a resistência eléctrica central (4), quatro cilindros de condutibilidade térmica conhecida (3), duas amostras do material (2) e dois sistemas de refrigeração por água (1). Para assegurar que a condução de calor se processe de forma unidimensional, os elementos anteriores encontram-se colocados dentro de uma caixa envolvente em acrílico (6) no interior da qual foi feito o vácuo através das tomadas (5). Deste modo, evitam-se as perdas de calor por convecção e por radiação, fluindo o calor apenas por condução segundo a direcção longitudinal do sistema.

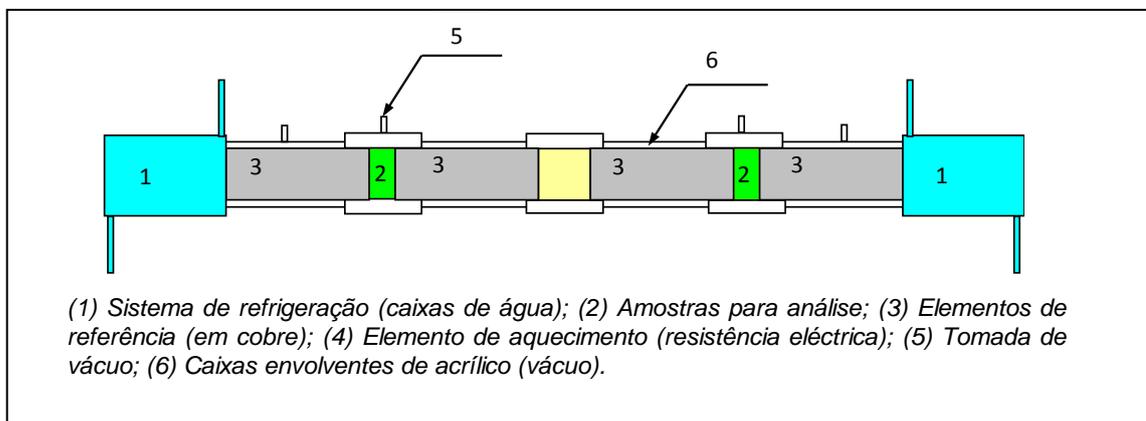


Figura 4.18 Representação esquemática do equipamento utilizado na determinação da condutibilidade térmica.

A condutibilidade térmica destes materiais compósitos foi determinada pela avaliação das temperaturas em posições específicas dos elementos de referência (3), após terem sido atingidas e mantidas condições de equilíbrio térmico (regime permanente). O elemento de aquecimento é alimentado por uma fonte de corrente eléctrica estabilizada que fornece uma diferença de potencial e uma intensidade de corrente constantes. A montagem simétrica dos elementos permitiu que a análise fosse realizada para apenas metade do sistema, conforme se encontra representado na Figura 4.19.

As condições de equilíbrio térmico, associadas à ausência de perdas superficiais convectivas e radiativas, garantem que o fluxo de calor fornecido a esta metade da instalação (\dot{Q}) seja conduzido de forma unidimensional e apresente um valor constante ao longo de todo o comprimento longitudinal desta parte da instalação. Torna-se assim possível recorrer à equação de Fourier para relacionar esta potência térmica com as temperaturas nas várias secções transversais:

$$\dot{Q} = \frac{A(T_4 - T_1)}{\frac{2 \cdot \Delta L}{k_r} + 2 \cdot R_{tc} + \frac{\Delta L_a}{k_a} + \frac{0.04}{k_r}} \quad , \quad \dot{Q} = \frac{A(T'' - T')}{2 \cdot R_{tc} + \frac{\Delta L_a}{k_a}} \quad (4.9.a) \text{ e } b))$$

$$\dot{Q} = \frac{k_r A(T_4 - T_3)}{\Delta L} \quad , \quad \dot{Q} = \frac{k_r A(T_2 - T_1)}{\Delta L} \quad (4.9.c) \text{ e } d))$$

$$\dot{Q} = \frac{k_r A(T_4 - T'')}{\Delta L + 0.02} \quad , \quad \dot{Q} = \frac{k_r A(T' - T_1)}{\Delta L + 0.02} \quad (4.9.e) \text{ e } f))$$

em que A representa a área da secção transversal [m], ΔL a distância entre as secções 3 e 4 e entre as secções 1 e 2 [m], k_r a condutibilidade térmica dos elementos de referência [W/m.°C], R_{tc} a resistência térmica de contacto entre a amostra e cada um dos elementos de referência, ΔL_a o comprimento da amostra [m] e k_a a condutibilidade térmica do material da amostra [W/m.°C].

A partir da conjugação das equações 4.2 torna-se possível determinar o valor das temperaturas nas faces dos elementos de referência em contacto com a amostra (T' e T'') e da resistência térmica total imposta pela amostra (R_{tt}):

$$T'' = T_4 - \frac{\Delta L + 0.02}{\Delta L} (T_4 - T_3) \quad , \quad T' = T_1 + \frac{\Delta L + 0.02}{\Delta L} (T_2 - T_1) \quad (4.10.a) \text{ e } b))$$

$$R_{tt} = 2 \cdot R_{tc} + \frac{\Delta L_a}{k_a} = \frac{\Delta L \cdot (T'' - T')}{k_r \cdot (T_4 - T_3)} \quad (4.11)$$

A condutibilidade térmica da amostra pode então ser obtida através da expressão:

$$k_a = \frac{\Delta L_a}{R_{tt} - 2 \cdot R_{tc}} \quad (4.12)$$

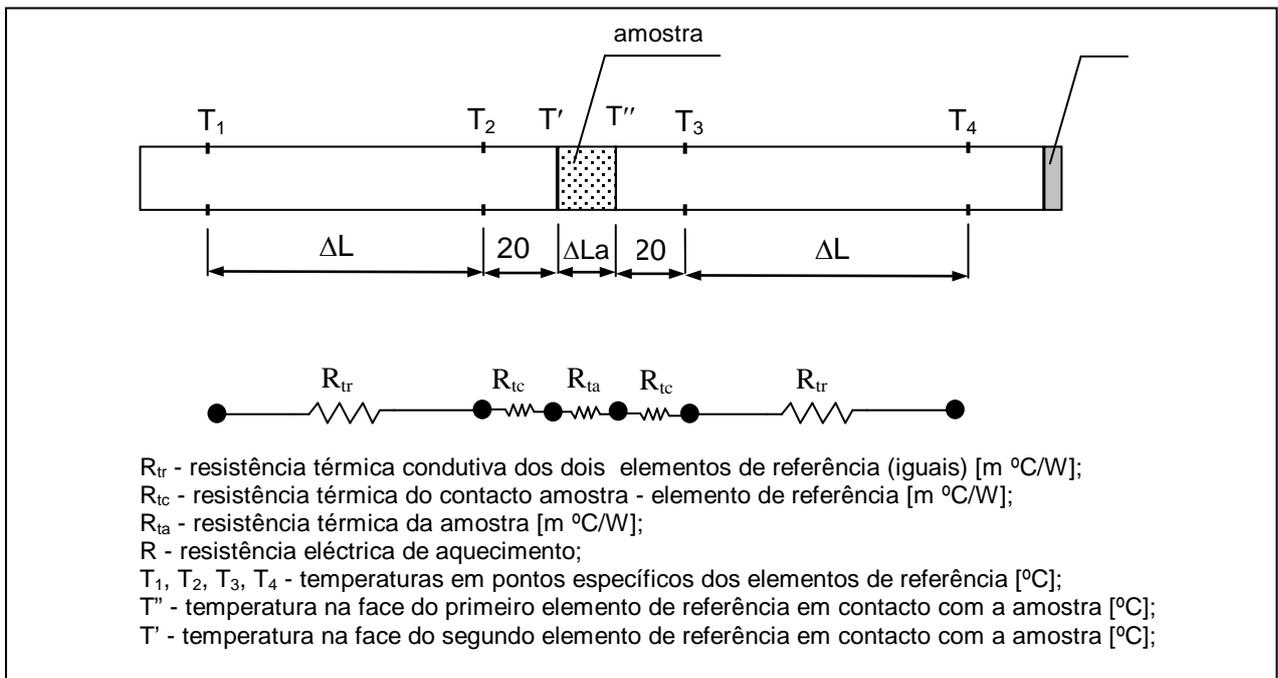


Figura 4.19 Representação esquemática da montagem para determinação da condutibilidade térmica de uma amostra.

Recorrendo a medições com amostras de condutibilidade térmica conhecida e de dureza da mesma ordem de grandeza da dos materiais usados neste trabalho, determinou-se um valor de $7,93 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \cdot \text{°C/W}$ para a resistência térmica do contacto entre a amostra e cada um dos elementos de referência (R_{tc}). Este valor representa apenas 1.5% da resistência térmica total medida para os provetes destes materiais compósitos, para os quais se obteve uma condutibilidade térmica de 0.47 W/m °C para o Asterite, de 0,49 W/m.°C para o Amatis e de 0,59 W/m.°C para o Ultra-quartz. Estes valores foram obtidos para uma temperatura média das amostras de 40 °C. Além disso verificou-se que estes materiais apresentam uma variação da condutibilidade térmica com a temperatura muito baixa.

iii) Calor específico

O calor específico foi obtido por um método conhecido como DSC (Differential Scanning Calorimetry), convenientemente descrito por Hatakeyama *et al.* Verificou-se que os valores medidos para o calor específico C_p (J/kg °C) destes materiais compósitos variam com a temperatura T (°C), mais precisamente $C_p = 3,9T + 885,5$ para o Asterite, $C_p = 3,7T + 885,8$ para o Amatis e $C_p = 3,0T + 807,0$ para o Ultra-quartz.

iv) Coeficiente de transferência de calor por convecção

A instalação experimental esquematizada na Figura 4.16. foi também utilizada na determinação do coeficiente de transferência de calor por convecção. Com esse objectivo, foi utilizada uma placa plana de material compósito com 8 mm de espessura. A sua superfície superior, horizontal, foi exposta directamente ao jacto de água, enquanto a superfície inferior desta foi convenientemente isolada sob o ponto de vista térmico. Conforme se encontra esquematizado na Figura 4.20, esta placa de material compósito foi instrumentada com 12 termopares tipo K, posicionados na zona envolvente ao furo de extracção das águas residuais. Estes termopares foram montados por forma a que o elemento sensor dos mesmos (a cabeça) estava posicionado dentro da placa a uma distância de 0.5 mm da sua face superior. Para o efeito foi necessário fazer um furo a partir da face inferior, conforme se pode observar no corte A-A da Figura 4.20. A temperatura da água do jacto incidente e de descarga foram monitorizadas inserindo o sensor dos termopares directamente em contacto com o fluido. Na Figura 4.21. pode observar-se a posição do jacto de água em relação à placa de material compósito. A leitura das temperaturas foi feita por meio de um sistema de aquisição NI-DAQ (Lab View software, SCXI hardware e um PC Pentium a 166 MHz com 32MB de RAM).

O facto de a espessura da placa ser muito pequena quando comparada com as restantes dimensões permite considerar que a condução de calor ocorre só na direcção da espessura (Incropera *et al.*, 1996). Deste modo, este problema de transferência de calor pode ser convenientemente representado por uma equação diferencial parcial unidimensional, que pode ser resolvida utilizando técnicas matemáticas apropriadas. Normalmente, são utilizadas metodologias baseadas em séries infinitas, sendo estas de difícil avaliação.

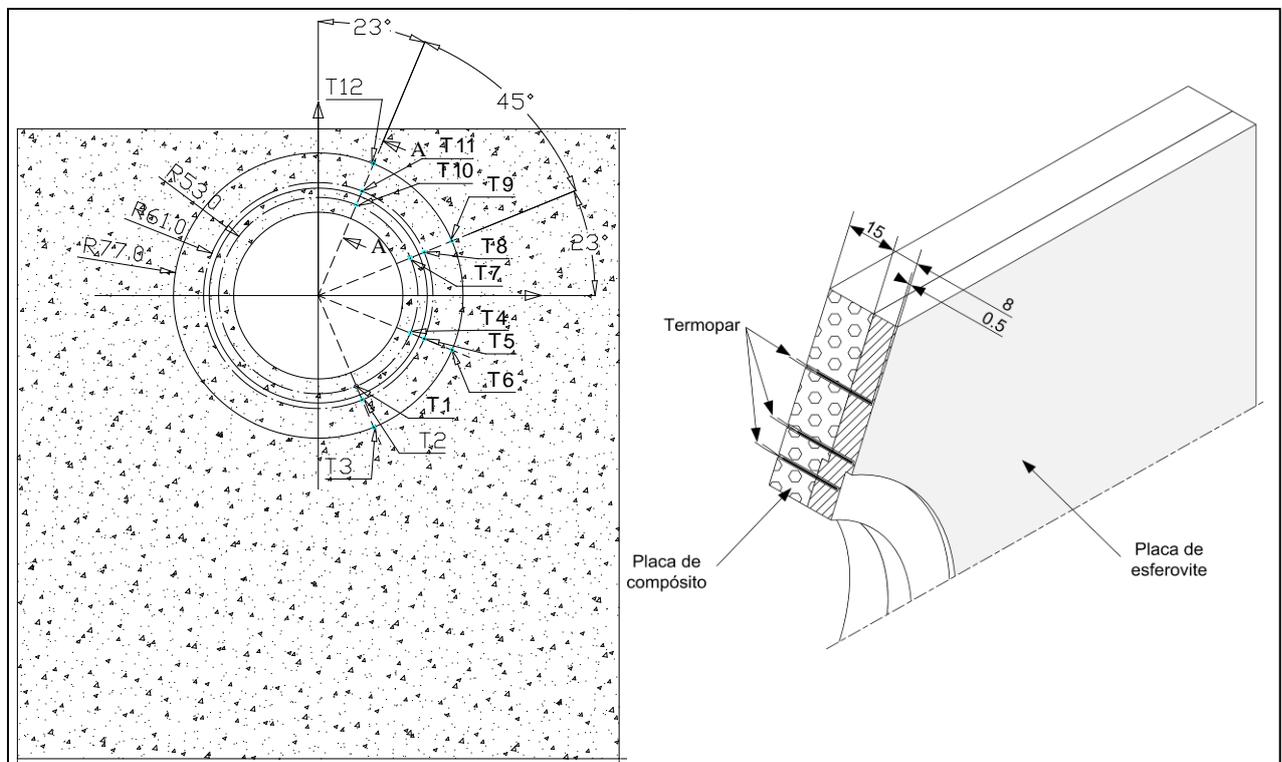


Figura 4.20 Representação esquemática da instalação exp. para determinação do coef. de convecção (h), onde T_i representa a posição dos termopares e R a distancia radial (dimensões da placa:320x340).

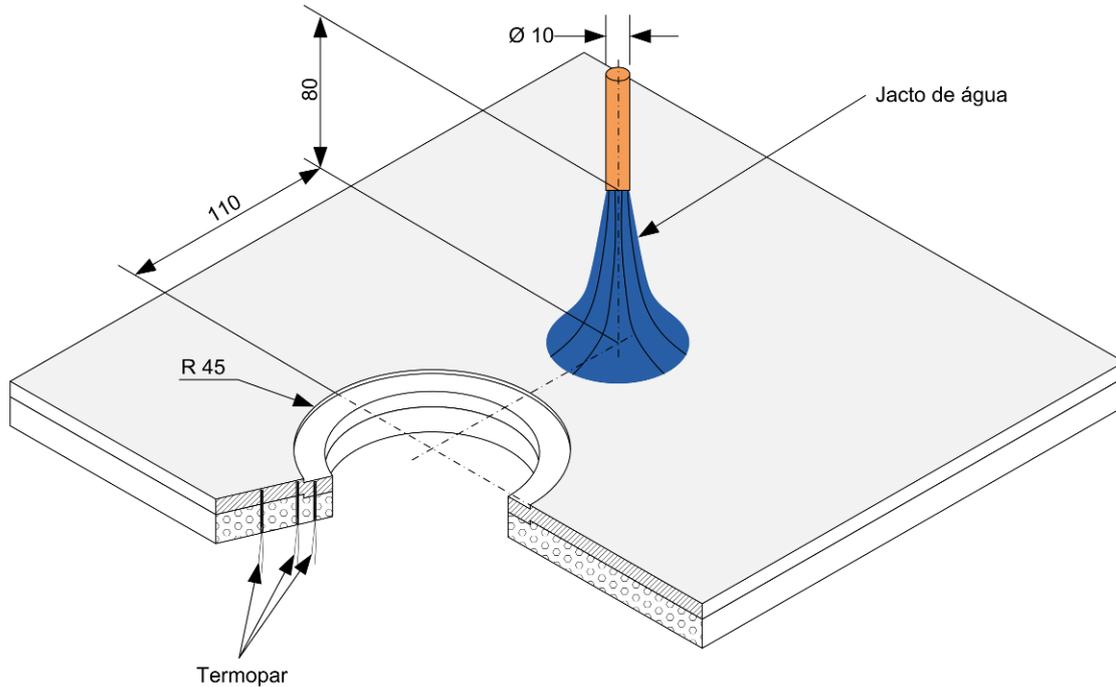


Figura 4.21 Posição do jacto de água em relação à placa (isolada na superfície inferior por uma placa de esferovite) de material compósito.

Os parâmetros representativos do problema térmico em análise são a distância à superfície inferior isolada (x), a espessura da placa (L), o tempo (t), a massa específica (ρ), condutibilidade térmica (k) e o calor específico (C_p) dos materiais compósitos, o coeficiente de transferência de calor por convecção (h), o diâmetro interior do tubo de alimentação (D), o caudal mássico (\dot{m}), viscosidade dinâmica (μ) e temperatura (T_∞) da água, a temperatura média na posição x da placa plana (T) e a temperatura inicial (para $t = 0$) da mesma (T_i). Esta última considerada uniforme. Trata-se de um conjunto de parâmetros demasiado numeroso, mas que pode ser reduzido definindo o problema através de quantidades adimensionais, representativas da distância à superfície isolada inferior (X), das temperaturas (θ), do tempo (o n.º de Fourier, Fo), do caudal mássico do jacto (o n.º de Reynolds, Re) e do coeficiente de transferência de calor convectivo (o n.º de Biot, Bi), desde que definidas da seguinte forma:

$$X = \frac{x}{L}, \quad \theta = \frac{T - T_\infty}{T_i - T_\infty}, \quad Fo = \frac{k t}{\rho C_p L^2}, \quad (4.13)$$

$$Bi = \frac{h L}{k} \quad \text{e} \quad Re = \frac{4 \dot{m}}{\pi D \mu}.$$

Uma solução exacta para este problema de transferência de calor foi proposta por Incropera *et al* (1996), com a seguinte forma:

$$\theta = \sum_{n=1}^{\infty} C_n \exp(-\zeta_n^2 Fo) \cos(\zeta_n X) \quad (4.14)$$

onde o coeficiente C_n é:

$$C_n = \frac{4 \sin(\zeta_n)}{2 \zeta_n + \sin(2 \zeta_n)} \quad (4.15)$$

em que os valores discretos ζ_n são as raízes positivas da seguinte equação transcendental:

$$\zeta_n \tan(\zeta_n) = Bi \quad (4.16)$$

Com excepção do início do processo ($Fo < 0,2$) a solução desta série infinita pode ser aproximada pelo seu primeiro termo (Incropera *et al*, 1996). De forma a automatizar a análise dos dados experimentais, esta útil aproximação foi implementada numa "macro" do programa de cálculo Microsoft Excel (Visual Basic).

Foram realizados experimentalmente vários ciclos de aquecimento e arrefecimento. Nos de aquecimento, a placa de material compósito, a uma temperatura uniforme inicial de $T_i = 5$ °C, foi

subitamente exposta a um jacto vertical de água a $T_{\infty} = 70\text{ }^{\circ}\text{C}$. Nos ciclos de arrefecimento, o processo foi o mesmo mas as temperaturas foram invertidas. Foi encontrada uma boa reprodutibilidade, pelo que só é apresentado aqui um ciclo de cada tipo. Impôs-se, em ambos os casos, o mesmo caudal mássico de água ($\dot{m} = 9,93 \times 10^{-2}\text{ kg/s}$), ao qual corresponde um número de Reynolds $Re = 18190$.

Apresenta-se na Figura 4.22.a) a evolução com o tempo (número de Fourier) da temperatura adimensional média (θ) dos pontos localizados a uma distância adimensional $X = 0,9375$ da face inferior da placa, para um ensaio de arrefecimento e outro de aquecimento.

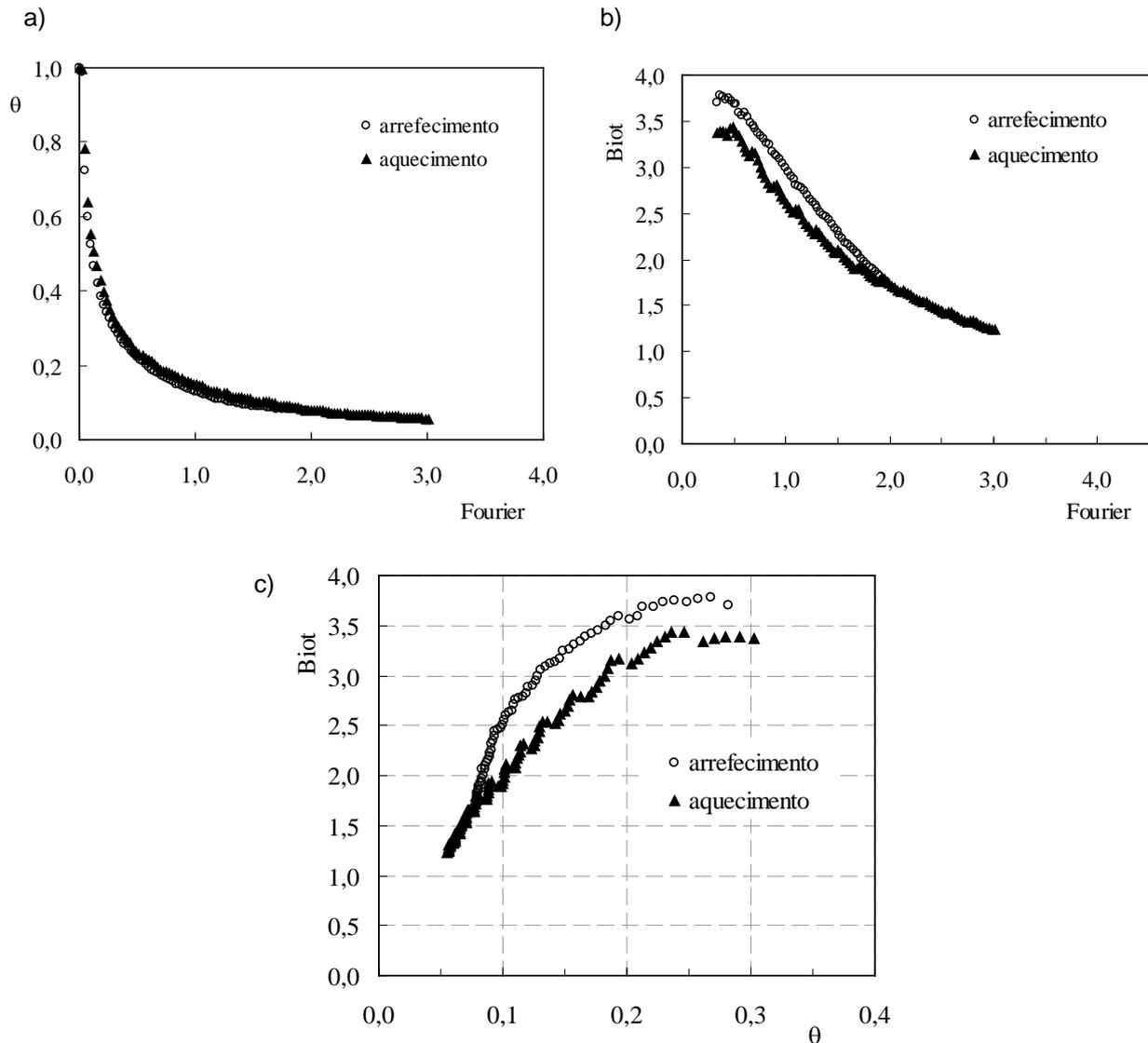


Figura 4.22 a) Variação da temperatura adimensional (para $X = 0.9375$) com o tempo adimensional (nº de Fourier), para ciclos de aquecimento e arrefecimento; b) Variação do coef. de transferência de calor convectivo adimensional (Biot) com o tempo adimensional (Fourier), para ciclos de aquecimento e arrefecimento; c) Variação do coef. de transferência de calor convectivo adimensional (Biot) com a temperatura adimensional, para ciclos de aquecimento e arrefecimento.

Conforme se pode observar, os dois testes são matematicamente idênticos e apresentam uma evolução típica e muito regular de problemas de difusão de calor. A partir da temperatura máxima ($\theta = 1,0$), há um rápido decréscimo da temperatura no princípio do processo, que se torna cada vez mais lento com o decorrer do mesmo, aproximando-se assintoticamente de $\theta = 0,0$.

Na Figura 4.22.b) pode-se observar a evolução com o tempo (representado pelo número de Fourier) do coeficiente de transferência de calor convectivo (representado pelo número de Biot). Independentemente do tipo de teste (aquecimento ou arrefecimento), a evolução dos resultados obtidos

é idêntica, com uma variação do número de Biot entre $Bi = 3,25$ (no início dos processos, $Fo \approx 0,5$) e $Bi = 1,25$ (no fim, $Fo \approx 3,0$). Realça-se o forte decréscimo do número de Biot com a evolução do tempo.

Apresenta-se na Figura 4.22.c) a relação existente entre o número de Biot e a temperatura adimensional. Conforme se pode observar, existe uma relação aproximadamente linear entre estas duas quantidades, a qual representa uma dependência do coeficiente de transferência de calor convectivo (h) com a diferença de temperaturas entre a água e a amostra, $(T_{\infty} - T)$.

Tendo em conta a condutibilidade térmica (k) dos materiais, a gama de variação do número de Biot, entre $Bi = 3,25$ (no início dos processos, $Fo \approx 0,5$, $\theta \approx 0,3$) e $Bi = 1,25$ (no fim, $Fo \approx 3$, $\theta \approx 0,5$) e a dimensão característica das placas ($L = 0,008$ m), resultam variações do coeficiente de transferência de calor (h) entre 73,44 e 190,94 $W/m^2 \text{ } ^\circ C$ para o Asterite, entre 76.56 e 199.06 $W/m^2 \text{ } ^\circ C$ para o Amatis e entre 92,19 e 239,69 $W/m^2 \text{ } ^\circ C$ para o Ultra-quartz. No entanto, o valor do número de Biot considerado no estudo numérico (Capítulo V) foi o valor médio obtido durante a fase de arrefecimento, 2.73. O valor do coeficiente de convecção considerado obteve-se fazendo a média dos h , para o valor de Biot de 2.73, dos três materiais ($h_{\text{Asterite}}=160,5 \text{ } W/m^2 \text{ } ^\circ C$, $h_{\text{Amatis}}=167,3 \text{ } W/m^2 \text{ } ^\circ C$ e $h_{\text{Ultra-quartz}}=201,4 \text{ } W/m^2 \text{ } ^\circ C$) que corresponde a $h_m \approx 175 \text{ } W/m^2 \text{ } ^\circ C$.

4.6. ENSAIOS PARA DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS: TÉCNICA DO FURO INCREMENTAL

Com o objectivo de avaliar o nível de tensões residuais induzidas pelo processo de moldação e maquinaria do furo em lava-louças fabricados com materiais compósitos de partículas, foram avaliados provetes maquinados e não maquinados utilizando a técnica do furo incremental. Pretende-se estudar o comportamento à fadiga destes materiais, utilizados no fabrico de lava-louças, utilizando conjuntamente as tensões residuais e as tensões de origem térmica devidas aos fluxos alternados de água fria e quente.

A técnica do furo incremental (TFI) é uma técnica alternativa e atractiva de determinação de tensões residuais (macrotensões) em aplicações industriais, quando comparada com outras técnicas, nomeadamente com a técnica da difracção de raios-X (DRX). Baseando-se num princípio puramente mecânico, não estando, por esse motivo, limitada a materiais com estrutura cristalina, como acontece com a técnica de difracção de raios-X, a TFI consiste em fazer um pequeno furo na peça e medir as deformações resultantes devido à relaxação de tensões provocada pela presença do furo, usando por exemplo a extensometria eléctrica.

A técnica do furo, como técnica experimental de medição de tensões residuais, foi proposta por Mathar *et al* (1934). Inicialmente só aplicável na determinação de campos de tensão residual uniforme em profundidade, tendo o procedimento sido normalizado pela ASTM na década de 80. O desenvolvimento dos métodos numéricos permitiu aperfeiçoar esta tecnologia de modo a empregá-la na avaliação da distribuição das tensões residuais em profundidade Nobre (2001). A medição de tensões não uniformes em profundidade requer que o furo seja feito de forma incremental até uma profundidade limite que depende do diâmetro do furo. Portanto, para que seja possível avaliar tensões residuais em função da profundidade, as tensões residuais existentes em cada um dos sucessivos incrementos de profundidade deverão ser determinadas com base em medidas de relaxação de deformação realizadas à superfície. Por este motivo o método tem que ser calibrado utilizando para o efeito estados de tensão bem conhecidos. Este processo pode ser realizado por via experimental ou numérica. Na Figura 4.23.a), está esquematizado o princípio da técnica do furo incremental.

Para a determinação das tensões residuais ao longo da profundidade do furo, partindo da relaxação de deformação medida à superfície, existem essencialmente quatro métodos de cálculo (Nobre (2001). O método integral (IM) (Bijak-Zochowski, 1978; Flaman *et al*, 1985; Schajer, 1988) o método da série de potências (MSP) (Schajer, 1981), o método da deformação incremental (MDI) (Kelsey, 1956; Schwarz, 1993; König K) e o método da tensão média (MTM) (Nicola (1986), Vishay (1993)). Outros autores propuseram procedimentos de cálculo para a TFI que podem ser considerados modificações aos métodos indicados (Schwarz, 1993; Wern, 1995). Embora na proximidade da superfície todos estes métodos conduzam a resultados idênticos, nas camadas profundas só o método integral pode conduzir a valores mais precisos por ser teoricamente o método mais correcto. No entanto, este método é extremamente sensível aos erros de medida e a sensibilidade ao erro aumenta com o aumento do número de incrementos. O método diferencial, embora menos preciso na determinação do estado de tensão nas camadas mais profundas, é menos sensível aos erros de medida, razão pela qual foi seleccionado no presente trabalho.

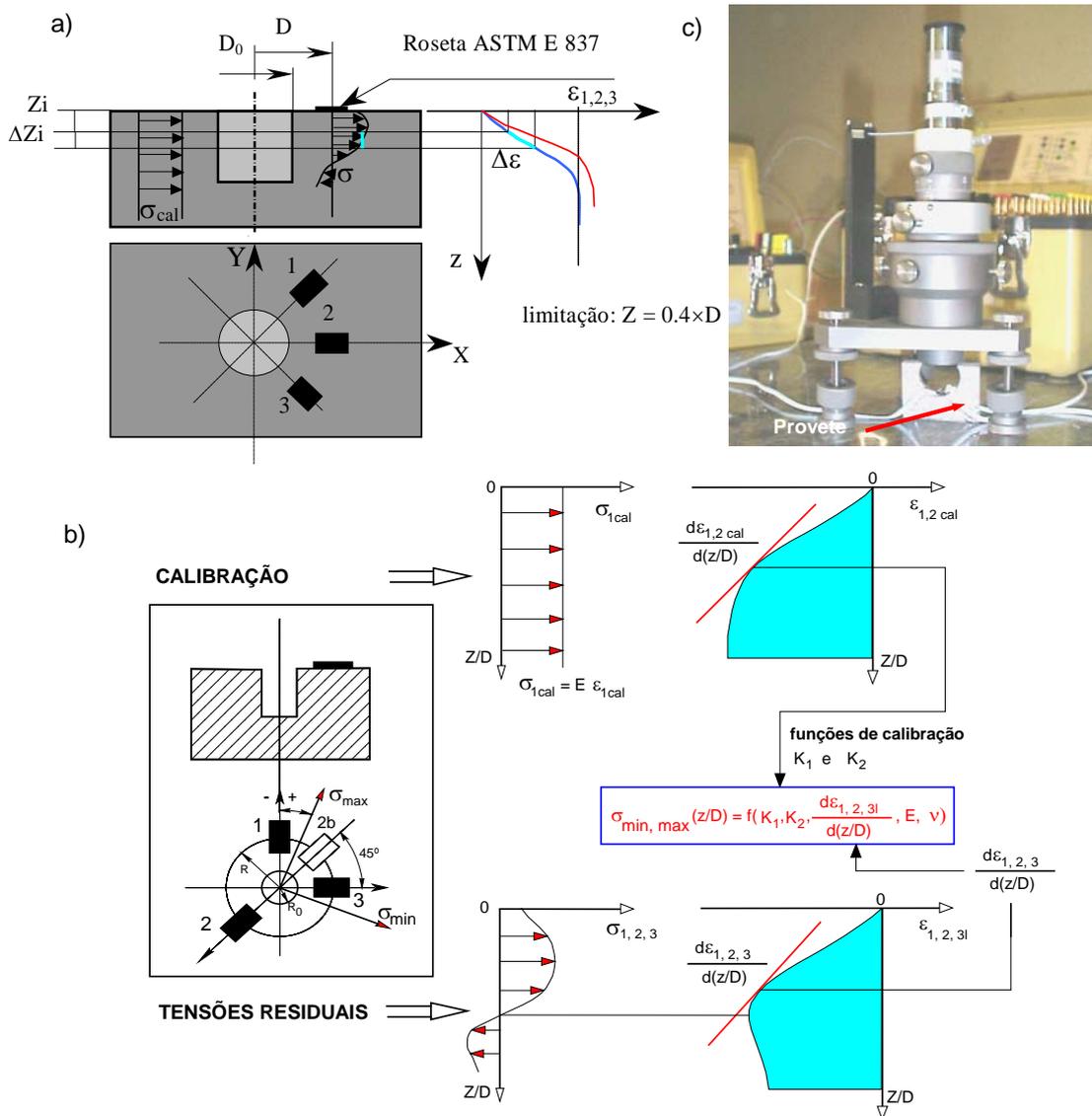


Figura 4.23 a) Representação esquemática da técnica do furo incremental (TFI); b) princípio do método diferencial (MD) (Nobre, 2001); c) equipamento e geometria dos provetes utilizados na avaliação das tensões residuais

Baseado nos trabalhos de Kelsey (1956), Schwarz e Kockelmann (1993) introduziram uma formulação diferencial para o método do furo. Com base na lei de Hooke, demonstra-se que variação de deformação incremental, medida à superfície dos provetes, segundo pelo menos 3 direções distintas (estados planos de tensão), pode ser relacionada com a tensão existente nos sucessivos incrementos de profundidade (z), através de uma equação do tipo:

$$\begin{bmatrix} \frac{d\varepsilon_1}{dz} \\ \frac{d\varepsilon_2}{dz} \\ \frac{d\varepsilon_3}{dz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{K_1}{E} & -\frac{\nu K_2}{E} & 0 \\ -\frac{\nu K_2}{E} & \frac{K_1}{E} & 0 \\ -\frac{\nu K_2}{E} & -\frac{\nu K_2}{E} & \frac{K_1 + \nu K_2}{E} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \end{bmatrix} \quad (4.17)$$

As funções K_1 e K_2 , designadas por constantes de calibração, têm em conta quer a dependência geométrica quer a dependência das propriedades do material. Estas funções podem ser determinadas numericamente ou experimentalmente num provete do material, isento de tensões residuais, ao qual foi imposto uma tensão conhecida σ_{cal} . As curvas de calibração podem ser determinadas pelas equações seguintes:

$$\begin{aligned}
K_1(z) &= \frac{E}{\sigma_{1cal}} \frac{d\varepsilon_{1cal}}{dz} \\
K_2(z) &= \frac{E}{-\nu\sigma_{1cal}} \frac{d\varepsilon_{2cal}}{dz}
\end{aligned}
\tag{4.18}$$

Obtidas as funções de calibração, as tensões residuais em função da profundidade para um caso específico podem ser calculadas a partir das equações (4.17):

$$\left\{ \begin{aligned}
\sigma_1(z) &= \frac{E}{K_1^2 - \nu^2 K_2^2} \left[K_1 \frac{d\varepsilon_1}{dz} + \nu K_2 \frac{d\varepsilon_3}{dz} \right] \\
\sigma_3(z) &= \frac{E}{K_1^2 - \nu^2 K_2^2} \left[K_1 \frac{d\varepsilon_3}{dz} + \nu K_2 \frac{d\varepsilon_1}{dz} \right] \\
\sigma_2(z) &= \frac{E}{K_1^2 - \nu^2 K_2^2} \left[K_1 \frac{d\varepsilon_2}{dz} + \nu K_2 \left(\frac{d\varepsilon_1}{dz} + \frac{d\varepsilon_3}{dz} - \frac{d\varepsilon_2}{dz} \right) \right]
\end{aligned} \right.
\tag{4.19}$$

Obtidas as tensões radiais segundo as direcções dos extensómetros 1, 2 e 3, o círculo de Mohr permite determinar, em cada incremento de profundidade, as tensões residuais principais e a sua direcção:

$$\begin{aligned}
\sigma_{\max, \min} &= \frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2} \pm \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2} \\
\alpha &= \frac{1}{2} \arctan \left(\frac{\sigma_1 + \sigma_3 - 2\sigma_2}{\sigma_3 - \sigma_1} \right)
\end{aligned}
\tag{4.20}$$

Na Figura 4.23.b) está esquematizado o princípio do método diferencial descrito. A formulação anterior requer a diferenciação quer das deformações de calibração, quer das deformações residuais. Este procedimento é contudo problemático porque os dados experimentais apresentam sempre alguma dispersão e os métodos numéricos utilizados na solução das equações diferenciais amplificam essa dispersão. Por este motivo, são utilizadas “splines” para descrever os pontos das curvas experimentais de forma a reduzir a dispersão dos resultados do cálculo das tensões. No entanto, como mostrou Wern (1995), as instabilidades numéricas tornam-se predominantes para profundidades do furo na ordem dos 50% do seu diâmetro, sendo este o limite de aplicação do método diferencial.

i) Procedimento experimental

Os provetes utilizados na avaliação experimental das tensões residuais foram obtidos a partir de peças retiradas da linha de fabrico. Foram considerados três tipos de provetes (Figura 4.23.c)): Provete com um furo maquinado; Provete com a superfície plana maquinada por fresagem; Provete com as superfícies planas não maquinadas.

As dimensões escolhidas para os provetes foram suficientemente grandes de forma a evitar efeitos de bordo (ASTM-E837-94, 1994).

A distribuição das tensões residuais em profundidade foi avaliada, no centro das superfícies maquinadas (parede do furo maquinado e superfície fresada) e na superfície do provete não maquinado, através da técnica do furo incremental. Foi utilizado um equipamento de fresagem de alta velocidade que utiliza uma turbina a ar comprimido (sistema RS-200 da Vishay, Measurements Group, Inc.) que permite a realização de furos cilíndricos cegos. Os furos foram realizados com ajuda de fresas especiais revestidas a nitreto de titânio (TiN) com dois diâmetros diferentes: 1,8 mm (superfície plana) e 0,9 mm (paredes do furo). Para cada diâmetro do furo, a relaxação de deformação foi medida por intermédio de dois tipos de roseta de três extensómetros normalizadas com a designação RE-06-062UM-120 e RE-06-031UM-120, Measurements Group, Inc, respectivamente, usando uma ponte de Wheatstone (sistema P-3500/SB10 - Measurements Group, Inc), onde a montagem dos extensómetros foi feita em 1/4 ponte. Na avaliação dos provetes com superfícies planas fresadas e não fresadas as medições foram efectuadas após cada incremento de profundidade, que variou entre 0,02 mm e 0,08 mm, até uma profundidade de cerca de 1 mm (corresponde à profundidade para qual os métodos de cálculo podem fornecer resultados fiáveis para os diâmetros do furo utilizados (cerca de 1,8 mm) (Schajer, 1988). No caso da avaliação nas paredes do furo maquinado foram utilizados incrementos entre 0,01 e 0,04 até uma profundidade de 0,5 mm. Para os materiais analisados, utilizaram-se as constantes elásticas (E e ν) indicadas na Tabela 4.6 para T=20°C.

4.7. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.7.1. Propriedades mecânicas

O comportamento mecânico observado nestes compósitos depende principalmente da matriz. Polímeros tais como o PMMA, com um valor elevado de módulo de Young à temperatura ambiente, comportam-se como materiais frágeis os quais quebram antes de ocorrer deformação plástica significativa. O PMMA é um material amorfo abaixo da temperatura de 110° C e apresenta uma fractura frágil, em condições normais, abaixo da temperatura de 80° C. Os materiais poliméricos são extremamente sensíveis à velocidade de deformação e à temperatura devido às suas propriedades viscoelásticas. Nestes materiais, à medida que a temperatura diminui ou a velocidade de deformação aumenta, tanto a resistência à tracção como o módulo de Young aumentam. Nos estudos realizados por Cheng *et al* (1990), a temperaturas abaixo da temperatura de transição vítrea e para várias velocidades de deformação, em testes de flexão em três pontos, foi possível observar que tanto a resistência à tracção como a tenacidade à fractura aumentam com o aumento da velocidade de deformação e com a diminuição da temperatura. No entanto, quando a temperatura atinge a região de transição vítrea, as relações entre o comportamento à fractura, velocidade de deformação e a temperatura tornam-se muito complexas. Este comportamento é devido às interacções simultâneas da viscoelasticidade e deformações plásticas localizadas. O mecanismo de fractura, na região de transição vítrea, muda de um modo frágil para um modo dúctil de ruína. Porém o PMMA não apresenta um ponto de amolecimento brusco, tal como outros materiais termoplásticos, mas antes mostra um amolecimento gradual com a temperatura. A temperatura de serviço recomendada para este material é cerca de 50°C, enquanto a temperatura de transição vítrea (T_g) é cerca de 100°C obtida a partir da norma ASTM D648 (1978), para uma tensão de 0.45 MPa. Na Tabela 4.4 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de tracção para o material compósito Ultra-quartz, para a gama de temperaturas 0 a 80 °C. Os resultados obtidos foram comparados com os obtidos anteriormente em outras duas composições Asterite e Amatis, por Ferreira *et al* (1995 e 1997) e Capela (1996). Nesta tabela são indicadas as propriedades mecânicas (resistência à tracção e alongamento à rotura) para cada temperatura de ensaio.

Tabela 4.4 Propriedades mecânicas do Ultra-quartz na gama de temperaturas 0° a 80°.

| T [°C] | Provete Ref. | σ_r [MPa] | ϵ_r [%] |
|--------|--------------|------------------|------------------|
| 0 | UQ00/1 | 29.34 | 0.191 |
| 0 | UQ00/2 | 24.14 | 0.219 |
| 0 | UQ00/3 | 23.51 | 0.165 |
| 10 | UQ10/1 | 13.50 | 0.066 |
| 10 | UQ10/2 | 22.19 | 0.193 |
| 10 | UQ10/3 | 27.07 | 0.215 |
| 20 | UQ20/1 | 24.97 | 0.234 |
| 20 | UQ20/2 | 16.91 | 0.231 |
| 20 | UQ20/4 | 23.95 | 0.207 |
| 40 | UQ40/1 | 23.19 | 0.009 |
| 40 | UQ40/2 | 24.79 | 0.089 |
| 40 | UQ40/3 | 22.59 | 0.133 |
| 60 | UQ60/1 | 18.95 | 0.141 |
| 60 | UQ60/2 | 15.47 | 0.278 |
| 60 | UQ60/3 | 19.04 | 0.301 |
| 80 | UQ80/1 | 16.07 | 0.321 |
| 80 | UQ80/2 | 17.85 | 0.391 |
| 80 | UQ80/3 | 17.23 | 0.275 |

Na Figura 4.24.a) são apresentadas as curvas típicas obtidas nos ensaios de tracção às diversas temperaturas para o material compósito Ultra-quartz. Pode observar-se que o efeito da temperatura na forma das curvas σ - ϵ é significativo: à medida que se aumenta a temperatura, tanto a rigidez como a tensão de rotura diminuem enquanto o alongamento máximo aumenta. Observa-se também que o material apresenta um comportamento frágil que se mantém até à temperatura de 40°C. Este

comportamento é similar ao obtido para os dois outros materiais compósitos, Asterite e Amatis por Ferreira *et al* (1995 e 1997) e Capela (1996).

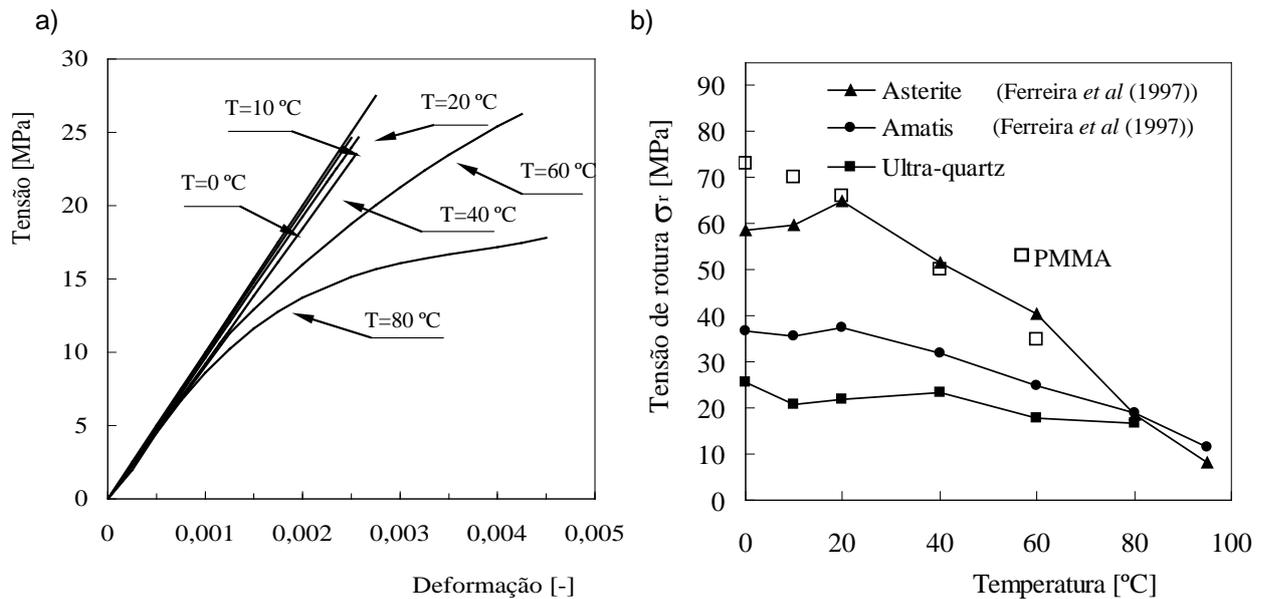


Figura 4.24 a) Curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tracção no material Ultra-quartz; b) Variação da tensão de rotura σ_r com a temperatura.

Na Figura 4.24.b) pode-se observar a variação de tensão de rotura com a temperatura para os três materiais compósitos Ultra-quartz, Amatis e Asterite. O Ultra-quartz apresenta a menor resistência mecânica na gama de temperaturas analisadas. Porém, a sua sensibilidade ao aumento de temperatura é também muito inferior à que se observa nos outros dois materiais, fazendo com que, próximo dos 80 °C, os três materiais apresentem sensivelmente a mesma resistência expressa pela tensão de rotura σ_r . A matriz destes compósitos (PMMA) apresenta uma resistência um pouco superior à do Asterite que é o compósito que apresenta a maior resistência mecânica.

Este comportamento pode ser explicado pelas influências quer da granulometria das partículas quer da fracção volúmica de enchimento, na alteração de resistência do material compósito. Na literatura é frequentemente referido que tanto a fracção volúmica de enchimento como a granulometria das partículas da sílica tem uma influência decisiva nas propriedades destes materiais compósitos de matriz polimérica (Hashemi *et al*, 1996; Meddad *et al*, 1994; Godard *et al*, 1993; Kovacevic *et al*, 1994). A resistência à tracção destes materiais compósitos diminui, em geral, com o aumento do tamanho das partículas e com o aumento da sua fracção volúmica. Este comportamento pode ser observado na Figura 4.24.b) O compósito Asterite com menor a menor fracção volúmica de enchimento e menor tamanho das partículas (44% de sílica e partículas de tamanho de 10 μm), apresenta a resistência mais alta enquanto o compósito Ultra-quartz com 64% de sílica e partículas de tamanho médio de 590 μm apresenta a menor das resistências. No caso do compósito Amatis, observa-se uma resistência intermédia, mantendo-se portanto a mesma tendência.

A diferença de resistências à tracção observada entre o Asterite e o Amatis é devida sobretudo à diferença de granulometria das partículas de enchimento (10 μm para o Asterite contra 350 μm no Amatis), já que os valores relativos à fracção volúmica de enchimento destes dois materiais são muito próximos. No caso do Amatis e o Ultra-quartz, onde a diferença de granulometria das partículas não é tão importante, pode considerar-se que a menor resistência do Ultra-quartz se deve principalmente à maior fracção volúmica de enchimento.

No entanto, com o aumento da temperatura as tendências acima observadas perdem importância, verificando-se que para temperaturas elevadas a resistência fica mais dependente do elemento aglutinador (matriz PMMA).

Na Tabela 4.5 são apresentados os valores para a resistência mecânica à tracção dos três materiais compósitos, obtidos segundo vários modelos teóricos de previsão. Na última linha são indicados os resultados obtidos neste trabalho para análise.

Tabela 4.5 Valores obtidos para a resistência à tracção considerando vários modelos.

| Material Modelos | Asterite [MPa] | Amatis [MPa] | Ultra-quartz [MPa] |
|--|-----------------------|---------------------|---------------------------|
| $\sigma_c = \sigma_m(1 - 1,21V_p^{2/3})$ Nicolais <i>et al</i> (1971) | 19,8 | 17 | 7 |
| $\sigma_c = \sigma_m(1 - V_p^{2/3})$ Jancar <i>et al</i> (1993) | 27,8 | 25,5 | 17 |
| $\sigma_c = \sigma_m(1 - V_p)$ Nascia (1974) | 37 | 34,3 | 23,8 |
| Resultados experimentais | 64,9 | 37,6 | 21,9 |

O modelo mais simples, em que a resistência depende apenas da matriz PMMA (Mascia, 1974), é o que apresenta resultados mais próximos dos obtidos experimentalmente.

Na Tabela 4.6 são apresentadas as propriedades elásticas (módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson) obtidas em ensaios de tracção com recurso à extensometria eléctrica. Para a temperatura 80°C só são apresentados resultados relativos ao compósito Amatis.

A Figura 4.25.a) e c) apresentam a variação do módulo de elasticidade e do coeficiente de Poisson ν , respectivamente, em função da temperatura para os três materiais ensaiados. Nesta figura são ainda apresentados resultados do módulo de Young para a matriz PMMA, obtidos da literatura (Cheng *et al* (1990)).

Tabela 4.6 Constantes elásticas dos três materiais na gama de temperaturas 0-80 °C.

| Material | T [°C] | Módulo de Young, E [GPa] | Coeficiente de Poisson, ν [-] |
|---------------------|---------------|---------------------------------|---|
| Ultra-quartz | 0 | 15.1 | 0.22 |
| | 20 | 13.4 | 0.22 |
| | 20 | 13.5 | 0.22 |
| | 40 | 11.8 | 0.23 |
| | 40 | 11.8 | 0.23 |
| | 60 | 9.8 | 0.23 |
| | 60 | 10.5 | 0.23 |
| Amatis | 0 | 8.8 | 0.21 |
| | 0 | 8.8 | 0.26 |
| | 20 | 8.0 | 0.24 |
| | 20 | 8.1 | 0.24 |
| | 40 | 7.4 | 0.26 |
| | 40 | 7.3 | 0.25 |
| | 60 | 5.6 | 0.25 |
| | 60 | 5.8 | 0.36 |
| Asterite | 0 | 9.4 | 0.25 |
| | 20 | 8.8 | 0.25 |
| | 20 | 8.9 | 0.24 |
| | 40 | 8.1 | 0.26 |
| | 40 | 8.1 | 0.26 |
| | 60 | 7.0 | 0.28 |
| | 60 | 7.0 | 0.27 |
| | 80 | 4.8 | 0.32 |
| | 80 | 4.7 | 0.33 |

O módulo de elasticidade apresenta uma variação com a temperatura semelhante à que foi observada para a resistência à tracção, ou seja, à medida que a temperatura aumenta o módulo de elasticidade diminui. Este tipo de comportamento foi o obtido com os três materiais compósitos, embora de forma mais acentuada no caso do Ultra-quartz. Este compósito apresenta também os valores mais elevados de módulo, enquanto o PMMA apresenta os mais baixos. Consequentemente, a adição de partículas de sílica aumenta significativamente a rigidez do material compósito. As diferenças observadas entre os vários materiais diminuem com o aumento da temperatura.

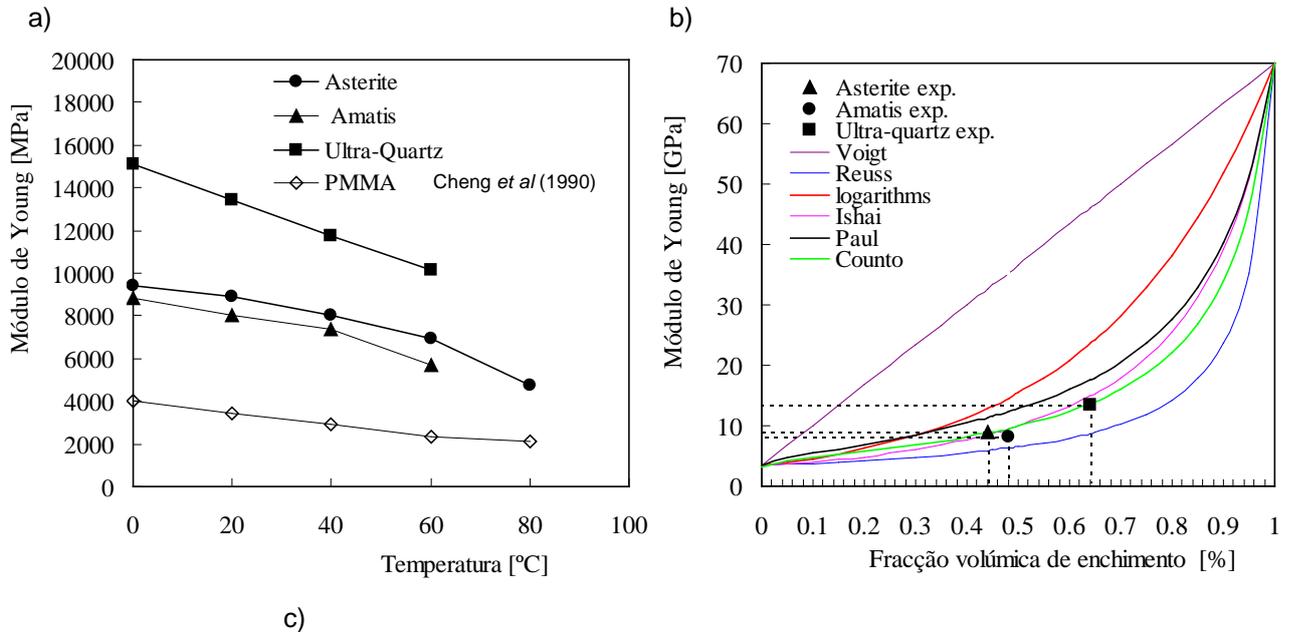


Figura 4.25 a) Variação do módulo de Young com a temperatura; b) Previsões teóricas para o cálculo do módulo dos materiais compósitos ($E_m=3.5$ GPa e $E_p=70$ GPa); c) Variação do coeficiente de Poisson ν com a temperatura.

Os valores de módulo de Young dos compósitos Amatis e Ultra-quartz estão de acordo com a tendência geralmente observada de um aumento de rigidez com a fracção volúmica de partículas (Ahmed *et al* (1990)). No entanto, no que se refere à comparação dos compósitos Asterite e Amatis, observa-se um comportamento inverso que se atribui à pequena diferença das fracções volumétricas e à influência do tamanho de partículas que neste caso são muito diferentes: $10 \mu\text{m}$ no Asterite e $350 \mu\text{m}$ no Amatis. Em geral o módulo aumenta com a redução do tamanho das partículas, argumentando-se nesse sentido que partículas mais pequenas permitem uma melhor adesão à matriz, em virtude de um inerente aumento da área superficial global de um dado volume de partículas.

Na Tabela 4.7 são apresentados os valores médios dos módulos de Young obtidos experimentalmente neste trabalho, à temperatura ambiente, e os valores indicados pela *ICI* para os três materiais compósitos. São, também, apresentados os valores relativos à fracção volúmica da sílica e os valores dos módulos da sílica e da matriz PMMA (Cheng *et al*, 1990; Kurz, 1995).

Tabela 4.7 Módulos de Young para os três materiais compósitos: Asterite, Amatis e Ultra-quartz.

| Material | Sílica | | PMMA | Compósito | |
|---------------------|-----------|-------------|-------------|------------------|-----------------|
| | V_p [%] | E_p [GPa] | E_m [GPa] | E_c [GPa] (**) | E_c [GPa] (*) |
| Asterite | 44 | 70 | 3.5 | 8.5 | 8.9 |
| Amatis | 48 | | | 8.2 | 8.1 |
| Ultra-quartz | 64 | | | - | 13.5 |

(*) - Valores experimentais em tracção (norma ASTM D638 (1980)); (**) - Valores de *ICI* em flexão (ISO 178-1983 Standard).

Na tabela, V_p é a fracção volúmica das partículas de sílica e E_p , E_m e E_c são os módulos de Young das partículas de sílica, da matriz PMMA e do compósito, respectivamente.

Foram observadas diferenças pouco significativas entre os valores experimentais e os valores indicados pela *ICI* para o módulo de Young dos compósitos (Asterite e Amatis). Estas diferenças podem ser atribuídas aos diferentes tipos de ensaios utilizados: tracção no estudo realizado e de flexão nos ensaios da *ICI* (ISO 178-1993 Standard).

São citados na literatura (Ahmed *et al* (1990)) vários modelos para relacionar o módulo de Young com a fracção volúmica de enchimento. A forma mais simples de modelar o módulo de Young de um material compósito é estabelecer os limites fornecidos pelos modelos Voight e Reuss. No modelo Voight (elementos paralelos) cada componente é sujeito à mesma deformação e o módulo de Young do compósito é dado pela equação (3.13). No caso do modelo de Reuss (elementos em série) cada componente foi sujeito à mesma tensão e o módulo de Young do compósito é dado pela equação (3.14).

Os valores obtidos para o módulo a partir dos modelos Reuss e Voight, estabelecem os limites ao comportamento destes materiais. Vários modelos foram propostos para estabelecer previsões intermédias entre os dois modelos (Voight e Reuss). Nesses modelos, certas combinações dos componentes de fase são assumidas serem sujeitas a uma deformação constante. Outros modelos utilizam métodos de “embedding” introduzindo uma simplificação grosseira na microestrutura, de modo a lidar de forma mais realista com a distribuição interna de tensões e deformações.

Todas estas abordagens são comparadas por Ahmed *et al* (1990) e mostram que os métodos “embedded” fornecem previsões que apresentam uma melhor concordância com os dados experimentais, para uma mais vasta gama de fracções volúmicas de enchimento e para uma larga variedade de materiais.

Na tabela 4.8. são apresentados os valores dos módulos de Young dos três materiais compósitos, estimados segundo vários modelos teóricos. Na última linha são indicados os resultados obtidos neste trabalho para comparação.

Tabela 4.8 Valores obtidos para o módulo de Young considerando vários modelos.

| Modelos teóricos | Módulo [GPa] | | |
|----------------------------------|-----------------|---------------|---------------------|
| | Asterite | Amatis | Ultra-quartz |
| <i>Voight</i> | 32.7 | 35.4 | 46 |
| <i>Reuss</i> | 5.8 | 6.3 | 8.7 |
| <i>Logarítmo</i> | 12.9 | 14.5 | 23.6 |
| <i>Ishai</i> | 8.6 | 9.5 | 14.9 |
| <i>Paul</i> | 11.3 | 12.3 | 17.6 |
| <i>Counto</i> | 8.8 | 9.6 | 13.7 |
| Resultados deste trabalho | 8.9 | 8.1 | 13.5 |

Pode-se verificar que os modelos Counto e Ishai apresentam as melhores previsões, próximas dos resultados experimentais, enquanto os modelos Paul e logarítmo apresentam valores intermédios entre o modelo de Reuss e o modelo de Voight.

Na Figura 4.25.b) são apresentadas as curvas relativas à variação do módulo em função da fracção de enchimento, para os modelos considerados anteriormente. Estas curvas foram todas obtidas considerando $E_m=3.5$ GPa (Kurz *et al*, 1995) e $E_p=70$ GPa (Jackson *et al*, 1990) para os três compósitos. São indicados os valores experimentais obtidos para os três compósitos. As conclusões acima indicadas podem ser também claramente observadas nesta figura.

As teorias que envolvem estes modelos de previsão, para um dado conjunto partícula-matriz, são só função da fracção volúmica de enchimento e não do tamanho da partícula. No entanto, Lewis *et al* (1970) and Spanoudakis *et al* (1984) observaram que o módulo aumenta geralmente com a diminuição do tamanho das partículas constituintes de um sistema de enchimento. Lewis *et al* (1970) consideraram que à medida que o tamanho das partículas diminuem a área da superfície aumenta proporcionando uma ligação eficiente e, por outro lado, aumentando a tendência para a formação de aglomerados de partículas.

As propriedades dos compósitos podem também ser afectadas pela forma das partículas. Bueche (1957) observou que diferentes formas das partículas resultam em diferentes propriedades mecânicas, sendo este efeito especialmente pronunciado no caso de partículas não esféricas e com formas alongadas, onde uma orientação preferencial pode modificar significativamente o comportamento à deformação.

No entanto a análise da influência do tamanho da partícula no módulo de Young não é consistente: Vollenberg *et al* (1986) observaram, como neste trabalho, que partículas finas de sílica e partículas de giz são mais efectivas no módulo do poliestireno. Eles tentaram explicar estes resultados com a formação de uma matriz mais densa na região interfacial. Contudo, Maloney *et al* (1986) não observaram qualquer efeito do tamanho das partículas no compósito de resina epóxida-sílica.

Relativamente ao coeficiente de Poisson ν (Figura 4.25.c)), não foi observada diferença significativa entre os três materiais compósitos, embora o Ultra-quartz apresente valores um pouco mais baixos. No caso do Amatis e do Asterite verifica-se um ligeiro aumento de ν com o aumento da temperatura, enquanto no Ultra-quartz não se verifica qualquer influência da temperatura.

4.7.2. Tenacidade à fractura

O parâmetro K_{1c} ou K_c é fundamental para o estudo de materiais em termos de resistência à fissuração. Na análise de componentes contendo defeitos, K_{1c} têm uma importância equivalente à tensão de cedência ou à resistência à tracção em peças sem defeito. Da análise da equação 3.22 ($Y\sigma_c\sqrt{\pi a_c} = K_c$) pode-se verificar que quando K_{1c} (K_c) aumenta, tanto a tensão aplicada como o comprimento da fenda podem também aumentar, tornando possível a utilização de tensões admissíveis mais elevadas ou tolerar maiores defeitos. Pode-se definir resistência residual numa estrutura como a capacidade de resistência à fractura da estrutura na presença de um defeito. Um aumento da resistência do material K_{1c} , traduz-se num aumento de σ_c e no conseqüente incremento da resistência residual. Por outro lado, a resistência residual aumenta também quando a dimensão do defeito diminui.

Na Tabela 4.9 são apresentados os resultados obtidos para o material Ultra-quartz em ensaios de determinação da tenacidade à fractura, utilizando provetes CT de acordo com a metodologia já descrita. (determinação de K_c (G_c)). Foram obtidos valores válidos de K_c para todas as temperaturas com excepção dos ensaios realizados a 80°C. Os resultados obtidos são comparados com os obtidos anteriormente em outras duas composições deste tipo de materiais (Asterite e Amatis) por Ferreira *et al* (1995 e 1997) e Capela (1996).

O valor de P_Q usado no cálculo de K_Q está também indicado nesta tabela. O critério de invalidação dos ensaios realizados no material foi $P_{m\acute{a}x}/P_{5\%}>1,1$. Verificou-se também a não observância do critério $B>2,5(K_c/\sigma_y)$ em todos os ensaios em virtude da espessura disponível na peça de onde foram retirados os provetes ser cerca de 7 mm. Este valor é bastante inferior ao recomendado na norma para cumprir a relação $B=W/2$ com $W=36$ mm. Porém, uma vez que o objectivo deste estudo é a verificação dos modos de ruína frágil nos lava-louças interessa, sobretudo, obter os valores da tenacidade à fractura para a espessura utilizada naquela aplicação, independentemente de serem ou não valores mínimos de tenacidade.

Tabela 4.9 Valores de K_Q e G_c a várias temperaturas no Ultra-quartz.

| Temp. [°C] | Proвете Ref. | B [mm] | P _Q [kN] | K _Q [MPa√mm] | G _Q [J/m ²] |
|------------|--------------|--------|---------------------|-------------------------|------------------------------------|
| 0 | UQ00 - 1 | 8.9 | 0.298 | 50.8 | 491.0 |
| 0 | UQ00 - 2 | 8.4 | 0.325 | 65.9 | 566.2 |
| 0 | UQ00 - 3 | 8.1 | 0.323 | 64.9 | 542.2 |
| 10 | UQ10 - 1 | 8.9 | 0.338 | 55.2 | 473.7 |
| 10 | UQ10 - 2 | 7.6 | 0.285 | 55.9 | 464.4 |
| 10 | UQ10 - 3 | 8.7 | 0.312 | 54.7 | 505.0 |
| 20 | UQ20 - 1 | 8.4 | 0.233 | 52.7 | 334.9 |
| 20 | UQ20 - 2 | 8.6 | 0.288 | 61.3 | 494.8 |
| 20 | UQ20 - 3 | 8.8 | 0.330 | 65.7 | 560.4 |
| 40 | UQ40 - 1 | 9.4 | 0.250 | 49.0 | 341.2 |
| 40 | UQ40 - 2 | 8.8 | 0.259 | 51.5 | 432.9 |
| 40 | UQ40 - 3 | 8.6 | 0.272 | 56.4 | 506.6 |
| 60 | UQ60 - 1 | 8.3 | 0.200 | 44.3* | 349.6 |
| 60 | UQ60 - 2 | 9.5 | 0.331 | 59.3 | 625.1 |
| 60 | UQ60 - 3 | 9.5 | 0.249 | 48.3 | 414.0 |
| 80 | UQ80 - 1 | 8.8 | 0.247 | 50.3 | 737.3 |
| 80 | UQ80 - 2 | 8.6 | 0.256 | 52.2 | 722.7 |
| 80 | UQ80 - 3 | 8.8 | 0.268 | 55.6 | 752.4 |

* - $P_{máx}/P_{5\%} > 1,1$

A variação da tenacidade K_Q (K_c) em função da temperatura encontra-se representada na Figura 4.26.a) para três materiais compósitos e para o material da matriz destes materiais (PMMA).

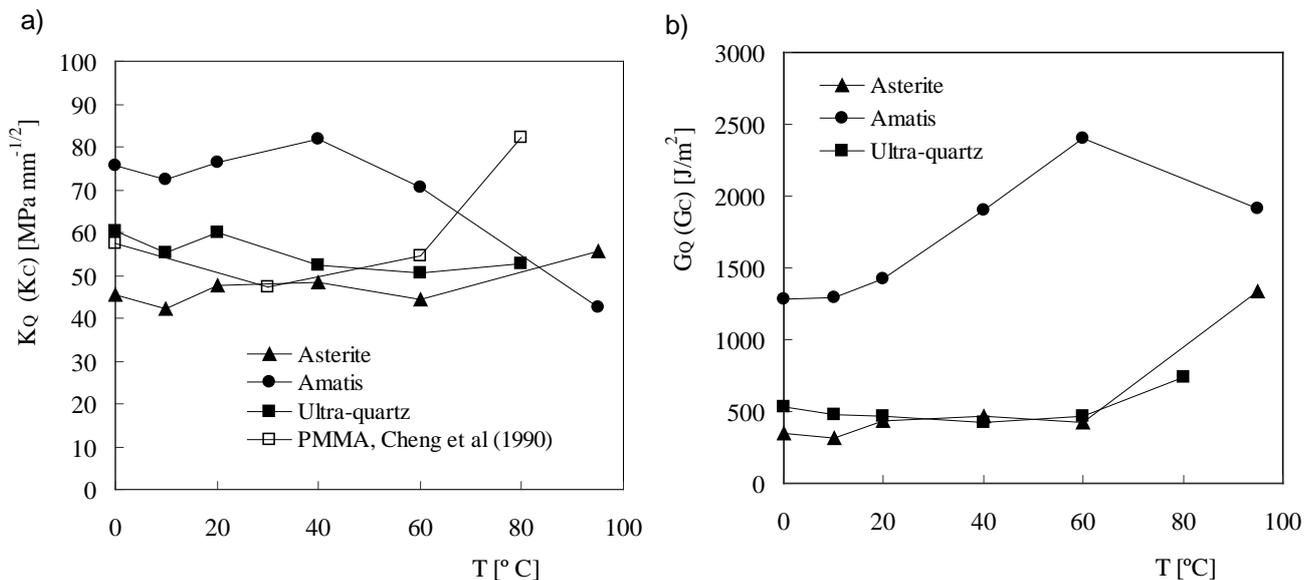


Figura 4.26 a) Variação K_Q (K_c) com a temperatura; b) Variação de G_Q (G_c) com a temperatura.

O compósito Ultra-quartz apresenta valores de tenacidade K_c pouco superiores aos obtidos para o compósito Asterite. A matriz (PMMA) apresenta também valores da mesma ordem de grandeza. Observa-se ainda que a tenacidade K_c varia pouco com a temperatura no Ultra-quartz, e Asterite. O compósito Amatis apresenta valores de tenacidade K_c bastante mais elevados que os outros dois compósitos e para temperaturas acima de 40 °C observa-se uma redução deste parâmetro com o aumento da temperatura. Os três compósitos apresentam valores de tenacidade K_c para a temperatura de 80 °C. A matriz PMMA apresenta valores de tenacidade à fractura próximas dos valores dos compósitos Asterite e Amatis, até temperaturas de cerca de 60 °C. O PMMA apresenta um forte aumento da tenacidade com o aumento da temperatura, acima de 60 °C, com valores acima dos três materiais compósitos.

A tenacidade à fractura expressa pelo parâmetro G_Q foi calculada a partir da energia U estimada a partir da área abaixo de uma curva carga versus deslocamento do ponto de aplicação da carga, através da expressão:

$$G = \eta U/B.(W-a) \quad (4.21)$$

onde η é um coeficiente adimensional de correcção da componente de tracção na carga aplicada, tal como é definido na norma para o cálculo do integral J . B , W e a são os parâmetros geométricos indicados na Figura 4.2.b). Na Figura 4.26.b) são apresentadas as curvas de variação de G_Q (G_c) com a temperatura para os três materiais ensaiados. As tendências observadas são as mesmas que as referidas para K_Q .

A adição de partículas rígidas e frágeis a uma matriz polimérica normalmente provoca uma diminuição da resistência mecânica à tracção e de um aumento da resistência à propagação de fendas. Parece haver uma relação entre energia de fractura, tamanho das partículas, espaçamento inter-partículas e topografia da superfície de fractura, Kinlock *et al* (1983). Para uma dada fracção volúmica de enchimento, o aumento do tamanho das partículas vai obrigar a um aumento na dificuldade de as transpor. Esta dificuldade resulta de as partículas funcionarem como obstáculo à normal propagação da fenda obrigando a fenda a mudar para direcções não perpendiculares à solicitação e consequentemente menos favoráveis à sua propagação (menores valores de K). Há outro efeito que é o aumento por este processo da área de fractura. No entanto, é de esperar que exista um valor óptimo de compromisso entre tamanho de partículas e fracção volúmica de enchimento que maximiza o valor da tenacidade deste tipo de materiais.

O maior valor de tenacidade do Amatis relativamente ao Asterite é sustentada pelas relações apresentadas, com base no seu maior tamanho de partículas, apesar de não se poder falar de igualdade de espaçamento inter-partículas já que a fracção volúmica de enchimento é pouco diferente nos dois materiais. No caso do Ultra-quartz o efeito favorável do maior tamanho das suas partículas tem uma influência menos importante na tenacidade quando comparada com o efeito desfavorável de um excesso da fracção volúmica de enchimento que caracteriza este material. No caso do Ultra-quartz ultrapassou-se o valor óptimo do binómio tamanho/fracção volúmica de enchimento.

4.7.3. Resistência à fadiga

Nesta secção são apresentados os resultados de um estudo de fadiga a amplitude de carga constante e variável. Estes testes foram realizados em provetes entalhados com um furo central em compósitos de matriz polimérica acrílica e enchimento de partículas. Os ensaios a amplitude de carga constante foram realizados a duas temperaturas e a duas razões de tensão. Uma tensão equivalente foi utilizada para relacionar as vidas de fadiga com a história da amplitude variável por blocos. Os ensaios de propagação de fenda de fadiga foram também realizados à temperatura ambiente, para $R=0$ e para $R=-0,75$. Com a realização deste estudo pretendeu-se estabelecer o risco de falha por fadiga e analisar a tolerância de defeitos em condições de serviço.

4.7.3.1. Curvas S-N

Os resultados da resistência à fadiga em tracção são apresentados nas Figuras 4.27.a) e b). A Tabela 4.10. apresenta os resultados dos ensaios de fadiga a amplitude de tensão constante em provetes com furo central para os três materiais compósitos, para uma temperatura de 20° C e para razões de tensão de $R=0$ e $R=-0,75$. A geometria dos provetes utilizados nestes ensaios são apresentados na Figura 4.7. Estes resultados são representados em termos de tensão máxima σ_{max} versus o número de ciclos até à falha do provete N_f . Os provetes de Ultra-quartz apresentam o mais baixo valor de resistência à fadiga enquanto os Asterite apresentam a resistência mais elevada. Esta tendência está em concordância com os resultados obtidos para a resistência mecânica estática e, consequentemente o material compósito com o menor tamanho de partícula (10 μ m) e maior resistência à tracção, apresenta também a maior resistência à fadiga. A tenacidade à fractura apresenta no entanto tendências contrárias.

A vida total de fadiga de um componente pode ser expressa pela soma da vida gasta para iniciar a fenda, N_i , com a vida gasta na sua propagação N_p ($N = N_i + N_p$). Dependendo de vários factores, a vida pode ser função de uma destas fases. No caso de materiais compósitos com uma matriz frágil, como é o caso da matriz PMMA, a resistência à fadiga depende grandemente da fase de iniciação da fenda. Uma vez iniciada a fenda a sua propagação é um processo relativamente rápido. Por esse motivo, estes materiais são muito sensíveis à introdução de pontos de iniciação de fenda (como é o caso dos enchimentos). Com o aumento do tamanho das partículas a resistência à fadiga total tende a diminuir.

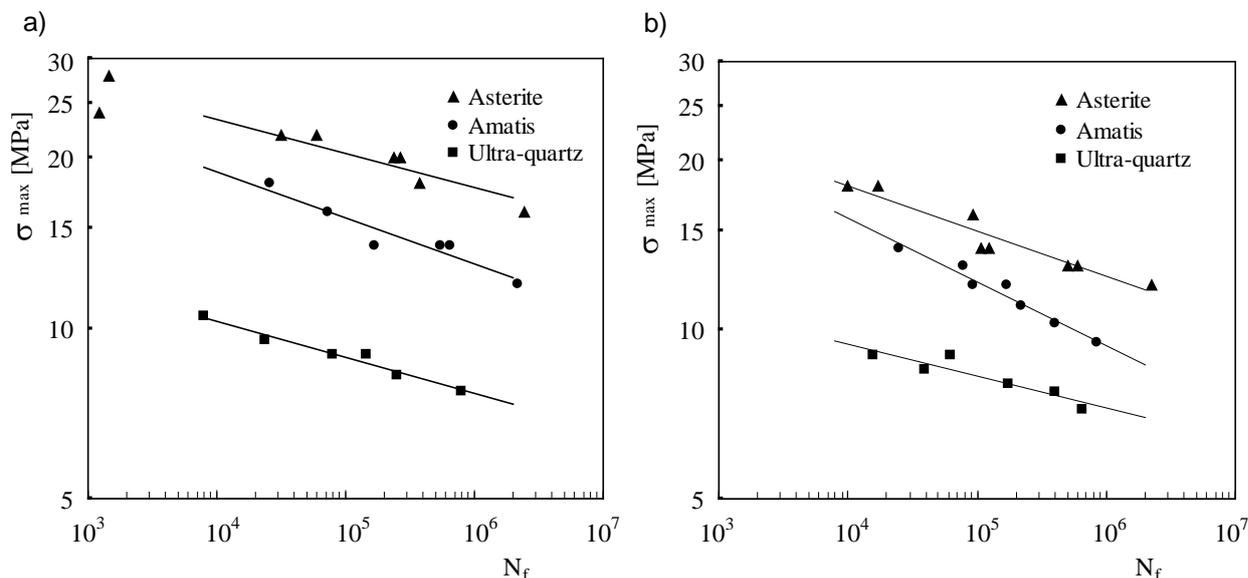


Figura 4.27 a) Curvas S-N para os três materiais, $T=20^\circ\text{C}$ e $R=0$; b) Curvas S-N para os três materiais, $T=20^\circ\text{C}$ e $R=-0,75$.

As partículas de reforço interceptadas pelas superfícies livres são sujeitas a uma maior tensão que as partículas completamente embebidas na matriz. Por essa razão a vida de iniciação da fenda de fadiga no material diminui. Levin *et al* (1993) observaram através de uma análise por elementos finitos que as partículas de reforço interceptadas pelas superfícies livres são sujeitas a uma tensão superior a 1,5 vezes o valor da tensão das partículas localizadas no interior da matriz.

As Figuras 4.28.a), b) e c) mostram a influência da razão de tensão na resistência à fadiga à temperatura de 20°C de provetes de Asterite, Amatis e Ultra-quartz, respectivamente.

O comportamento observado, no caso do Asterite e Amatis, foi o esperado, isto é, a resistência à fadiga é mais baixa para $R=-0,75$ do que para $R=0$. Consequentemente, nestes materiais a parte compressiva do ciclo de fadiga tem uma influência significativa na resistência à fadiga. Nos materiais dúcteis, esta influência na velocidade de crescimento de fenda é muitas vezes explicada em termos de fenómeno de fecho de fenda (Raju *et al*, 1979). Por esse motivo, a parte compressiva do ciclo de carga reduz a carga de abertura da fenda, donde resultam valores efectivos mais altos de ΔK . No caso de materiais frágeis, é menos provável que o fenómeno de fecho de fenda possa explicar uma eventual influência da razão de tensão.

Na Figura 4.28.c) pode-se observar que no caso do Ultra-quartz a razão de tensão tem uma pequena influência na velocidade de crescimento da fenda de fadiga. Neste material as partículas de enchimento apresentam o maior tamanho e a maior fracção volúmica de enchimento. Por esse motivo, este material apresenta relativamente aos outros, um comportamento mais frágil.

A influência da temperatura na resistência à fadiga pode ser observada nas Figuras 4.29.a), b) e c) para os três materiais. O aumento da temperatura de 20°C para 60°C tem como consequência uma diminuição da resistência à fadiga para o Asterite e Amatis. No caso do Ultra-quartz esta influência não é observada. Verifica-se inversamente que para valores mais elevados de vida, ocorre um melhoramento da resistência à fadiga devido ao aumento da temperatura. Não foram obtidas tensões limites de fadiga apesar de alguns resultados estarem acima dos 10^6 ciclos.

Tabela 4.10 Resultados dos ensaios de fadiga a amplitude constante em provetes de furo central.

| Material | Ref. provete | R | σ_{\max} [MPa] | N _f |
|--------------|--------------|-------|-----------------------|----------------|
| Asterite | Ast F01 | 0 | 28 | 1447 |
| | Ast F02 | 0 | 20 | 239931 |
| | Ast F03 | 0 | 22 | 31786 |
| | Ast F04 | 0 | 20 | 267392 |
| | Ast F05 | 0 | 18 | 376094 |
| | Ast F06 | 0 | 24 | 1222 |
| | Ast F07 | 0 | 16 | 2416084 |
| | Ast F2-01 | 0 | 22 | 59994 |
| | Ast F07a | -0,75 | 16 | 92347 |
| | Ast F08 | -0,75 | 18 | 17272 |
| | Ast F09 | -0,75 | 14 | 106521 |
| | Ast F10 | -0,75 | 12 | 2219238 |
| | Ast F10a | -0,75 | 13 | 502868 |
| | Ast F11 | -0,75 | 14 | 124629 |
| | Ast F2-02 | -0,75 | 18 | 9892 |
| Ast F2-04 | -0,75 | 13 | 601847 | |
| Amatis | Am F01 | 0 | 18 | 25663 |
| | Am F02 | 0 | 14 | 642805 |
| | Am F04 | 0 | 16 | 73162 |
| | Am F05 | 0 | 14 | 166438 |
| | Am F06 | 0 | 12 | 2153152 |
| | Am F08 | 0 | 14 | 551270 |
| | Am F09 | -0,75 | 12 | 93295 |
| | Am F10 | -0,75 | 12 | 169799 |
| | Am F11 | -0,75 | 11 | 219512 |
| | Am F12 | -0,75 | 10,3 | 397608 |
| | Am F2-01 | -0,75 | 13 | 78680 |
| | Am F2-02 | -0,75 | 14 | 24635 |
| Am F2-03 | -0,75 | 9,5 | 860082 | |
| Ultra-quartz | UQ F01 | 0 | 8,3 | 253157 |
| | UQ F02 | 0 | 9,5 | 23936 |
| | UQ F03 | 0 | 7,8 | 785992 |
| | UQ F04 | 0 | 9 | 80183 |
| | UQ F05 | 0 | 9 | 146825 |
| | UQ F2-05 | 0 | 10,5 | 8012 |
| | UQ F06 | -0,75 | 7,2 | 656921 |
| | UQ F08 | -0,75 | 9 | 63034 |
| | UQ F09 | -0,75 | 7,8 | 406772 |
| | UQ F11 | -0,75 | 8 | 176799 |
| | UQ F2-02 | -0,75 | 9 | 15624 |
| UQ F2-03 | -0,75 | 8,5 | 39809 | |

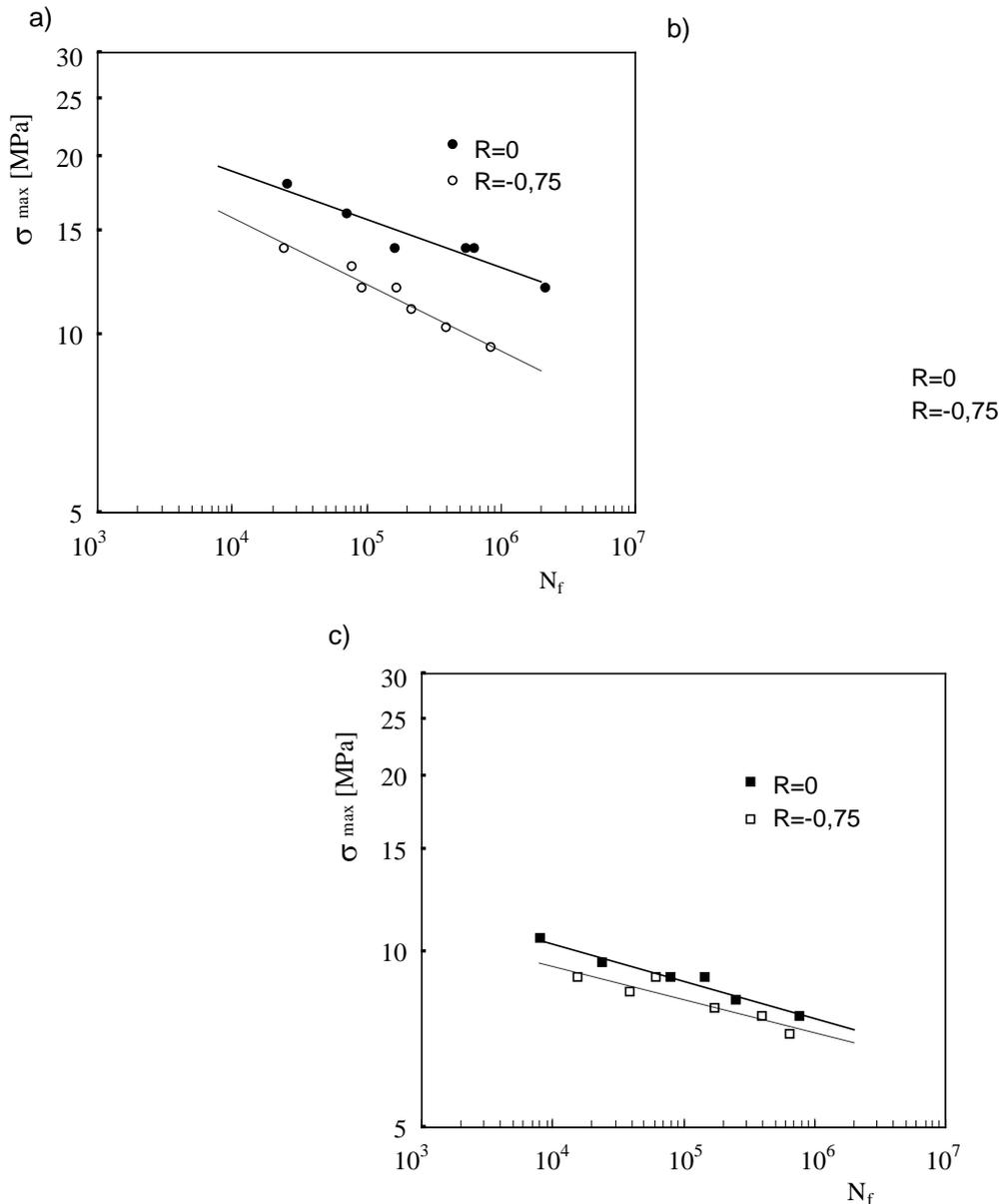


Figura 4.28 a) Influência de R nas curvas S-N do compósito Asterite para T=20° C; b) Influência de R nas curvas S-N do compósito Amatis para T=20° C; c) Influência de R nas curvas S-N do compósito Ultra-quartz para T=20°C.

No caso do Asterite e do Amatis a temperatura afecta todas as gamas de amplitude de tensão analisadas. Os declives das curvas S-N são similares para as duas temperaturas consideradas.

Na Tabela 4.11 são apresentados os valores em percentagem da redução da resistência estática e da resistência à fadiga (para 10^4 ciclos), para as duas temperaturas consideradas (T=20 e T=60°C). A redução da resistência à fadiga com a temperatura apresenta a mesma tendência verificada nos ensaios de resistência estática. No entanto, a variação da resistência à fadiga para 10^4 ciclos (em % e para as duas temperaturas) é mais baixa que a verificada nos ensaios de resistência estática

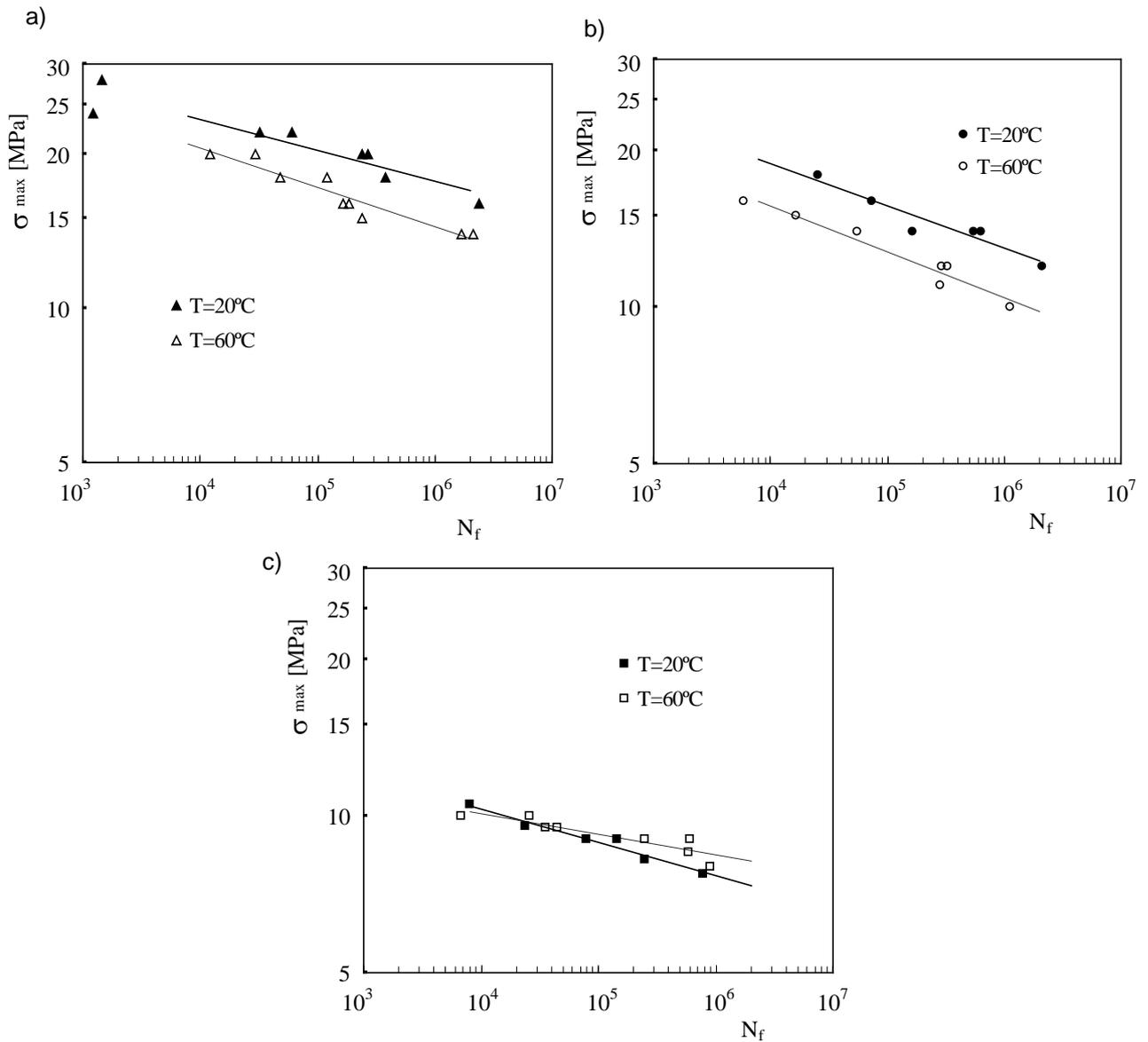


Figura 4.29 a) Influência da temperatura nas curvas S-N do Asterite para R=0; b) Influência da temperatura nas curvas S-N do Amatis para R=0; c) Influência da temperatura nas curvas S-N do Ultra-quartz para R=0.

Tabela 4.11 Variação da resistência estática e à fadiga (para 10^4 ciclos) para T=20 e T=60°C.

| | Resistência estática | Variação em % para as 2 temperaturas | Resistência à fadiga para 10^4 ciclos | Variação em % para as 2 temperaturas |
|---------------------|----------------------|--------------------------------------|---|--------------------------------------|
| Asterite | | | | |
| T=20°C | 64,9 | 38 % | 23,4 | 12 % |
| T=60°C | 40,4 | | 20,5 | |
| Amatis | | | | |
| T=20°C | 37,6 | 34 % | 18,9 | 17 % |
| T=60°C | 24,9 | | 15,7 | |
| Ultra-quartz | | | | |
| T=20°C | 21,9 | 19 % | 10,3 | 2 % |
| T=60°C | 17,8 | | 10,1 | |

4.7.3.2. Fadiga de amplitude variável

A Tabela 4.12 apresenta os resultados correspondentes à vida de fadiga para os testes de fadiga de amplitude variável por blocos indicados na Tabela 4.2.

Na Figura 4.30.a) e b) representam-se o número de ciclos previstos até à falha (N_{pr}) para cada um dos ensaios versus o número efectivo de ciclos até à falha (N_{exp}). Os resultados apresentados são para os três materiais e para duas histórias diferentes de carga.

Tabela 4.12 Resultados correspondentes à vida de fadiga para testes de fadiga de amplitude variável por blocos indicados na Tabela 4.2.

| Material Tipo | Ensaio Ref. | $\Delta\sigma_{eq}$ [MPa] | N_f | N_{pr} |
|------------------------|-------------|---------------------------|--------|----------|
| Asterite I | 1 | 19.6 | 94807 | 187394 |
| | 2 | 19 | 191576 | 311862 |
| | 3 | 20.2 | 53143 | 118134 |
| | 4 | 20.4 | 68984 | 99546 |
| Asterite II | 5 | 18 | 50736 | 144627 |
| | 6 | 17.8 | 42642 | 105307 |
| | 7 | 17.6 | 114439 | 125132 |
| Amatis I | 1 | 15.5 | 59369 | 112289 |
| | 2 | 14.9 | 333217 | 189280 |
| | 3 | 16 | 56597 | 76635 |
| Amatis II | 5 | 13.9 | 144817 | 152974 |
| | 6 | 12.6 | 372591 | 324122 |
| | 7 | 14 | 205215 | 108055 |
| | 8 | 13.6 | 353727 | 142658 |
| | 9 | 14 | 62182 | 108055 |
| | 10 | 13.6 | 110689 | 142658 |
| Ultra-quartz I | 1 | 8.8 | 154924 | 112574 |
| | 2 | 8.6 | 209384 | 165150 |
| | 3 | 8.9 | 83282 | 104493 |
| Ultra-quartz II | 5 | 8.8 | 188904 | 55449 |
| | 6 | 8.9 | 64908 | 39885 |
| | 7 | 8.6 | 111694 | 71560 |
| | 8 | 8.8 | 203330 | 58620 |
| | 9 | 8.8 | 32314 | 58620 |
| | 10 | 8.8 | 86529 | 58620 |

Os valores de N_{pr} foram calculados utilizando a equação (3.36) baseada no conceito de tensão equivalente (3.39). Na figura 4.30.a) e b), as linhas a cheio representam a correlação perfeita entre o número de ciclos previstos até à falha (N_{pr}) e o número efectivo de ciclos até à falha (N_{exp}). As linhas a tracejado, acima e abaixo da linha a cheio representam, respectivamente, as previsões para $N_{prev} = 2N_{exp}$ e previsões para $N_{prev} = 0,5N_{exp}$. Pode-se observar que as vidas de fadiga para testes com carga variável estão dentro do intervalo definido pelas duas equações no caso da história de carga do tipo I. Para a história de carga II, os resultados não são tão bons e alguns pontos estão

ligeiramente fora do intervalo considerado. Pode-se pois considerar que a lei de acumulação de dano de Miner é adequada para correlacionar vidas de fadiga sob carregamento cíclico da amplitude variável nestes materiais compósitos.

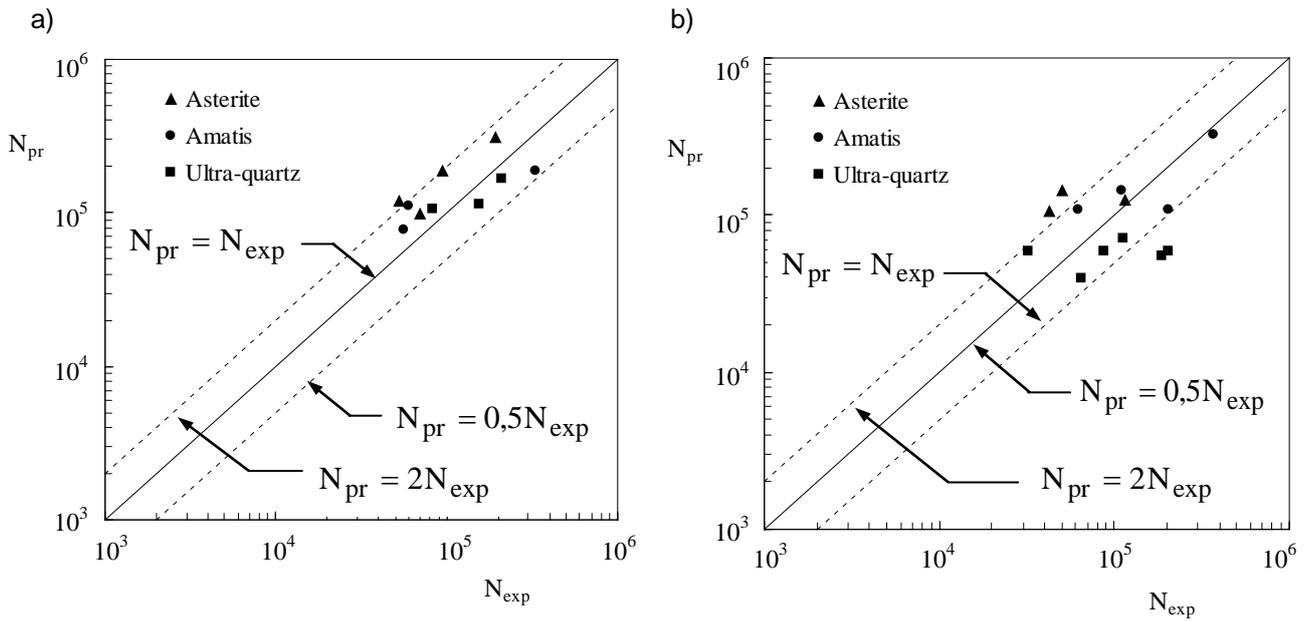


Figura 4.30 a) Número de ciclos previstos (N_{pr}) versus número de ciclos de rotura experimental (N_f) para $R=0$, história de carga I; b) Número de ciclos previstos (N_{pr}) versus número de ciclos de rotura experimental (N_f) para $R=-0,75$, história de carga II.

a)

b)

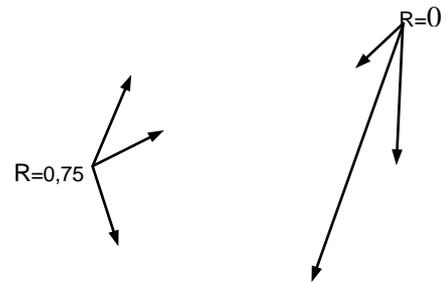


Figura 4.31 a) Tensões equivalentes (obtidas pela lei de Miner modificada e para uma história de carga do tipo I) e as curvas S-N a $R=0$; b) Tensões equivalentes (obtidas pela lei de Miner modificada e para uma história de carga do tipo II) e as curvas S-N para $R=0$ e $R=-0,75$.

Na Figura 4.31.a) e b) são apresentados os resultados relativos à tensão equivalente, σ_{eq} em função do número de ciclos efectivos até à falha. A tensão equivalente é utilizada para relacionar vidas à fadiga sob carregamento de amplitude variável com vidas de fadiga a amplitude constante, definidas pelas curvas S-N (a traço cheio). Nestas figuras são apresentadas resultados relativos aos três materiais compósitos. Pode-se observar (Figura 4.31.a)) uma boa concordância entre tensões equivalentes, calculadas pela lei de Miner modificada (para uma história de carga do tipo I), e as curvas S-N relativas aos três materiais compósitos (curvas S-N para R=0 e amplitude constante).

Na figura 4.31.b) são apresentados os valores das tensões equivalentes, calculadas pela lei de Miner modificada (para uma história de carga do tipo II), e as curvas S-N relativas aos três materiais compósitos (curvas S-N para R=0 e R=-0,75). Com seria de esperar, os valores relativos às tensões equivalentes, localizarem-se entre as curvas obtidas para as duas razões de tensão S-N (R=0 e R=-0,75) para cada material.

4.7.3.3. Curvas da/dN- ΔK

A vida de propagação da fenda de fadiga é normalmente melhorada pela presença de partículas na matriz polimérica. A propagação de uma fenda é consequentemente afectada pelas propriedades do material de enchimento bem como da sua interacção com a matriz. Em materiais com uma boa adesão, será necessária aplicar um maior factor de intensidade de tensões, relativamente a um material com uma baixa adesão, para produzir uma mesma velocidade de crescimento de fenda.

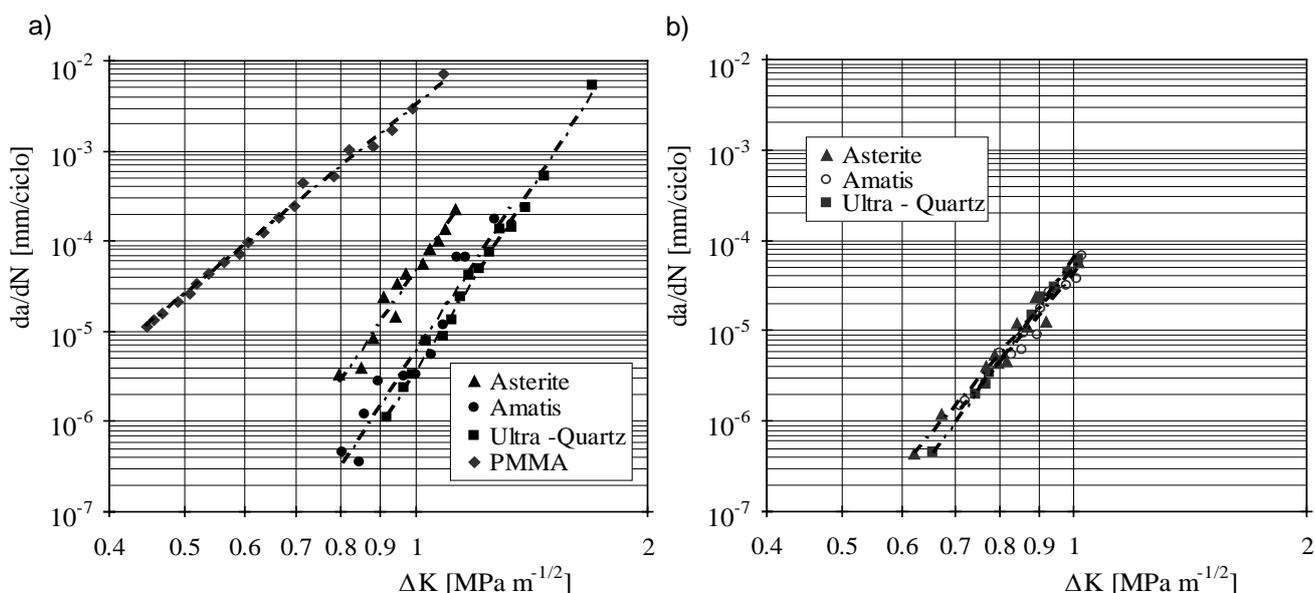


Figura 4.32 a) Curvas da/dN- ΔK para os três materiais compósitos e matriz PMMA e R=0; b) Curvas da/dN- ΔK para os três materiais compósitos para R=-0,75.

Nos testes de propagação de fenda foi utilizada a técnica da *compliance* para medir o comprimento de fenda. Previamente, foram obtidas as curvas de calibração (Figuras 4.12.a) e b).

Na figura 4.32.a) e b) pode-se observar a evolução da velocidade de propagação de fenda de fadiga da/dN com a gama do factor intensidade de tensão ΔK , para R=0 e R=-0,75, respectivamente, e para a temperatura ambiente (T=20°C). A curva da/dN- ΔK para a matriz PMMA é também apresentada para R=0.

Estes compósitos não mostraram uma variação sigmoidal (típica dos materiais dúcteis) caracterizada por exibir três regimes típicos: I - perto do limiar de propagação, II - velocidade de propagação intermédia e III - velocidade de crescimento elevada. No entanto deve salientar-se que não foram obtidos resultados abaixo de 3x10⁻⁷ mm/ciclo, onde será de esperar a ocorrência do limiar de fadiga. As constantes m e C da lei de Paris, correspondentes às curvas médias são sumarizadas na Tabela 4.13.

Tabela 4.13 Constantes da lei de Paris ($[da/dN]=\text{mm/ciclo}$; $[\Delta K]=\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$).

| Material | R | m | C |
|---------------------|-------|-------|------------------------|
| Asterite | 0 | 12,47 | $4,803 \times 10^{-5}$ |
| | -0,75 | 9,75 | $4,83 \times 10^{-5}$ |
| Amatis | 0 | 12,91 | $5,938 \times 10^{-6}$ |
| | -0,75 | 10,10 | $4,19 \times 10^{-5}$ |
| Ultra-quartz | 0 | 13,34 | $3,736 \times 10^{-6}$ |
| | -0,75 | 11,53 | $5,838 \times 10^{-5}$ |

Na Figura 4.32.a), pode-se observar uma melhoria da resistência ao crescimento da fenda de fadiga, dos três compósitos (Asterite, Amatis e Ultra-quartz) relativamente à matriz PMMA. No caso do Asterite esta melhoria foi de cerca de duas ordens de grandeza, enquanto o Ultra-quartz apresenta uma melhoria de três ordens de grandeza. O material Amatis mostra velocidades de crescimento de fenda intermédias entre as curvas de Paris do Asterite e do Ultra-quartz, mas bastante próximas do Ultra-quartz. Consequentemente, pode-se concluir que a adição de partículas de enchimento à matriz polimérica, contribui para um aumento significativo da resistência ao crescimento da fenda de fadiga destes materiais compósitos. Por outro lado, tanto a fracção volúmica de enchimento como o tamanho de partículas parecem melhorar a resistência ao crescimento da fenda de fadiga. No entanto é de esperar que a fase de iniciação diminua com o aumento do tamanho das partículas, o que se vai traduzir-se numa diminuição da vida total de fadiga, como acontece no caso do Ultra-quartz, que apresenta um tamanho médio de partículas na ordem dos 590 μm . O Asterite é o material com a maior vida total de fadiga (Figuras 4.27.a) e b)) apresenta as partículas com o mais baixo tamanho, na ordem dos 10 μm . Como a vida total apresenta tendência inversa à das curvas de propagação na comparação entre materiais, pode concluir-se que a fase de iniciação ocupa uma posição dominante na vida de fadiga destes materiais mesmo na situação de peças entalhadas com furo central usadas nos ensaios para determinação das curvas S-N.

Diversos mecanismos pelos quais as partículas podem interagir com a propagação da fenda são referenciados na literatura, Elber (1979) e Azimi *et al* (1995). Nos mecanismos de *pinning*, a frente de fenda aproxima-se das partículas do enchimento com boa adesão à matriz, e devido à interacção da partícula com o campo de tensão da fenda, a sua velocidade diminui.

Em compósitos com partículas muito pequenas, como é o caso do Asterite (Tabela 4.14), em que o tamanho da zona plástica (Irwin, 1957) é maior que o tamanho da partícula ($r_y > d_{\text{partícula}}$), podem ser activados os mecanismos de cavitação/cedência ao corte (ponto 3.4.5). No caso de compósitos com baixas fracções volúmicas de enchimento e para um determinado tamanho de partícula, pode ocorrer o mecanismo de formação de craze (Figura 4.33.a)). No entanto, em compósitos com maiores fracções volúmicas e para um determinado tamanho de partícula, este mecanismo não se verifica (Figura 4.33.b)).

Tabela 4.14 Determinação de r_y , Irwin (1957).

| Material | K_{Ic} [$\text{MPa}\cdot\text{mm}^{0,5}$] | σ_r [MPa] | r_y [μm] |
|---|---|------------------|-------------------------|
| Asterite (10 μm) | 47,8 | 64,9 | 28 |
| Amatis (350 μm) | 76,6 | 37,6 | 72 |
| Ultra-quartz (590 μm) | 59,9 | 21,9 | 44 |
| PMMA | ≈ 48 | 66 | 28 |

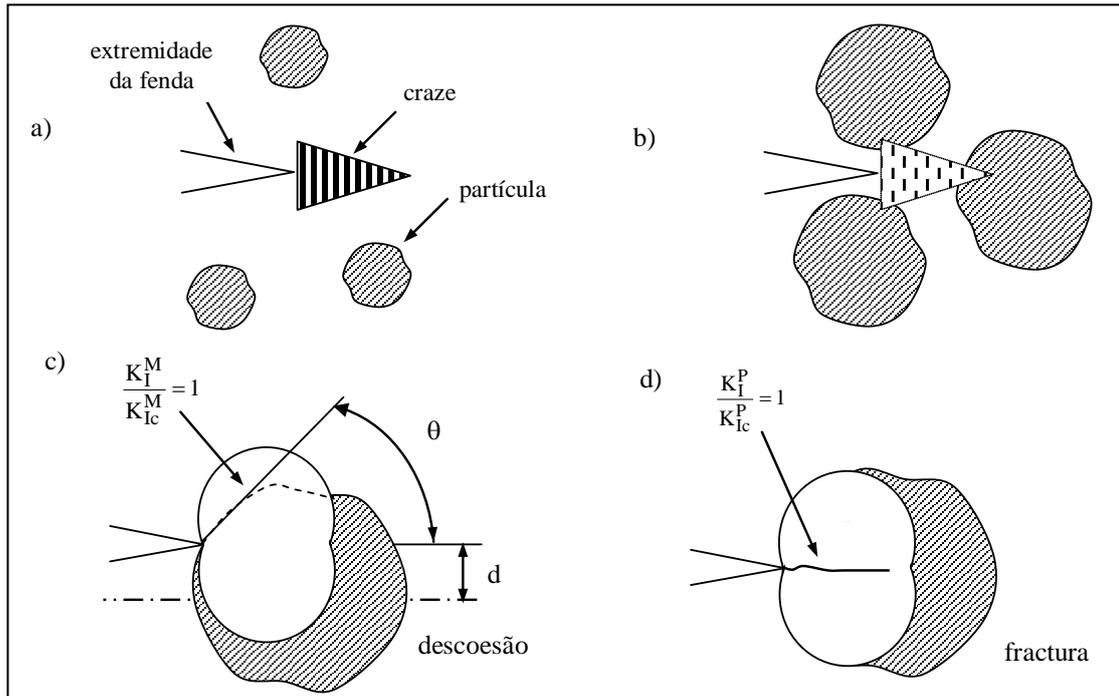


Figura 4.33 Mecanismos de propagação. Formação de craze em compósitos com fracção volúmica: a) baixa e b) alta; c) mecanismo de descoesão; d) mecanismo de fractura.

Na Figura 4.34 pode-se observar a micrografia relativa à superfície de fractura da fenda de fadiga, obtida por SEM para o compósito Asterite a $R=0$ e $T=20^\circ\text{C}$. Podem-se observar, nos primeiros $200\ \mu\text{m}$ de propagação, algumas partículas totalmente desligadas da matriz. Para valores maiores que $200\ \mu\text{m}$, também foram observadas algumas partículas não ligadas mas com menos frequência. Na zona de iniciação, caracterizada por uma baixa velocidade e por um campo de tensão no entalhe elevado, a tensão está compreendida no intervalo $44\text{--}50\ \text{MPa}$ de acordo com a equação proposta por Glinka (1988):

$$\sigma_Y = \frac{K_t S}{2\sqrt{2}} \left[\left(\frac{\rho}{r} \right)^{1/2} + \frac{1}{2} \left(\frac{\rho}{r} \right)^{3/2} \right] + \dots \quad (4.22)$$

sendo ρ o raio do entalhe e r a distância indicada na Figura 4.35. O valor de tensão no entalhe obtido é relativamente elevado quando comparado com a tensão de rotura da matriz PMMA (Tabela 4.14).

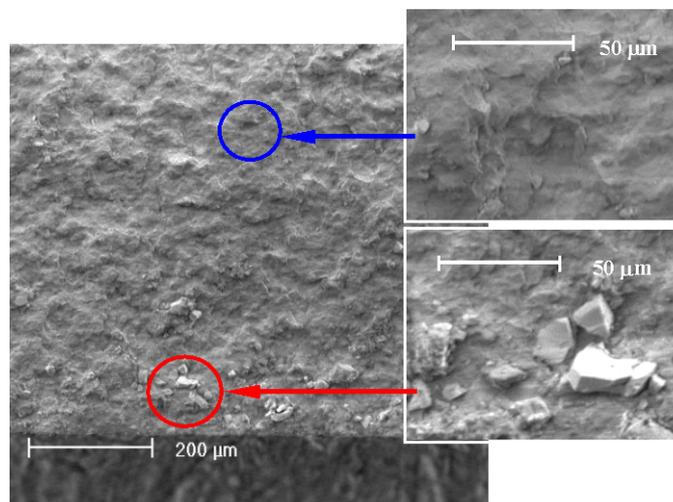


Figura 4.34 Superfície de crescimento da fenda de fadiga relativa ao compósito Asterite e para $\Delta\sigma=20\ \text{MPa}$, $R=0$ e $T=20^\circ\text{C}$.

As baixas velocidades de propagação favorecem a activação dos mecanismos de cavitação/cedência. Na figura 4.36.a) pode-se observar a evolução de r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para o compósito Asterite. Nas figuras 4.36.b) e 4.36.c) são apresentadas as curvas relativas à evolução e r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para os compósito Amatis e Ultra-quartz. Nestas estão representadas a tracejado, as zonas de transição entre as duas soluções de K e a solução numérica, para fendas a partir de furo circular de uma placa de dimensões infinitas (Figura 4.36.d)); Dowling, 1979). Esta análise tem como objectivo estudar o mecanismo activo, considerando o valor de r_y e o tamanho da partícula.

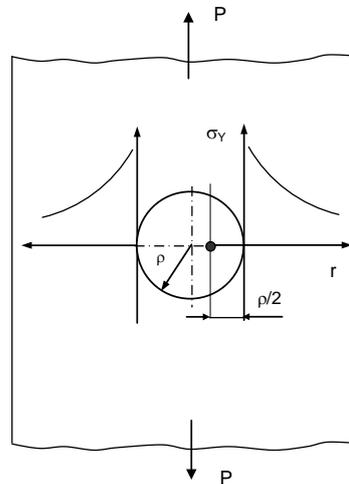


Figura 4.35 Campo de tensão na zona do entalhe.

Por outro lado, compósitos com partículas maiores (Amatis e Ultra-quartz), em que o tamanho da zona plástica é menor que o tamanho da partícula ($r_y < d_{particula}$, Figuras 4.36.b) e 4.36.c)), os mecanismos que poderão ocorrer são o *pinning* ou a fractura de partículas. O mecanismo de cavitação/cedência só pode ocorrer se as partículas estiverem contidas na zona plástica e se a velocidade de propagação for suficientemente reduzida.

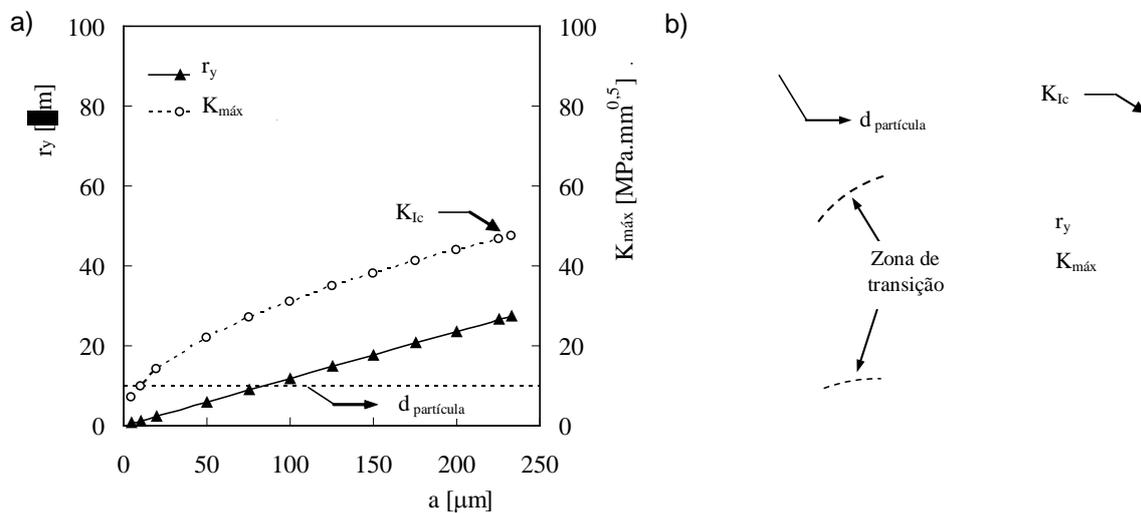


Figura 4.36.a) Evolução do r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para o compósito Asterite; ; b) Evolução do r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para o compósito Amatis

Figura 4.37.c) Evolução do r_y e $K_{m\acute{a}x}$ versus a para o compósito Ultra-quartz; d) Soluções de K para fendas a partir de um furo circular numa placa de dimensões infinitas (Dowling, 1979).

O avanço da fenda através da fractura das partículas do enchimento é o mecanismo observado nas Figuras 4.37.a) e b) para o Amatis e Ultra-quartz, respectivamente. A explicação para o melhoramento da resistência à propagação da fenda, pode ser resultado da diferença de tenacidades à fractura (K_{Ic}) dos compósitos relativamente à tenacidade do material da matriz (Tabela 4.14). Podemos observar que à temperatura ambiente a tenacidade do PMMA e do Asterite são aproximadamente iguais, enquanto os materiais Amatis e Ultra-quartz apresentam tenacidades significativamente superiores. Um determinado aumento em tenacidade tem como consequência uma redução da velocidade de propagação (da/dN) muito superior em virtude do elevado expoente da lei de Paris, que para estes materiais se apresenta bastante acima dos metais. No entanto, os compósitos Amatis e Ultra-quartz, com valores de K_{Ic} de 76,6 e 59,9 (Tabela 4.14) apresentam um comportamento contrário, isto é, o Amatis apresenta uma menor resistência à propagação da fenda que o Ultra-quartz. A explicação para este facto pode ser a diferente fracção volúmica e o diferente tamanho de partículas (Tabela 4.1).

Nas superfícies de fractura do Amatis e do Ultra-quartz (Figuras 4.38.a) e b)) não são evidenciadas testemunhos do mecanismo de pinning (Figura 3.26).

Figura 4.38 a) Superfície de crescimento da fenda de fadiga relativa ao compósito Amatis $\Delta\sigma=14$ MPa, $R=0$ e $T=20^\circ$ C; b) Superfície de crescimento da fenda de fadiga relativa ao compósito Ultra-quartz $\sigma_{m\acute{a}x}=9$ MPa, $R=-0,75$ e $T=20^\circ$ C.

O aumento da resistência à propagação da fenda do Asterite relativamente ao PMMA pode ser explicado com base em dois mecanismos: formação da craze e cavitação/cedência. O mecanismo de formação da craze é dificultado pela presença de partículas. A probabilidade de ocorrência deste mecanismo será tanto menor quanto maior for a fracção volúmica e maior for o tamanho das partículas. No caso do mecanismo de cavitação/cedência, a propagação para ocorrer necessita de maiores valores de K e deste modo verifica-se o deslocamento da curva de resistência à propagação da fenda de fadiga para a direita (Figura 4.32).

Na Figura 4.38.b) mostra-se uma superfície de propagação de fenda relativo ao compósito Ultra-quartz. O avanço de fenda pode ser atrasado pelo mecanismo de *pinning* se e só se a tensão aplicada for mais baixa que a tensão de adesão matriz/partícula e do que a resistência de coesão das partículas do enchimento. Nesta figura são observadas partículas fracturadas (A), situação que ocorre quando a tensão é maior que a resistência de coesão da partícula e se a resistência de coesão partícula-matriz for boa. A maior fracção volúmica de partículas existente no compósito Ultra-quartz, vai implicar que a frente de fenda intercepte partículas em várias posições. A interceptação da frente da fenda com a partícula, em posições mais afastadas do equador (Figura 4.33.c)), tem como consequência a diminuição da área resistente, podendo dar origem ao processo de descoesão. Quanto menor for o ângulo θ (intercepção da extremidade da fenda com a partícula, Figura 4.33.c) menor será a área resistente e deste modo pode ocorrer descoesão da partícula. No caso da frente da fenda interceptar uma partícula no seu equador (no caso de existir boa adesão matriz-partícula) e se verificar $K_I^P/K_{Ic}^P=1$, pode ocorrer fractura da partícula (Figura 4.33.d)).

Na Figura 4.38.b) pode-se também observar algumas bolhas gasosas (D) neste compósito como resultado de uma libertação incompleta das mesmas durante o processo de injeção e cura. Por esse motivo, uma falha (B e C) pode ocorrer quando a frente de fenda intercepta as partículas do enchimento longe do centro destas.

4.7.4. Tensões de origem térmica

Os lava-louças fabricados com materiais compósitos são sujeitos a ciclos térmicos devido à aplicação alternada de fluxos de água fria e quente, que origina o aparecimento de tensões de tracção e de compressão nos materiais compósitos. Estas foram determinadas na zona junto ao furo de escoamento de águas residuais, no fundo do lava-louças, tendo sido realizados ensaios com ciclos térmicos próximos dos reais. As deformações locais foram medidas com recurso a extensómetros colados na zona do furo de escoamento de águas residuais (Figura 4.15). A determinação das tensões de origem térmica foram realizada apenas para dois materiais compósitos, Asterite e Ultra-quartz. A instalação experimental utilizada na determinação das tensões de origem térmica é apresentada na Figura 4.16.

As tensões de origem térmica obtidas em serviço foram determinadas por extensometria. Os extensómetros utilizados na montagem experimental foram do tipo GFLA-3-50, com um coeficiente de expansão térmica linear de $50 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. Deste modo, o efeito da temperatura foi quase compensado no Asterite com $\alpha=47,6 \mu\text{m}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$, mas mais fracamente compensado no caso do Ultra-quartz com $\alpha=38 \mu\text{m}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$. Por esta razão, foi necessário obter uma curva de calibração da deformação aparente versus temperatura, a qual foi obtida pela submissão de peças de teste dos dois materiais, a temperaturas dentro da gama considerada no estudo. Foram colados dois extensómetros (um de cada lado) em cada peça, em circuito de meia ponte de Wheatstone, eliminando assim eventuais efeitos de flexão.

A Figura 4.39. mostra o resultado desta análise, onde a deformação aparente (média dos dois extensómetros em cada peça) é determinada em função da temperatura para os dois materiais.

Figura 4.39 Curvas de calibração: deformação aparente em função da temperatura para os compósitos Asterite e Ultra-quartz.

As equações da deformação aparente obtidas experimentalmente para os dois materiais foram as seguintes:

$$\varepsilon_{app} = -0,0046T^3 + 0,516T^2 - 3,742T - 94,76 \quad (\text{Ultra-quartz}) \quad (4.23)$$

$$\varepsilon_{app} = -0,003T^3 + 0,317T^2 - 5,84T + 14 \quad (\text{Asterite}) \quad (4.24)$$

O compósito Ultra-quartz mostra uma forte dependência da deformação aparente com a temperatura, enquanto no material Asterite esta influência é consideravelmente mais baixa.

A instalação experimental utilizada na determinação das tensões de origem térmica é apresentada na Figura 4.16. A aplicação alternada de fluxos de água fria e quente utilizando uma válvula misturadora, resulta na criação de gradientes térmicos que dão origem ao aparecimento de tensões de origem térmica. À deformação medida ε_{med} , é subtraída a deformação aparente ε_{app} usando a curva de calibração de *deformação aparente-temperatura*, sendo depois transformada na tensão correspondente, através da lei de Hook. Nesta transformação são utilizadas equações polinomiais ajustadas aos dados obtidos para o módulo de Young E, em função da temperatura:

$$\sigma = (\varepsilon_{med} - \varepsilon_{app}) \cdot E \quad (4.25)$$

sendo ε_{app} e E calculados para a temperatura instantânea medida na mesma posição onde ε_{med} foi medida. Na Tabela 4.15 são apresentadas as propriedades relativas aos três materiais para determinação das tensões de origem térmica experimentais e numéricas.

Na Figura 4.40. são apresentadas as curvas experimentais relativas à variação do módulo de Young, coeficiente de Poisson e calor específico com a temperatura.

Tabela 4.15 Propriedades relativas aos materiais Asterite, Amatis e Ultra-quartz.

| Propriedade | Material compósito | | |
|---|--------------------------|---------------------------|----------------------------|
| | Asterite | Amatis | Ultra-quartz |
| Condução térmica [W/(m.°C)] | 0,47 | 0,49 | 0,59 |
| Expansão térmica α [$\mu\text{m}/(\text{m}.\text{°C})$] | 47,9 | 46 | 38 |
| Calor específico C_p [$\text{J}.\text{K}^{-1}.\text{kg}^{-1}$] | $C_p=3,9T+885$ | $C_p=3,7T+885$ | $C_p=3T+807$ |
| Módulo de Young E [MPa] | $E=-0,632T^2-5,24T+9333$ | $E=-0,565T^2-15,93T+8753$ | $E=-0,344T^2-85,29T+15141$ |
| Coef. Poisson ν | $\nu=-0,000394T+0,245$ | $\nu=-0,000407T+0,233$ | $\nu=-0,000106T+0,221$ |
| Densidade ρ [g/cm^3] | 1,69 | 1,74 | 1,92 |
| Coef. Convecção [$\text{W}/\text{m}^2.\text{°K}$] | 175 | | |

T - Temperatura em °C

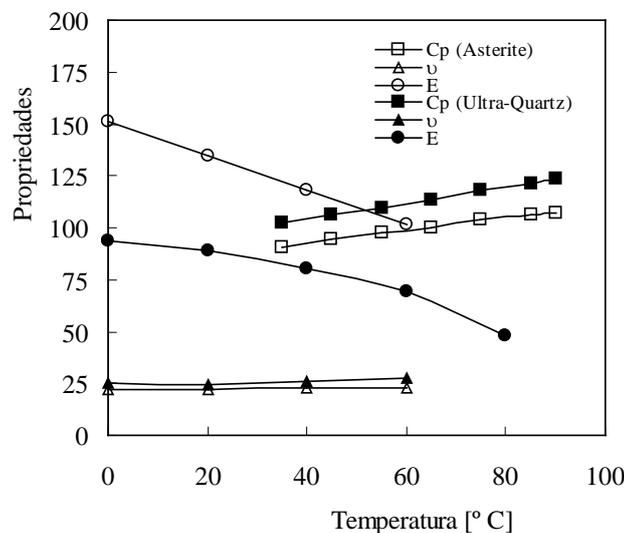


Figura 4.40 Variação das propriedades com a temperatura: E [MPa*10²]; nu [*10⁻²]; Cp [J.K⁻¹.kg⁻¹*10⁻²].

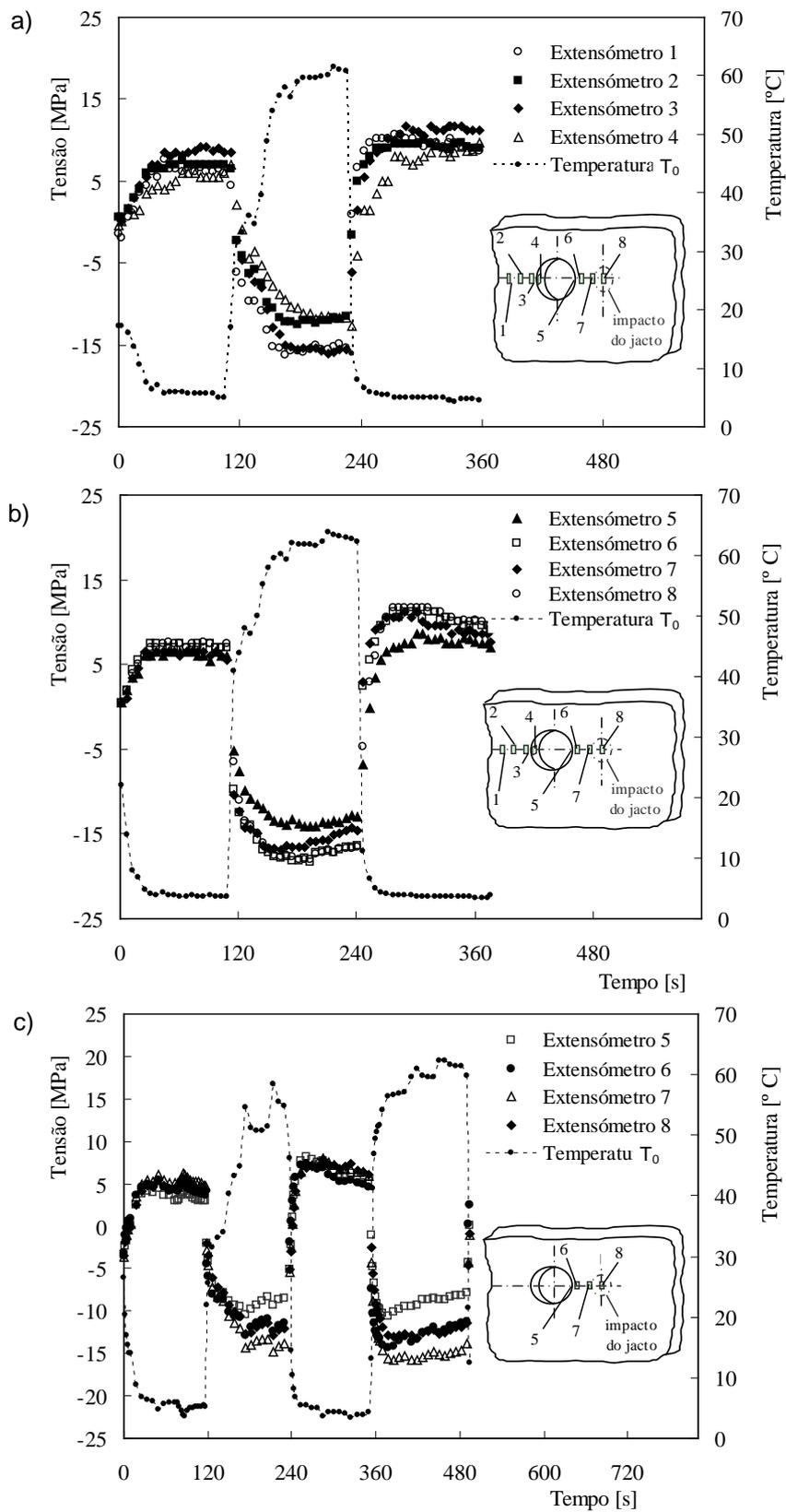


Figura 4.41 a) Variação da tensão e da temperatura em função do tempo para lava-louças de Asterite (extensômetros à esquerda do furo); b) Variação da tensão e da temperatura em função do tempo para lava-louças de Asterite (extensômetros à direita do furo); c) Variação da tensão e da temperatura em função do tempo para o lava-louças de Ultra-quartz (extensômetros à direita do furo).

As tensões de origem térmica foram obtidas a partir das deformações medidas nas posições indicadas anteriormente (Figura 4.15), e são apresentadas nas Figuras 4.41.a) e b) para lava-louças de Asterite e Figura 4.41.C) para lava-louças de Ultra-quartz. Os resultados são apresentados como uma variação da tensão e da temperatura do fluxo de água no tempo. Os extensómetros 1 a 4 estão situados à esquerda do furo e os extensómetros 5 a 8 estão situados à direita do furo sobre a linha longitudinal que passa pelo centro do furo do lava-louças. Os extensómetros 4 e 5 foram colocados na superfície cilíndrica do furo junto à superfície. A temperatura máxima da água quente foi de $T_2=65^\circ\text{C}$ e a temperatura mínima da fria foi de $T_1=5^\circ\text{C}$. A temperatura T_0 (temperatura do jacto de água) foi medida na saída da válvula misturadora enquanto a temperatura T_i foi medida na vizinhança do extensómetro na posição i como indicados nas Figuras 4.40.a), b) e c).

Na Figura 4.41.a) pode-se ver os resultados obtidos nas posições à esquerda do furo de descarga enquanto na Figura 4.41.b) são apresentados os resultados relativos aos extensómetros colocados à direita do furo. As tensões máximas de compressão foram obtidas para a temperatura máxima do fluxo de água quente (cerca de 65°C) enquanto as tensões máximas de tracção foram obtidas para a temperatura mínima do fluxo de água fria (cerca de 5°C).

O ensaio teve início à temperatura ambiente (cerca de 20°C) com a aplicação de um fluxo de água fria de 5°C , originando tensões de tracção, as quais vão aumentando à medida que a temperatura vai diminuindo. Mantendo o fluxo de água fria contínuo ocorre uma diminuição pouco significativa das tensões no tempo, devido à redução progressiva e lenta do gradiente térmico que é consequência da baixa condutibilidade térmica do material. Esta tendência resulta da contracção da região de incidência do fluxo de água junto ao furo de escoamento, originadas pelo fluxo de água fria, que é parcialmente restringida pelas camadas de material abaixo da superfície que se encontram a uma temperatura mais elevada.

A aplicação de água quente conduz ao fenómeno inverso, isto é, a expansão térmica da região de incidência do fluxo de água junto ao furo de escoamento é parcialmente restringida pelas camadas de material abaixo da superfície que se encontram a uma temperatura mais baixa, dando agora origem a tensões de compressão, mas com valores mais elevados que as tensões de tracção anteriormente referidas. Com a continuidade do fluxo de água quente ocorre uma diminuição progressiva e lenta das tensões de compressão como consequência da tendência para homogeneização progressiva da temperatura nas camadas de material abaixo da superfície de incidência do fluxo de água.

Com a aplicação de um novo fluxo de água fria, são obtidas novas tensões de tracção, mas com valores ligeiramente mais elevados devido ao gradiente térmico ser agora mais elevado.

Os valores de tensão de tracção mais elevados foram obtidos para a posição relativa ao extensómetro 8, $\sigma=12\text{ MPa}$ (Figura 4.40.b)), que é a posição mais próxima da zona de incidência do jacto de água. Os extensómetros relativos às posições 4 e 5 (colocados na superfície cilíndrica do furo junto à superfície) apresentam os valores mais baixos de tensão de tracção $\sigma=8\text{ MPa}$. Os extensómetros relativos às posições 6, 7 e 8 apresentam valores de tensões de tracção muito similares (cerca de 12 MPa). As tensões de compressão mais elevadas foram de -18 MPa , obtidas em todos os extensómetros, sem variações significativas.

As tensões de origem térmica para o Ultra-quartz que são apresentadas na Figura 4.40.c) foram obtidas para posições de leitura (extensómetros 5 a 8) à direita do furo de descarga. Não foram apresentados resultados relativos às tensões térmicas (tracção e compressão) para posições de leitura (extensómetros 1 a 4) à esquerda do furo de descarga para este material porque os resultados obtidos com o Asterite, revelou que as posições relativas aos extensómetros 5 a 8, eram as que apresentavam tensões mais elevadas. Pode-se observar que a variação da tensão com o tempo segue a mesma tendência que a observada no Asterite. O valor mais elevado de tensão de tracção obtido foi de 8 MPa na posição relativa ao extensómetro 7. Nas posições relativas aos extensómetros 5, 6, e 8 foram observados valores muito similares de cerca de 8 MPa para tensões térmicas de tracção e de -15 MPa para tensões térmicas de compressão. Conclui-se assim que a razão de tensão observada foi de -1.5 para o Asterite e -1.9 para o Ultra-quartz.

Os valores máximos das tensões térmicas, de tracção e compressão, podem ser observados na Figura 4.42 para lava-louças de Asterite. Os valores de tensão máxima (tracção e compressão) obtidos na superfície do furo (ext. 5) são ligeiramente inferiores aos obtidos nas posições relativas aos outros extensómetros.

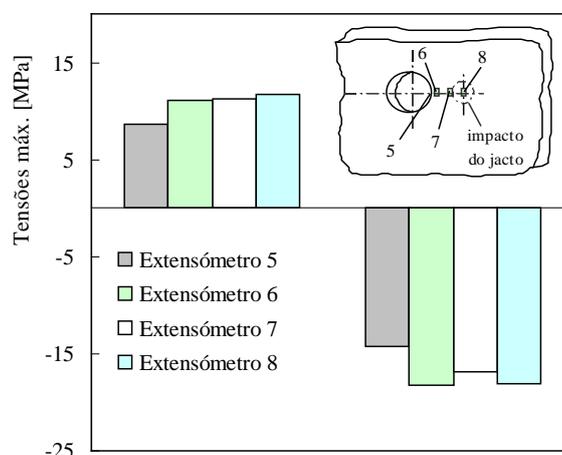


Figura 4.42 Valores de tensão máxima e mínima para lava-louças de Asterite.

4.8. RESULTADOS NUMÉRICOS: DETERMINAÇÃO NUMÉRICA DAS TENSÕES DE ORIGEM TÉRMICA NOS LAVA-LOUÇAS

São apresentados os resultados de uma análise numérica das tensões de origem térmica em lava-louças fabricados com três materiais compósitos. Os resultados numéricos foram validados pelos resultados experimentais realizados com lava-louças de Asterite e Ultra-quartz. Na análise numérica foi utilizado o programa de elementos finitos, COSMOS/M. Foi estudada a influência dos seguintes parâmetros nas tensões de origem térmica: T_{\max} (valor da temperatura da água quente); T_{\min} (valor da temperatura da água fria); t_i (tempo de incidência de água); t_s (tempo sem incidência de água).

i) Modelo físico

A Figura 4.43 representa a geometria considerada na análise numérica. Só metade do lava-louças foi analisada de modo a reduzir o esforço numérico, tendo-se para isso considerando condições fronteira adequadas, indicadas na figura. Além disso foram também impostas condições de simetria mecânica e térmica, de forma a reproduzir as condições de fronteira impostas ao lava-louças durante o ciclo térmico. Este está apoiado na direção de Z e o movimento segundo Y é restringido. As condições de fronteira mecânicas consideradas são suficientes para evitar a ocorrência do movimento do corpo rígido. A incidência da água no lava-louças foi simulada considerando uma área sobre a qual o fluxo de calor por convecção ocorre (Figura 4.43). A temperatura inicial da bacia é de 20°C . Considerou-se que os materiais eram contínuos, homogêneos, isotrópicos e com um comportamento linear elástico. Alguns parâmetros térmicos foram necessários à análise por elementos finitos tais como: condutibilidade térmica dos materiais, calor específico e coeficiente de transferência de calor por convecção na superfície em contacto com o fluxo de água. Estes foram obtidos experimentalmente (e são apresentados na Tabela 4.15).

Os períodos com incidência de água foram simulados considerando um coeficiente de transferência de calor por convecção médio de $h=175\text{ W/m}^2\cdot^\circ\text{C}$, enquanto para os períodos sem água (isto é, que não ocorre convecção) foi considerado um coeficiente de transferência de calor por convecção nulo.

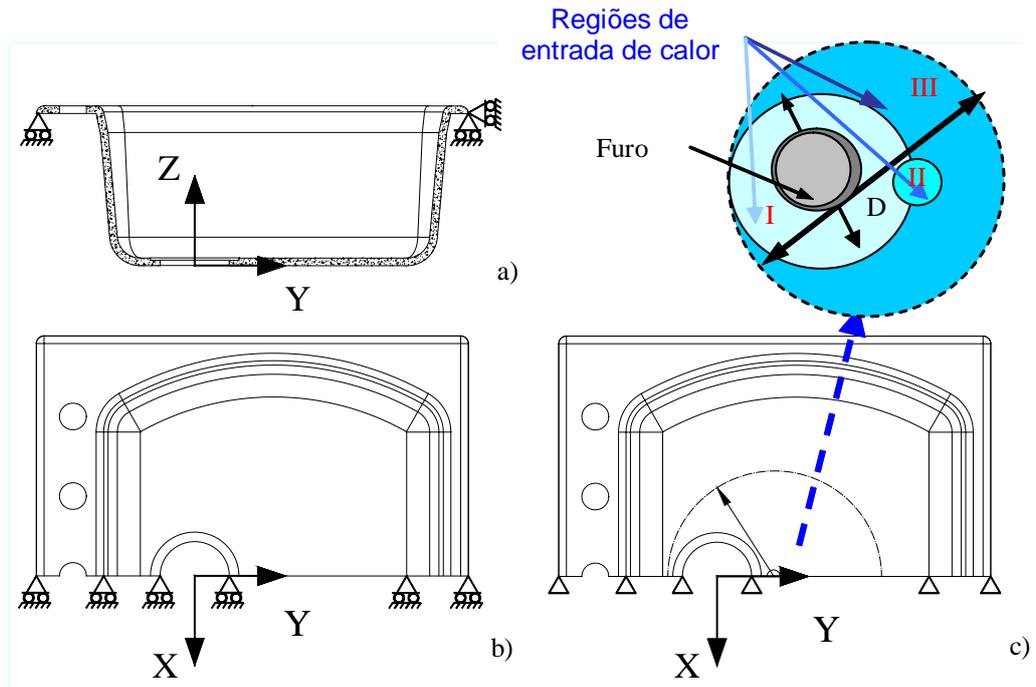


Figura 4.43 Representação esquemática da bacia utilizada na análise pelo MEF; a) e b) condições de simetria mecânica e condições fronteira; c) condições de simetria térmica.

A Figura 4.44 mostra uma representação esquemática das mudanças de temperatura com o tempo.

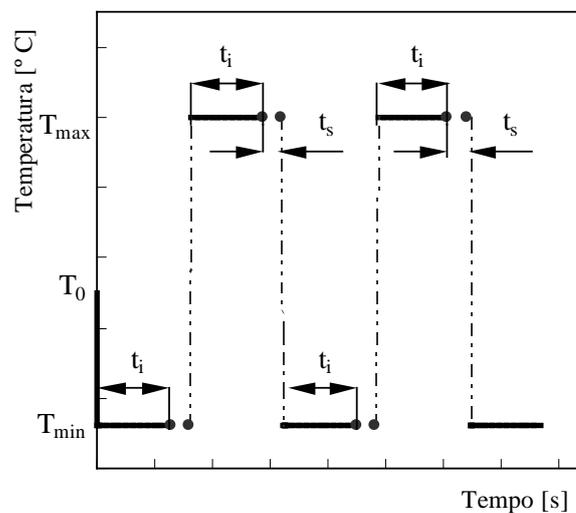


Figura 4.44 Variação da temperatura da água com o tempo.

Os parâmetros considerados nesta análise foram: T_{\max} (valor da temperatura da água quente); T_{\min} (valor da temperatura da água fria); t_i (tempo de incidência de água); t_s (tempo sem incidência de água).

ii) Análise pelo MEF

O problema físico foi modelado pelo método dos elementos finitos com recurso ao programa COSMOS/M. Foram considerados um número total de 4501 elementos isoparamétricos quadráticos e 25181 nós. A malha de elementos finitos e condições de fronteira podem ser observadas na Figura 4.45. Procurou-se refinar a malha junto ao furo, onde se pretendem obter os campos de tensão; longe do furo utilizaram-se elementos de maiores dimensões, com vista a minimizar o número total de elementos, reduzindo deste modo o esforço computacional envolvido. Foi considerada uma integração completa, isto

é, 3x3x3 pontos de integração em cada elemento. Na análise efectuada pelo MEF foi utilizado um computador Compaq pentium III com 128 Mbyte de memória Ram e 733 MHz de velocidade de processamento. As propriedades mecânicas dos três materiais e os parâmetros térmicos utilizadas na análise numérica por elementos finitos são apresentados na Tabela 4.15.

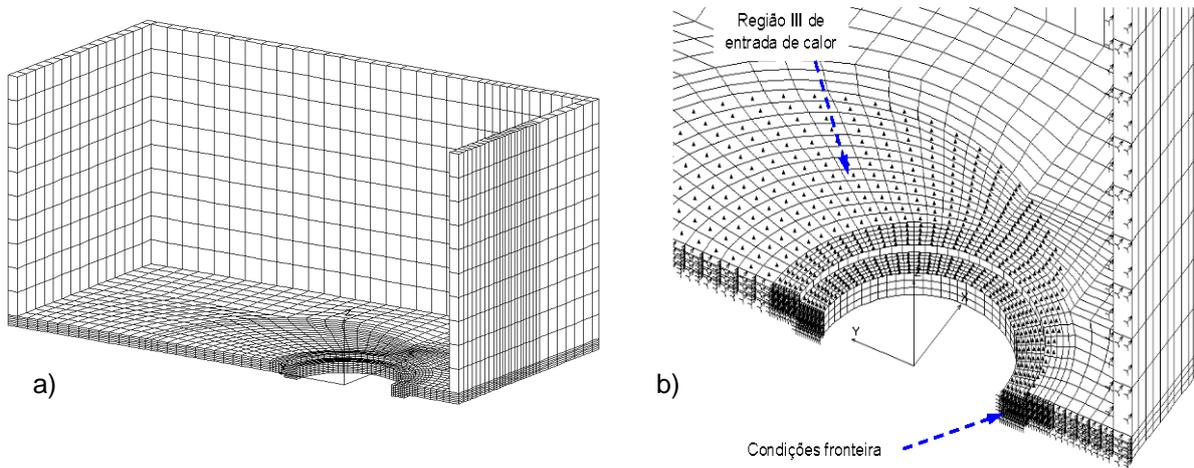


Figura 4.45 a) Malha de elementos finitos - vista geral; b) condições fronteira.

4.8.1. Estudo da exactidão

A exactidão da análise numérica depende do modelo físico considerado (zona de entrada de calor, coeficiente de convecção, propriedades dos materiais e geometria) e da análise pelo MEF (malha de elementos finitos, tipo de elemento, integração numérica).

i) Estudo do refinamento da malha

Foram realizadas duas análises numéricas considerando três e seis elementos na direcção da espessura (eixo z) do lava-louças. As tensões obtidas foram comparadas com as tensões obtidas experimentalmente, conforme se pode observar na Figura 4.46. Pode-se constatar que as tensões obtidas numericamente com três e seis elementos estão sobrepostas e que estas não apresentam diferenças significativas com as tensões obtidas experimentalmente. Conclui-se que a malha com três elementos é suficiente o que vai traduzir-se numa diminuição do esforço computacional.

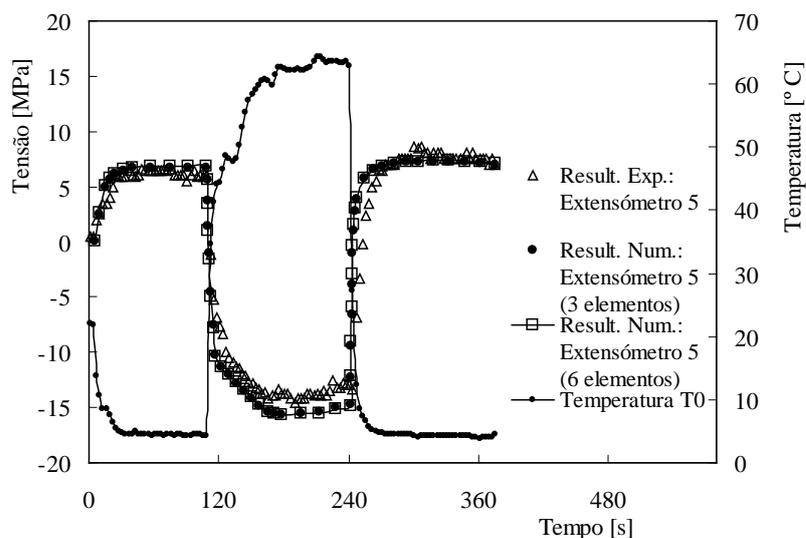


Figura 4.46 Estudo comparativo de duas análises numéricas com 3 e 6 elementos no sentido da espessura para o lava-louças de Asterite.

ii) Estudo relativo à entrada do fluxo de calor

Foram realizadas três análises em que foram consideradas três entradas de fluxo de calor, conforme podemos observar na Figura 4.47.a). As zonas circulares de entrada de calor I e III têm centro localizado a 60 mm da linha de eixo do furo de escoamento de águas e são definidas por $\phi_I=10$ mm e $R_{III}=117$ mm. A zona de entrada de calor II é concêntrica com o furo de escoamento de água ($R_{furo}=45$ mm) e é definida pelo $\phi_{II}=147$ mm.

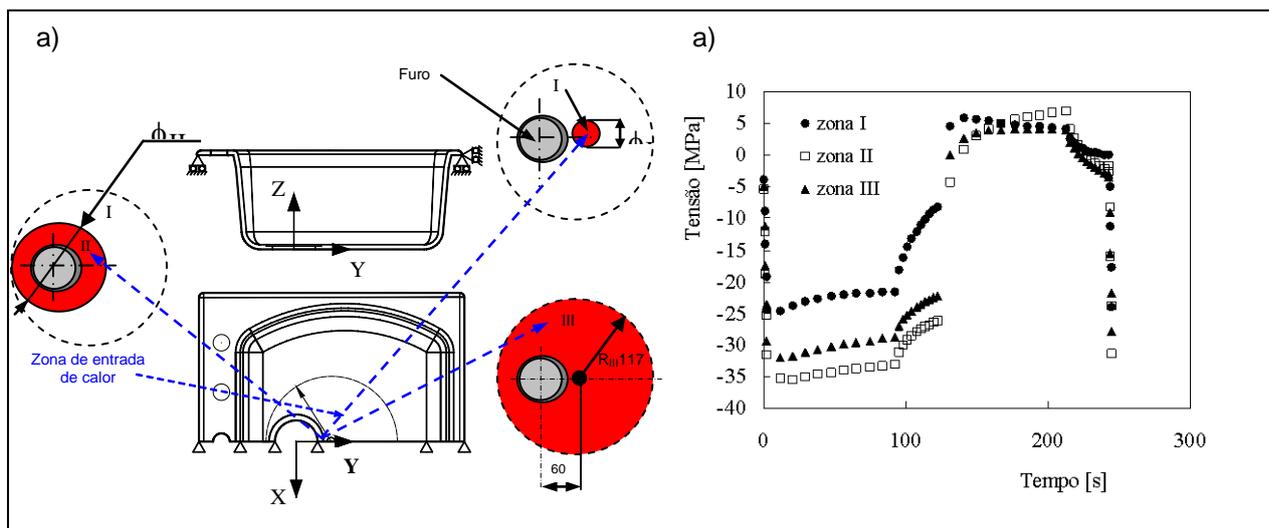


Figura 4.47 a) - Zonas de entrada de calor: zona I, zona II e zona III; b) Variação da tensão para as três zonas de entrada de calor I, II e III. $T_{máx}=90^{\circ}\text{C}$; $T_{mín}=15^{\circ}\text{C}$ $t_i=90$ s e $t_s=30$ s

Na Figura 4.47.b) pode-se observar a evolução da tensão para as três regiões de entrada de calor. Os valores de variação de tensão, no caso da zona II e III, foram obtidos para $Y=0$ mm (ponto no canto do furo) enquanto no caso da zona I foram obtidos para $Y=60$ mm. Observa-se uma influência significativa da zona de entrada de calor nas tensões máximas de tracção e de compressão. Os valores de tensão de tracção máximos foram os seguintes por ordem decrescente: $\sigma_{II}=7$ MPa, $\sigma_I=5.9$ MPa $\sigma_{III}=4$ MPa. A entrada de calor semelhante ao caso experimental corresponde à zona III e conseqüentemente foi a considerada na análise numérica

iii) Influência de h no período de interrupção do fluxo de água (t_s)

Pretendeu-se avaliar a influência do coeficiente de convecção no período de interrupção do fluxo de água. O valor do coeficiente de convecção considerado, no caso de injeção de água foi de $175 \text{ W/m}^2 \text{ }^{\circ}\text{K}$, e na situação de interrupção do fluxo de água foram considerados dois coeficientes de convecção: 0 e $10 \text{ W/m}^2 \text{ }^{\circ}\text{K}$. Na Figura 4.48 pode-se observar que não há variação significativa no valor das tensões de origem térmica (tracção e compressão máximas) para os dois valores de h considerados (0 e $10 \text{ W/m}^2 \text{ }^{\circ}\text{K}$) para o Asterite. No entanto, cada material quando sujeito a fluxos de água fria e quente apresenta diferentes curvas de *tensão-tempo*.

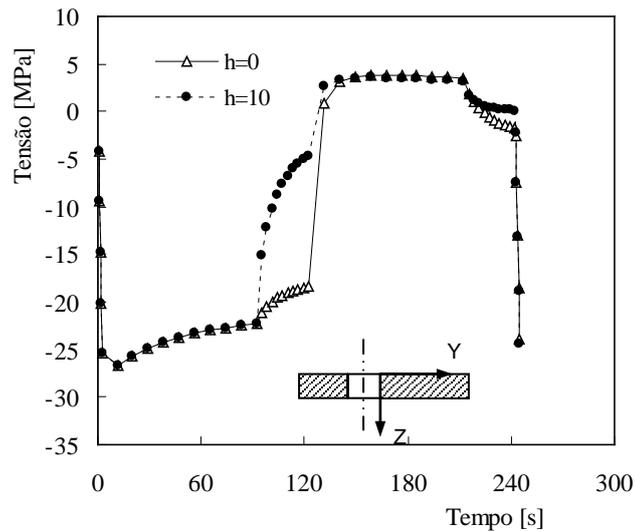


Figura 4.48 Efeito do h (0 e 10 $W/m^2 \text{ } ^\circ K$) no período de interrupção do fluxo de água em lava-louças moldadas em Asterite. $T_{\text{máx}}=90 \text{ } ^\circ C$; $T_{\text{min}}=15 \text{ } ^\circ C$ $t_i=90 \text{ s}$ e $t_s=30 \text{ s}$.

4.8.2. Validação do procedimento numérico

Os resultados numéricos foram validados pelos resultados experimentais realizados com lava-louças de Asterite e Ultra-quartz. Na Figura 4.49 é apresentada uma análise comparativa entre os resultados experimentais e numéricos para o material Asterite.

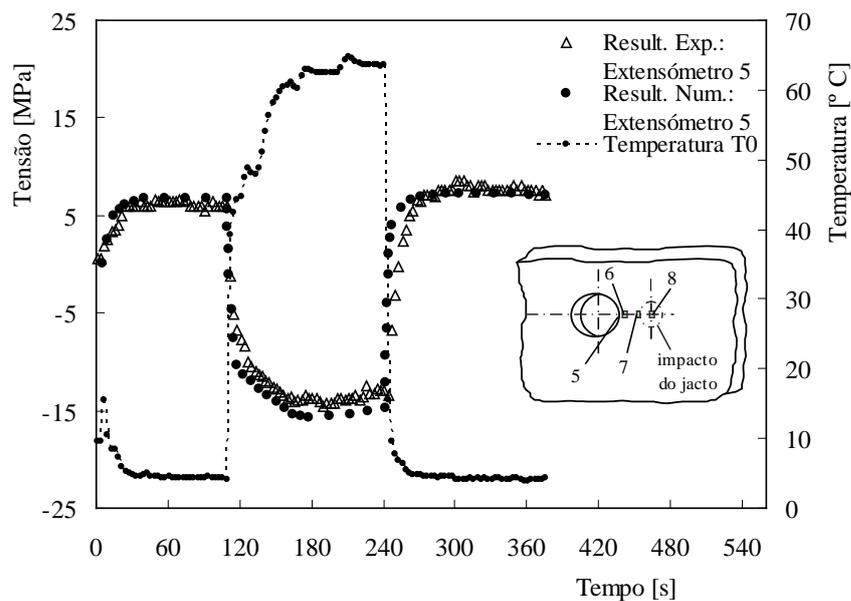


Figura 4.49 Comparação entre resultados numéricos e experimentais das tensões térmicas (lava-louças, Asterite, extensómetro 5).

Nesta análise foram consideradas as tensões relativas ao extensómetro 5 porque a iniciação da fenda de fadiga é mais provável ocorrer a partir de fendas de canto emergentes da superfície do furo. Apesar de nesta posição (extensómetro 5) não ocorrerem as maiores tensões de tracção observadas, pode-se observar que as tensões de tracção e de compressão são pouco influenciadas pela posição do extensómetro no caso de este receber directamente o fluxo de água.

Foi observada uma boa concordância entre as curvas de tendência experimentais e numéricas. Os valores máximos de tensão de tracção e de compressão também apresentam uma muito boa concordância, validando deste modo o procedimento numérico. A variação da temperatura com o tempo utilizada na análise numérica foi a medida no trabalho experimental.

4.8.3. Influência dos parâmetros térmicos

Foram realizados vários estudos de forma a avaliar o comportamento dos lava-louças fabricados com Asterite, Amatis e Ultra-quartz quando sujeitos a fluxos alternados de água quente e fria. Nestes foi analisada a influência da temperatura máxima (T_{\max}), da temperatura mínima (T_{\min}), do tempo de injeção do fluxo de água (t_i) e do tempo de interrupção do fluxo de água (t_s).

i) Efeito da temperatura mínima (t_{\min})

A Figura 4.50 mostra a variação da tensão (para o ponto de canto do furo, $Y=0$ e $Z=0$) para diferentes valores de T_{\min} para o Asterite, considerando $T_{\max} = 90$ °C, $t_i=90$ s e $t_s=30$ s. Um aumento importante da tensão de tracção máxima de 2.4 para 6.9 MPa é observado quando T_{\min} diminui de 20 para 5° C. O ciclo térmico tem início à temperatura ambiente e com a injeção de água quente ($T_{\max}=90$ ° C) desenvolvem-se tensões de compressão que aumentam com a temperatura até atingir o seu valor máximo. Com a manutenção da temperatura ($T_{\max}=90$ ° C) verifica-se uma diminuição das tensões de compressão e com a interrupção do fluxo de água esta diminuição acentua-se. Com a injeção de água fria verifica-se um aumento progressivo das tensões de tracção com a diminuição da temperatura.

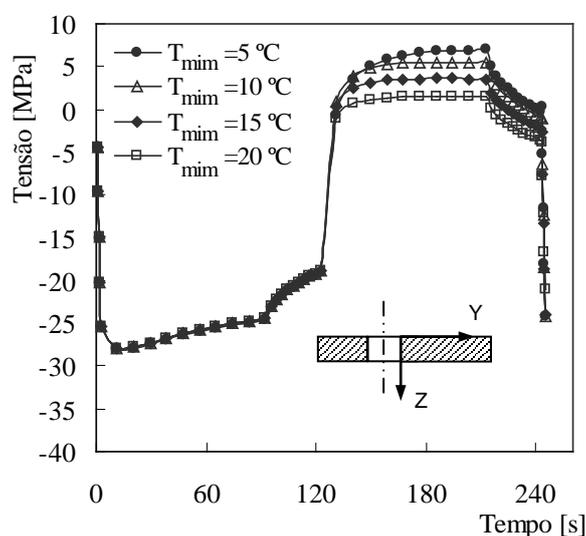


Figura 4.50 Efeito de T_{\min} no perfil de tensão obtido numericamente em lava-louças de Asterite. $T_{\max}=90$ °C; $t_i=90$ s e $t_s=30$ s.

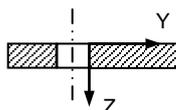


Figura 4.51 Efeito do T_{\min} no valor máximo das tensões de tracção. $T_{\max}=90$ °C; $t_i=90$ s e $t_s=30$ s.

Na Figura 4.51 são apresentados os valores das tensões máximas de tracção, junto ao furo maquinado, em função de T_{\min} para os três materiais, podendo-se confirmar a redução da tensão máxima com o aumento da temperatura mínima do fluxo de água.

As diferenças de tensão entre os três materiais reduzem-se significativamente com o aumento de T_{\min} . As tensões máximas de compressão apresentam um valor quase constante em consequência da temperatura da água quente, T_{\max} , permanecer constante a 90°C , conforme se pode observar na Figura 4.52.

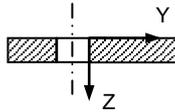


Figura 4.52 Efeito de T_{\min} no valor máximo das tensões de compressão para os três materiais. $T_{\max}=90^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$ e $t_s=30\text{ s}$.

ii) Efeito do tempo de injeção de água (t_i)

Na Figura 4.53 pode-se observar que o aumento do tempo de incidência do fluxo de água t_i , de 90 para 150 s, e para o Ultra-quartz não apresenta alterações significativas no valor das tensões de tracção e de compressão. No caso dos outros dois materiais as diferenças observadas foram igualmente pouco significativas.

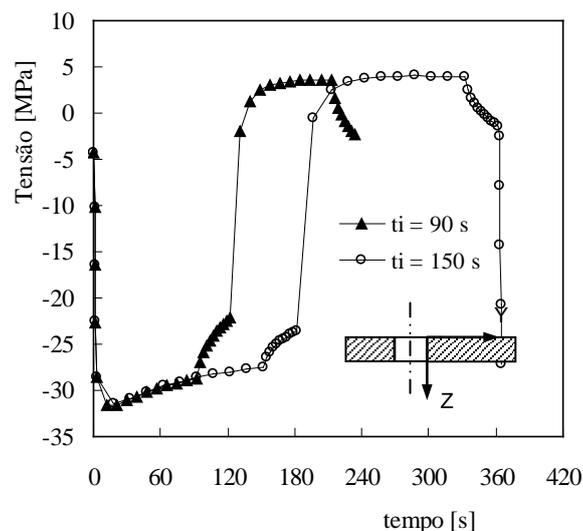


Figura 4.53 Efeito de t_i nas tensões para lava-louças de Ultra-quartz. $T_{\max}=90^{\circ}\text{C}$; $T_{\min}=15^{\circ}\text{C}$; $t_s=30\text{ s}$.

iii) Efeito do tempo de interrupção do fluxo de água (t_s)

Na Figura 4.54 está representada a influência do tempo de interrupção do fluxo de água no nível de tensões de tracção para os três materiais.

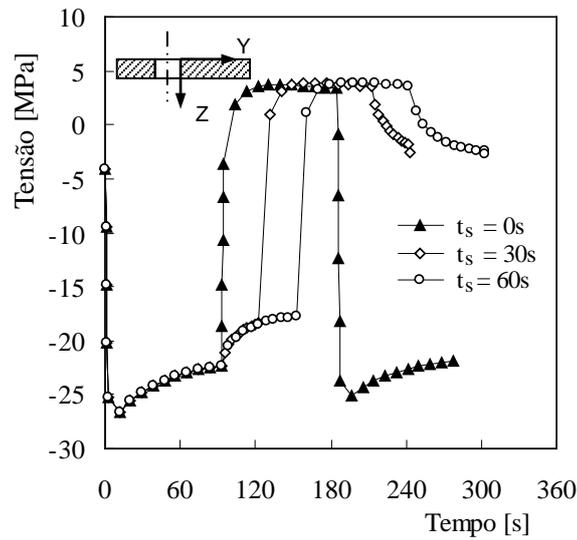


Figura 4.54 Efeito de t_s nas tensões de tracção no Asterite. $T_{m\acute{a}x}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{m\acute{i}n}=15\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$.

Os valores das tensões de tracção não variaram significativamente com o tempo de interrupção do fluxo de água, tal como acontece com o tempo de incidência do fluxo de água (t_i) e contrariamente ao importante papel do $T_{m\acute{i}n}$ nas tensões térmicas de tracção.

iv) Influência da inversão do ciclo térmico

Na Figura 4.55 pode-se observar a influência da temperatura inicial da água no nível de tensões para os três materiais.

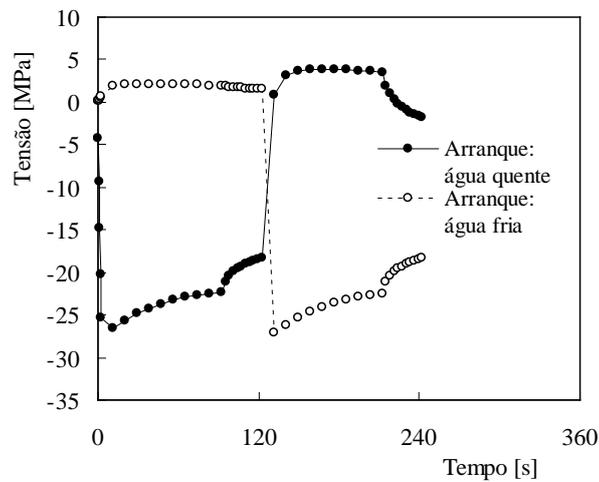


Figura 4.55 Influência da temperatura do fluxo de água no arranque para o Asterite. $T_{m\acute{a}x}=90\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{m\acute{i}n}=15\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_i=90\text{ s}$.

As tensões máximas de tracção ocorrem quando o ensaio é realizado com a injeção de água fria e em seguida é feita injeção de água quente (a partir da temperatura ambiente), procedimento que está de acordo com as prescrições estabelecidas pela norma European Standard-prEN 13310 (1998).

v) Avaliação das tensões na direcção radial e na espessura

As tensões máximas e mínimas foram avaliadas em pontos da superfície, na direcção radial, e na superfície do furo na direcção da espessura. Na Figura 4.56.a) e pode-se observar exemplos dessas avaliações (para a zona com o maior nível de tensão), para os lava-louças dos três materiais e: $T_{max}=90^{\circ}C$, $t_i=90$ s e $t_s=30$ s. A partir da análise das figuras pode ser observado o efeito negligenciável do T_{min} nas tensões compressivas e o importante efeito do T_{min} nas tensões de tracção. Verifica-se que a variação das tensões com a distância ao canto do furo é negligenciável na superfície plana (Figura 4.58.a)) e significativa na região do canto do furo maquinado (Figura 4.56.b)).

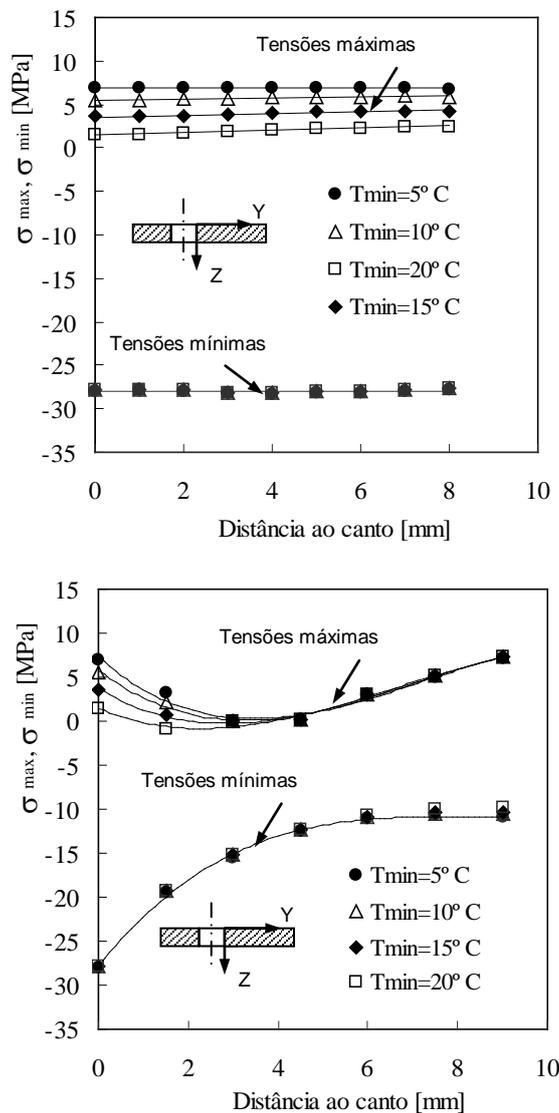
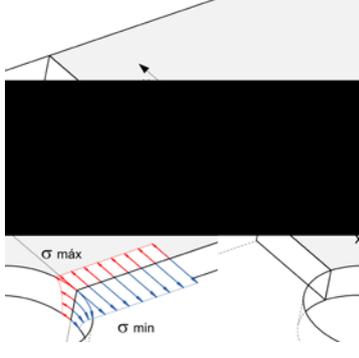
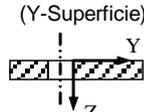
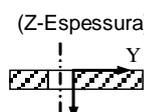
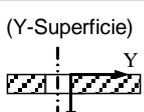
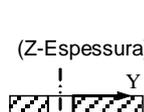


Figura 4.56 a) Tensões na direcção radial para lava-louças em Asterite; b) Tensões na direcção da espessura para lava-louças em Asterite.

Na Tabela 4.16 são apresentadas as equações para as tensões de origem térmica ($\sigma_{\text{máx}}$ e σ_{min}), em função de $T_{\text{máx}}$ (90° C) e de T_{min} (5, 10, 15 e 20° C), para os três materiais compósitos.

Tabela 4.16 Equações ajustadas aos resultados numéricos relativos às tensões de tracção e de compressão.

|  | | Asterite $\sigma_{\text{máx}}$ [MPa] | Amatis $\sigma_{\text{máx}}$ [MPa] | Ultra-quartz $\sigma_{\text{máx}}$ [MPa] |
|---|--------------------------------------|--|--|--|
| | $T_{\text{máx}}-T_{\text{min}}$ [°C] | | | |
| (Y-Superfície)  | 90- 5° C | -12,78y+6,95 | -21,92y+6,04 | -51,08y+7,92 |
| | 90-10° C | 56,78y+5,53 | 38,03y+4,79 | 21,30y+6,35 |
| | 90-15° C | 97,96y+3,58 | 73,67y+3,08 | 69,95y+4,12 |
| | 90-20° C | 126,77y+1,49 | 96,68y+1,25 | 102,52y+1,7 |
| (Z-Espessura)  | 90- 5° C | -39072839,5z ³ + 85367,8z ² -4510,8z+7,3 | -34921810,7z ³ + 744074,1z ² -3905,6z+6,3 | -42790123,5z ³ + 935772,5z ² -4998,6z+8,3 |
| | 90-10° C | -35698353,9z ³ + 772530,6z ² -3881z+5,8 | -31827160,5z ³ +671444z ² - -3349,1z+4,9 | -39308642z ³ +849825,4z ² - 4318,8z+6,6 |
| | 90-15° C | -31805761,3z ³ + 668076,2z ² -3027,6z+3,7 | -28493827,2z ³ + 581153,4z ² -2607z+3,2 | -35366255,1z ³ + 737423,3z ² -3365,3z+4,2 |
| | 90-20° C | -27824279,9z ³ + 559246,5z ² -2127,9z+1,4 | -25028806,6z ³ + 486068,9z ² -1819z+1,19 | -31193415,6z ³ + 617201,1z ² -2339,2z+1,6 |
| | $T_{\text{máx}}-T_{\text{min}}$ [°C] | Asterite σ_{min} [MPa] | Amatis σ_{min} [MPa] | Ultra-quartz σ_{min} [MPa] |
| (Y-Superfície)  | 90- 5° C | 2,16y-28,05 | 9,00y-23,59 | 76,17y-31,91 |
| | 90-10° C | 4,33y+27,93 | 11,5y-23,48 | 80,00y-31,77 |
| | 90-15° C | 4,33y+27,93 | 11,5y-23,48 | 80,00y-31,79 |
| | 90-20° C | 4,33y+27,93 | 11,5y-23,48 | 80y-31,79 |
| (Z-Espessura)  | 90- 5° C | 32427983,5z ³ - 781904,8z ² +6294z-27,797 | 38181070z ³ - 799291z ² +5643,5z-23,2 | 35061728,4z ³ - 822486,8z ² +6540,4z-31,8 |
| | 90-10° C | 33991769,5z ³ - 801904,8z ² +6368,4z-27,7 | 39604938,3z ³ - 817915,3z ² +5712,1z-23,1 | 36213991,8z ³ - 840052,9z ² +6618,4z-31,7 |
| | 90-15° C | 34732510,3z ³ - 803915,3z ² +6365,3z-27,7 | 40106995,9z ³ - 818783,1z ² +5708,1z-23,1 | 36790123,5z ³ - 841005,3z ² +6613,7z-31,6 |
| | 90-20° C | 35069958,9z ³ - 800137,6z ² +6346,4z-27,7 | 40477366,4z ³ - 817137,6z ² +5696,7z-23,1 | 37201646,1z ³ - 838783,1z ² +6600z-31,6 |

4.9. PREVISÃO DA VIDA DE FADIGA EM PROVETES COM FURO CENTRAL: METODOLOGIA DE CÁLCULO

A propagação de fendas e a vida à fadiga podem ser estudadas numericamente utilizando a velocidade de propagação de fenda de fadiga, solução de K e a tenacidade à fractura. Uma primeira aproximação consiste em considerar alguns pontos-chave na frente da fenda (usualmente na superfície e pontos interiores) e assumir uma forma de fenda particular durante todo o crescimento desta (usualmente circular ou elíptico, Newman, 1981). Nestes pontos calcula-se K e determina-se da/dN a partir dos resultados experimentais. Deste modo a fenda, no seu crescimento, só varia a sua razão de dimensão. Pode utilizar-se um ΔK efectivo para ter em conta o fenómeno do fecho de fenda. Esta metodologia tem sido largamente utilizada na avaliação prática da propagação de fendas de fadiga e foi encontrada uma boa concordância com os resultados experimentais (Newman *et al*, 1986; Costa, 1991). Smith *et al* (1989) propuseram uma aproximação alternativa que considera vários pontos ao longo da frente da fenda no estudo da propagação com a aplicação de ciclos de carga. O factor de intensidade de tensões ao longo da frente de fenda é calculado pelo método dos elementos finitos tridimensionais ou método dos elementos fronteira. Uma equação da lei de Paris apropriada é integrada para obter vários incrementos de fenda locais a partir dos quais uma nova frente de fenda pode ser definida. A primeira aproximação será utilizada aqui porque Lin *et al* (1998) mostraram que fendas de canto num furo mantêm uma forma elíptica durante o seu crescimento. Assim, vai considerar-se a presença de uma fenda de dimensão (c_0, a_0) criada na fase de iniciação, e vai utilizar-se a mecânica da fractura para estimar: o tamanho da fenda a que ocorre a falha do provete, o número de ciclos para desenvolver a fenda inicial até à fractura e a evolução da forma da fenda. As previsões foram realizadas supondo que as fendas de canto mantêm a forma elíptica durante o seu crescimento no furo central, seguindo o procedimento indicado na Figura 4.57.

Nestas análises devemos começar por: definir uma fenda inicial indicando as suas dimensões $(c_0$ e $a_0)$. O tamanho da partícula foi considerado um valor de referência para o defeito inicial; Calcular os factores geométricos na superfície da frente e nos pontos de canto no furo (Y_c e Y_a , respectivamente) utilizando as soluções seguintes: Para o canto da fenda na superfície do provete (comprimento de fenda c):

$$Y_c = 1.871 + 1.063x_2 - 0.884x_2^2 + 0.179x_2^3 - 12.927x_1 + 13.954x_2x_1 - 7.22x_2^2x_1 + 1.486x_2^3x_1 + 47.697x_1^2 - 72.579x_2x_1^2 + 43.773x_2^2x_1^2 + 9.408x_2^3x_1^2 + 69.24x_1^3 + 123.298x_2x_1^3 - 79.475x_2^2x_1^3 + 17.389x_2^3x_1^3 + 37.433x_1^4 - 72.051x_2x_1^4 + 47.494x_2^2x_1^4 - 10.339x_2^3x_1^4 \quad (4.26)$$

onde $Y_c = Kc / (\sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2})$, $x_1 = a/t$, $x_2 = a/c$.

Para o ponto de canto no furo (comprimento de fenda a):

$$Y_a = 3.227 - 3.075x_1 + 5.613x_1^2 - 2.519x_1^3 - 1.15x_2 + 2.446x_1x_2 - 5.845x_1^2x_2 + 3.103x_1^3x_2 + 0.161x_2^2 - 0.514x_1x_2^2 + 1.508x_1^2x_2^2 - 0.886x_1^3x_2^2 \quad (4.27)$$

onde $Y_c = Kc / (\sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2})$, $x_1 = a/t$, $x_2 = a/c$.

onde $Y_a = Ka / (\sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2})$, $x_1 = a/t$, $x_2 = a/c$.

As diferenças máximas obtidas entre os resultados numéricos e os das soluções (equações 5.1 e 5.2) obtidas, foram de 1% e 0.6%, respectivamente. Estas soluções podem ser utilizadas para $0.5 \leq a/c \leq 2.5$ (extrapolação de $0.75 \leq a/c \leq 2$) e para $0 \leq a/t \leq 1$ (extrapolação de $0.05 \leq a/t \leq 0.8$). O erro é provavelmente menor que 3%.

A solução proposta por Newman *et al* (1986) foi também utilizada para comparação. Calcular ΔK_c e ΔK_a :

$$\Delta K_c = Y_c \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$$

$$\Delta K_a = Y_a \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$$

Neste passo, os valores $(K_c)_{\max}$ e $(K_a)_{\max}$ foram comparados com a tenacidade à fractura (K_{Ic} , Tabela 4.9). Se $(K_c)_{\max} \geq K_{Ic}$ ou $(K_a)_{\max} \geq K_{Ic}$ a análise parava; Calcular o incremento de fenda utilizando as constantes do material obtidas a partir da lei de Paris (Tabela 4.13):

$$\Delta c = C \cdot (\Delta K_c)^m \cdot \Delta N$$

$$\Delta a = C \cdot (\Delta K_a)^m \cdot \Delta N$$

O valor considerado para ΔN foi 1 de modo a reduzir o erro introduzido por se considerar que ΔK é constante durante o avanço da fenda; Cálculo da nova frente de fenda

$$c_{i+1} = c_i + \Delta c$$

$$a_{i+1} = a_i + \Delta a$$

e actualização do número de ciclos de fadiga:

$$N_{i+1} = N_i + \Delta N$$

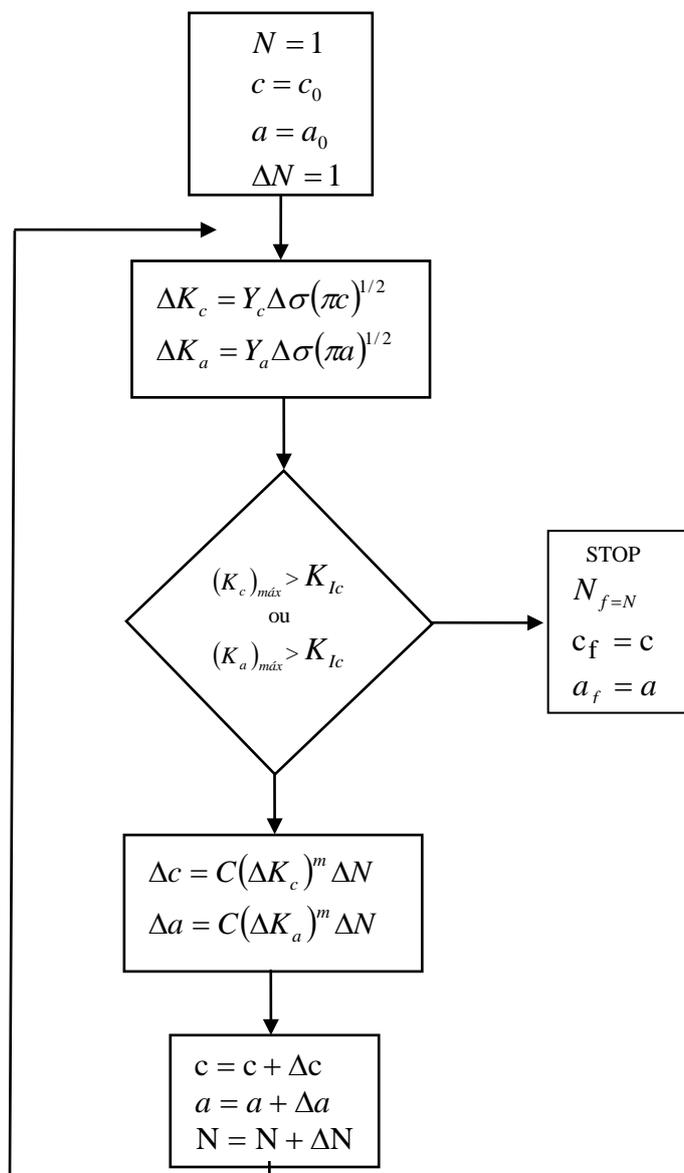


Figura 4.57 Procedimento seguido no estudo do crescimento da fenda de fadiga.

Estes novos comprimentos de fenda foram depois considerados no passo dois e o procedimento foi repetido até que a tenacidade à fractura do material (Tabela 4.9) fosse alcançada. O tamanho da fenda naquele instante é o comprimento da fenda de fadiga final e N_{i+1} é o número de ciclos de fadiga.

Foi considerada uma fenda inicial de dimensões (c_0 , a_0), criada na fase de iniciação, e os aspectos estudados foram o tamanho da fenda a que a falha do provete ocorre (c_f , a_f), o número de ciclos requeridos para crescer a fenda inicial até à fractura (N_f) e a evolução da forma da fenda. Os materiais considerados neste estudo foram os compósitos Asterite, Amatis e Ultra-quartz.

Na Figura 4.58 pode-se observar os comprimentos de fenda aos quais ocorre a fractura (a_f e c_f , respectivamente) para o Asterite, Amatis e Ultra-quartz. Os comprimentos de fenda iniciais considerados foram suficientemente pequenos de modo a eliminar a influência da forma inicial da fenda na forma à qual ocorre fractura. Com o aumento da carga máxima, os comprimentos finais de fenda diminuem para todos os materiais como esperado. O material influencia significativamente o comprimento de fenda final o que é uma consequência dos diferentes valores de tenacidade (Tabela 4.9). O Asterite, material com o mais baixo valor de tenacidade, apresenta os mais pequenos comprimentos de fenda, valores inferiores a 0,6 mm. O Ultra-quartz tem um comportamento intermédio. A solução proposta por Newman (1986) também foi utilizada na obtenção de comprimentos de fenda finais.

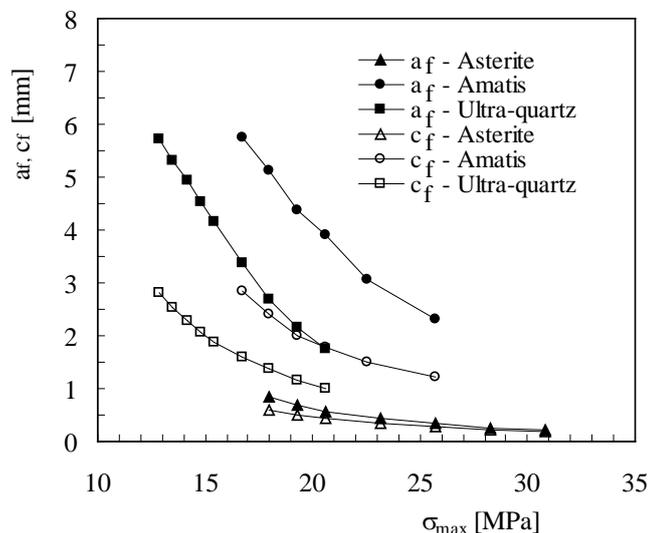


Figura 4.58 Comprimentos de fenda na fractura para os três materiais compósitos e para $R=0$.

4.9.1. Previsões de vida de fadiga

Na Figura 4.59.a) e b) pode-se observar os resultados experimentais e as previsões de vida obtidas para provetes de Asterite (para $R=0$ e $R=-0,75$). A solução de K usada nestas previsões foi a solução desenvolvida neste trabalho. Por comparação entre os resultados numéricos e os experimentais conclui-se que os tamanhos iniciais previstos para o Asterite variaram entre $90 \mu\text{m}$ e $150 \mu\text{m}$, valores muito mais elevados que o tamanho das partículas de sílica ($10 \mu\text{m}$) utilizados no enchimento.

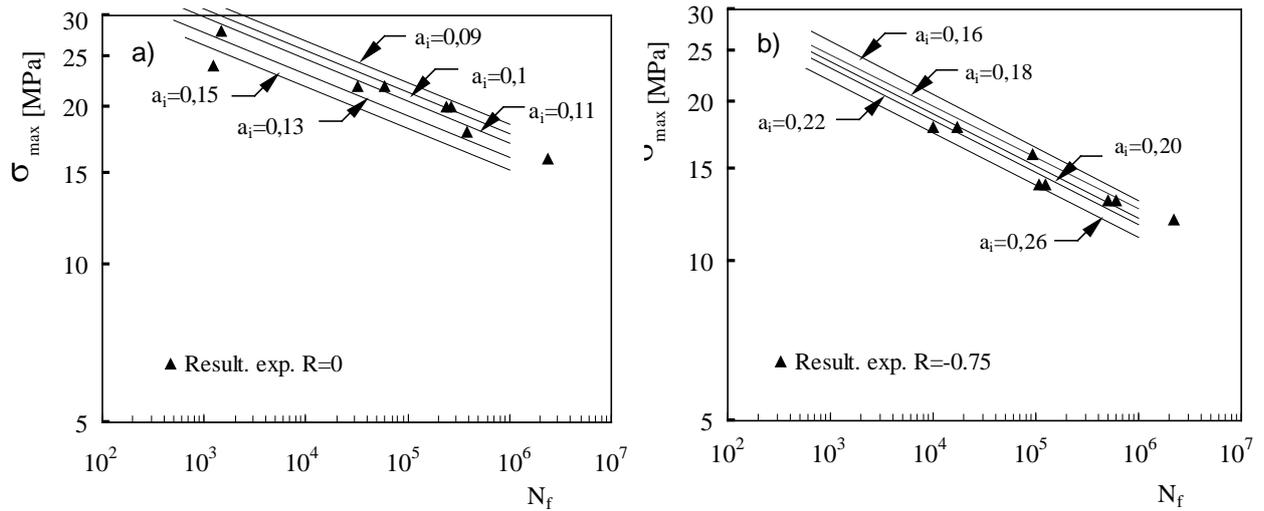


Figura 4.59 a) Curvas de fadiga em provetes de Asterite. R=0; b) Curvas de fadiga em provetes de Asterite. R=-0,75.

Nas Figuras 4.60.a) e b) pode-se observar as previsões de vida para provetes de Amatis e os resultados experimentais (para duas razões de tensão: R=0 e R=-0,75). A solução de K usada nestas previsões foi a solução desenvolvida neste trabalho. Os tamanhos iniciais previstos apresentam uma variação entre os 300 μm e 450 μm , valores semelhantes ao tamanho das partículas de sílica de enchimento deste material.

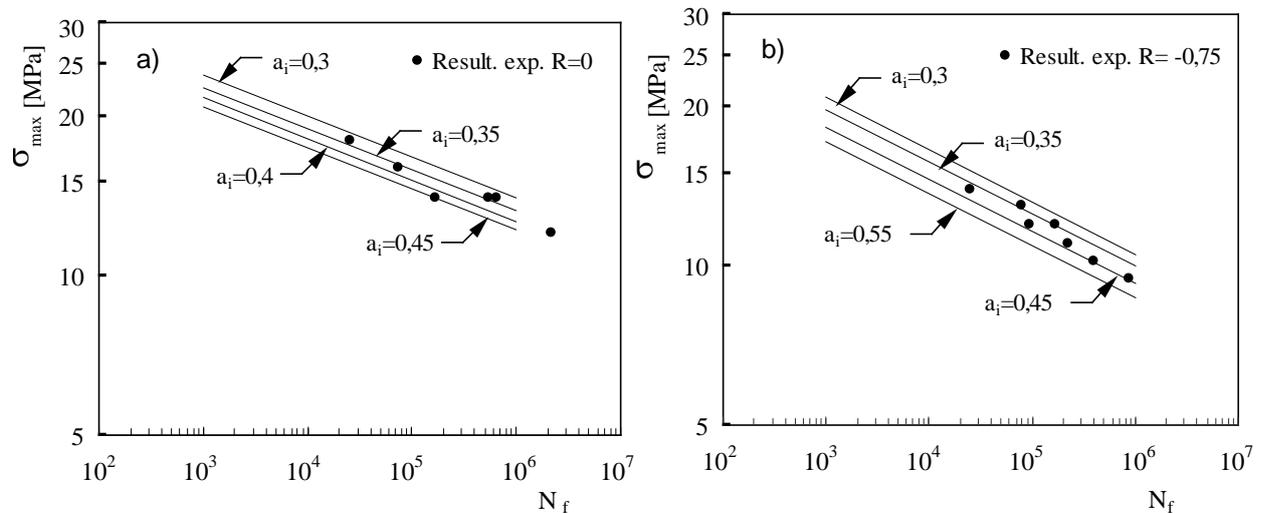


Figura 4.60 a) Curvas de fadiga em provetes de Amatis; R=0; b) Curvas de fadiga em provetes de Amatis. R=-0,75.

Na Figura 4.61.a) e b) pode-se, também, observar os resultados experimentais para as duas razões de tensão (R=0 e R=-0.75), bem como as previsões numéricas. Os tamanhos iniciais previstos para o provete de Ultra-quartz apresentam uma variação entre 1.5 mm e 2.5 mm, valores mais elevados que os tamanhos das partículas de enchimento deste material compósito. Nestas previsões foi também usada a solução de K desenvolvida aqui.

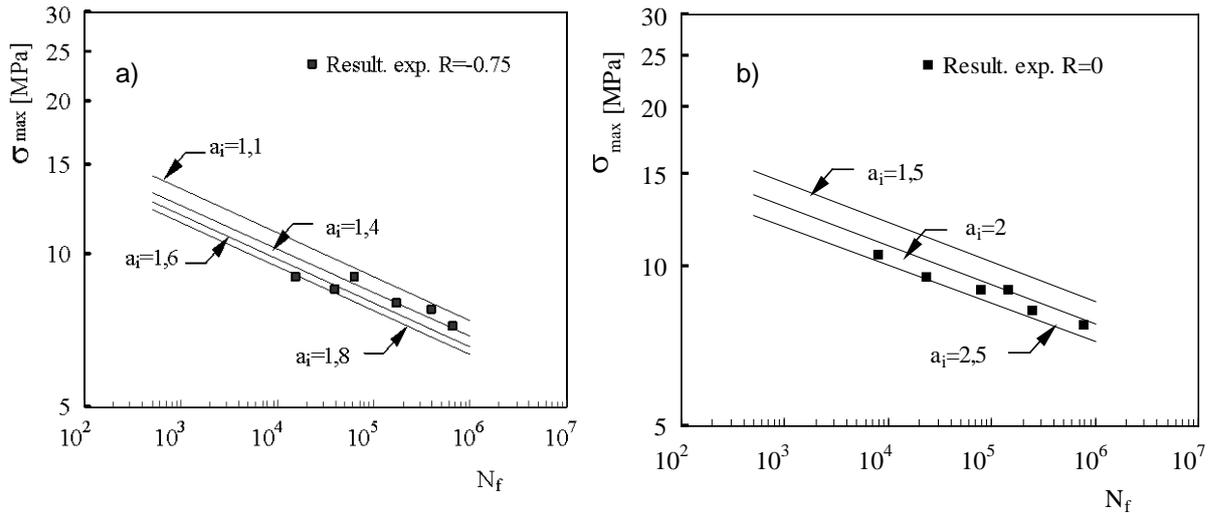


Figura 4.61 a) Curvas de fadiga em provetes de Ultra-quartz; R=0; b) Curvas de fadiga em provetes de Ultra-quartz. R=-0,75.

As curvas S-N obtidas para os três materiais seguem a mesma tendência que a verificada com os resultados experimentais. Nestas previsões foram consideradas apenas as vidas referentes à fase de propagação. No entanto, se existir uma fase de iniciação o tamanho de fenda inicial pode ser maior. O declive das curvas S-N de previsão é igual a $-1/m$ valor que resulta da integração da lei de Paris:

$\Delta\sigma = N^{\frac{-1}{m}} \cdot \tilde{f}(Y\sqrt{\pi a}, C)$. Conseqüentemente, o declive é independente da solução de K e só a intercepção da curva com o eixo referente à amplitude de tensão é afectada por esta solução.

Nas figuras seguintes (Figuras 4.62. a) e b)) são comparadas as previsões obtidas com as duas soluções de K consideradas (solução desenvolvida de solução de Newman) para provetes de Asterite, Amatis e Ultra-quartz (e para as duas razões de tensão R=0 e R=-0,75). A solução desenvolvida aqui apresenta vidas de fadiga ligeiramente mais baixas que as previstas com a solução de Newman *et al* (1986) no caso dos materiais Asterite e Amatis. Pode-se observar que os declives das curvas S-N não se alteram com a solução de K.

Pode-se observar na Figura 4.62 e figuras seguintes que a utilização quer da solução desenvolvida quer da solução de Newman (1996) não apresenta variações significativas.

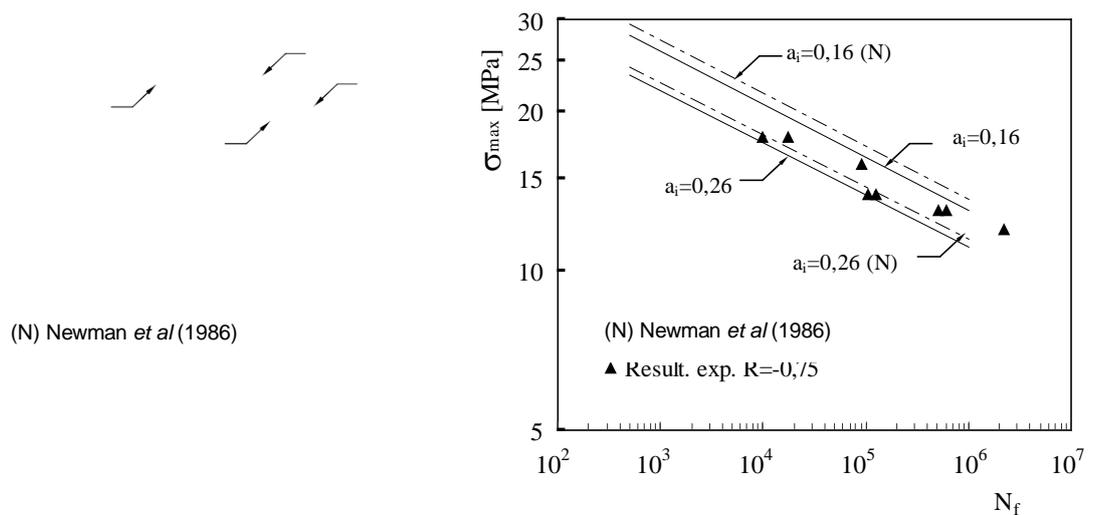


Figura 4.62 a) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Asterite. R=0; b) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Asterite. R=-0,75.

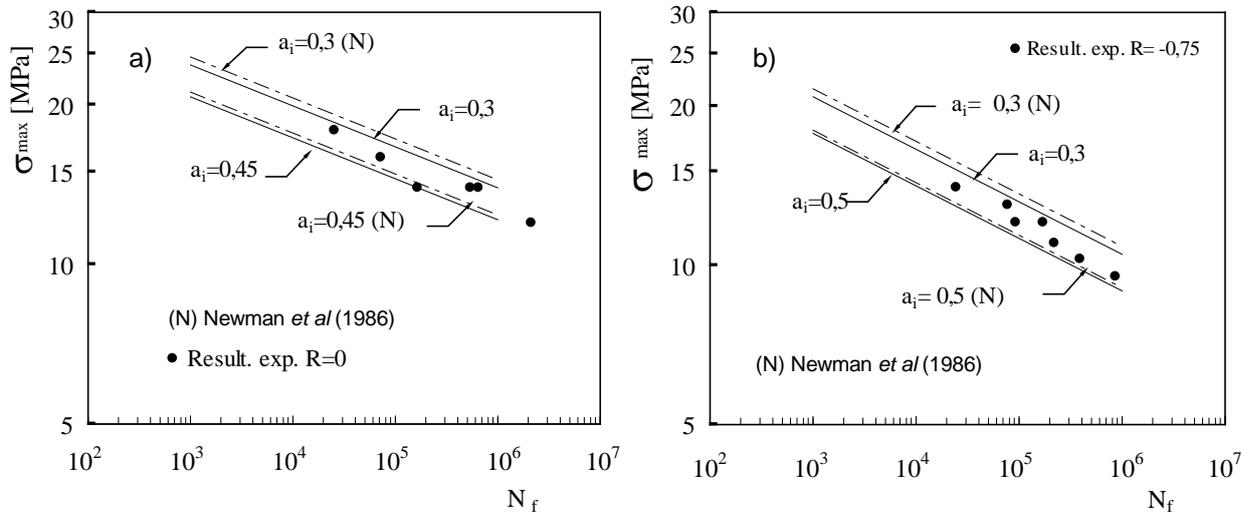


Figura 4.63 a) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Amatis. R=0; b) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Amatis. R=-0,75.

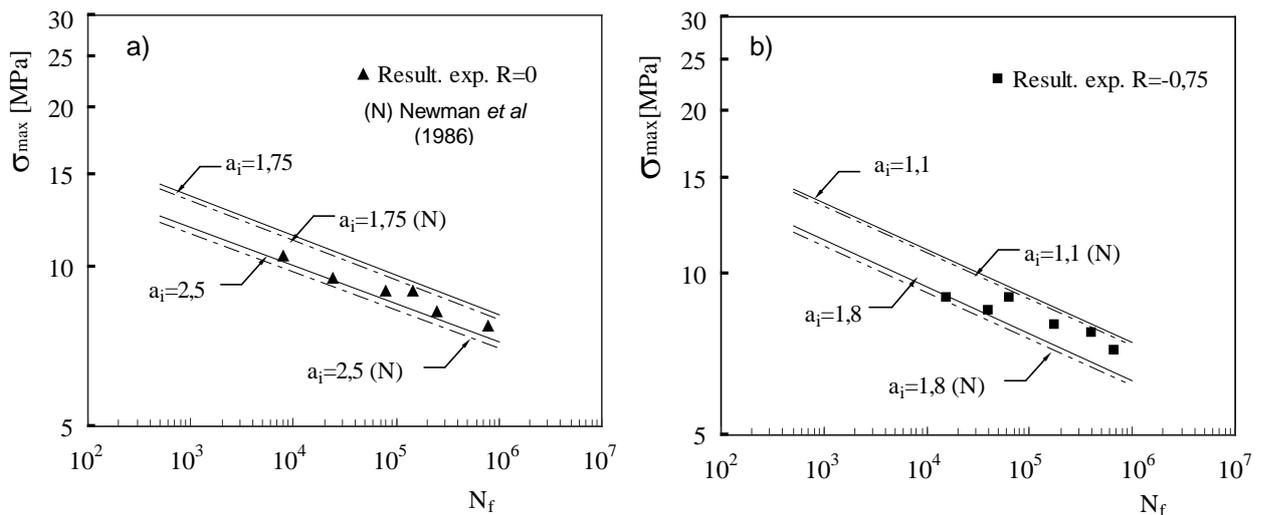


Figura 4.64 a) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Ultra-quartz. R=0; b) Influência da solução de K nas vidas previstas para o Ultra-quartz. R=-0,75.

4.9.2. Influência das tensões residuais no nível de defeitos espectáveis

4.9.2.1. Tensões residuais originadas por maquinaria e moldação

O cálculo das tensões residuais foi efectuado através do método diferencial. As tensões residuais foram medidas na direcção da espessura (superfície plana) e na direcção normal à superfície do furo maquinado. Nos lava-louças existem tensões residuais produzidas pelo furo maquinado e também devidas ao processo de fabrico. Em todos os materiais foram obtidas tensões residuais altas junto à superfície e a dissipação das mesmas com a profundidade.

Na Figura 4.65 pode-se observar as tensões residuais principais máximas, induzidas pela maquinação de um furo, pela maquinagem das superfícies planas e pelo processo de contracção durante a moldação para o Asterite. Estas tensões foram determinadas a partir da superfície e até 0,5 mm de profundidade para a superfície do furo maquinado e até 1 mm de profundidade para superfícies maquinadas e moldadas, em provetes fabricados com os três materiais compósitos em estudo.

As tensões residuais mais elevadas foram obtidas no Asterite na superfície do furo maquinado (28 MPa). As tensões de compressão mais elevadas foram também obtidas na superfície moldada de provetes de Asterite (-10 MPa). As tensões obtidas à superfície e para a superfície plana maquinada de Asterite foram semelhantes às obtidas com a Ultra-quartz (11 e 10 MPa, respectivamente). Para uma profundidade de 0,2 mm, as tensões residuais relativas às três situações consideradas (superfície do furo maquinado, superfície plana maquinado e superfície moldada) apresentam valores muito semelhantes (valores na ordem dos 16 MPa). Para valores de superiores a 0,3 mm de profundidade, as tensões residuais medidas diminuem com o aumento da profundidade, nas três situações consideradas, como seria de esperar.

As tensões residuais mais elevadas obtidas com o Amatis, à superfície, verificaram-se na superfície plana maquinada (22 MPa). Na superfície do furo maquinado, as tensões residuais foram de 19 MPa e na superfície moldada foram de -1 MPa. Para uma profundidade de 0,2 mm, as tensões residuais relativas às três situações consideradas (superfície do furo maquinado, superfície plana maquinado e superfície moldada) apresentam valores de 17 MPa, 22 MPa e 16 MPa, respectivamente.

As tensões residuais obtidas em provetes de Ultra-quartz à superfície e nas três situações consideradas (superfície do furo maquinado, superfície plana maquinado e superfície moldada) foram de 11 MPa, 10 MPa e 18 MPa, respectivamente. Para uma profundidade de 0,2 mm os valores obtidos foram de 11 MPa para a superfície do furo maquinado e de 19 MPa para as duas outras situações. Para valores de profundidade maiores que 0,3 mm, os valores das tensões residuais diminuem com o aumento da profundidade.

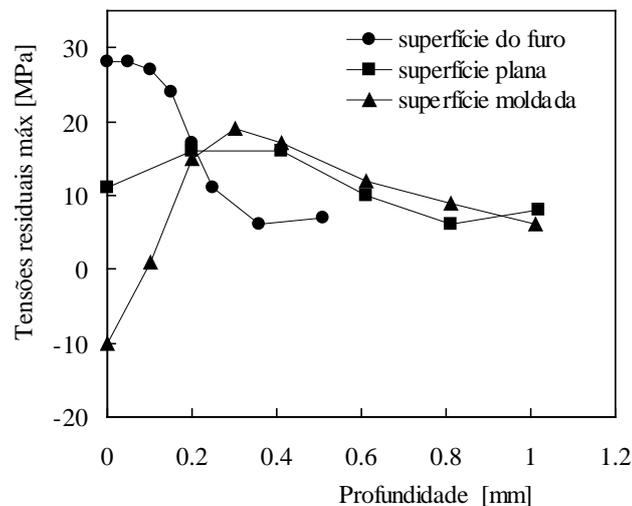


Figura 4.65 Tensões residuais principais máximas versus profundidade em provete de furo maquinado, de superf. plana maquinada e de superf. moldada para o Asterite.

4.9.2.2. Vida à fadiga em provetes com furo central considerando as tensões residuais originadas pelo processo de fabrico

Pretende-se neste ponto realizar previsões das dimensões de defeitos típicos que ocorrem em provetes com furo central maquinado considerando o efeito das tensões residuais. De forma a realizar previsões relativas ao tamanho destes defeitos, foi feito um estudo experimental de fadiga em provetes planos com um furo central solicitado à tracção. Os tamanhos dos defeitos iniciais foram obtidos sobrepondo as vidas experimentais com as previsões que têm em conta as tensões mecânicas e as tensões residuais induzidas pelo furo maquinado e superfície maquinada.

As tensões residuais foram ajustadas considerando que a variação é linear com a profundidade relativamente à superfície. A propagação da fenda de fadiga foi modelada tendo em conta a propagação em dois pontos extremos: ponto *a* na direcção da espessura e ponto *c* na superfície plana, como se mostra na Figura 4.66 A propagação em ambas as direcções foi realizada considerando uma tensão residual constante induzida pela maquinação. Considerou-se o valor não exactamente à superfície, mas a tensão residual situada a uma pequena distância da superfície (assumindo ser 0,1 mm para provetes de Asterite e 0,2 mm para provetes de Amatis e Ultra-quartz) procurando considerar o efeito global do gradiente da tensão residual e também o tamanho da partícula.

A soma das tensões residuais estáticas com as tensões devidas ao carregamento mecânico cíclico ($R=-0,75$) dá um ciclo de tensão efectivo que corresponde a uma amplificação da razão de tensão e da tensão máxima relativamente às tensões mecânicas aplicadas. Na simulação da propagação da fenda foram consideradas as seguintes aproximações: em cada passo a razão de tensão *R* foi avaliada e os parâmetros da lei de Paris usados foram os correspondentes ao valor de *R* mais perto dos calculados (foram considerados só os valores *m* e *C* para $R=0$ ou $R=-0,75$). O erro induzido por esta aproximação, na maioria dos casos não foi significativo, uma vez que a avaliação da razão de tensão efectiva não foi bastante diferente de zero. De forma a calcular a gama de tensão só a parte positiva do ciclo de tensão foi considerada.

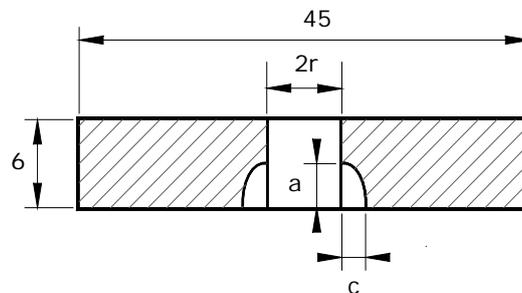


Figura 4.66 Representação esquemática da fenda de canto no furo maquinado.

Na Figuras 4.67.a), b) e c) pode-se observar as previsões de vida versus tamanho do defeito para provetes dos três materiais compósitos para dois níveis de tensão máxima que desenvolvem vidas experimentais de 10^4 e 10^5 ciclos, respectivamente, e por isso deve provocar fases de iniciação curtas. Foi sobreposto um ponto correspondente à vida experimental para cada nível de tensão e razão de tensão de $R=-0,75$. Assumindo que só ocorre a propagação de fenda de fadiga, a previsão da vida de fadiga e a vida experimental devem ser coincidentes e por essa razão o tamanho da fenda de referência foi prevista. Os valores obtidos foram: 0,059 mm para o Asterite, 0,125-0,155 mm para o Amatis e 0,5-0,6 mm para o Ultra-quartz. Estes valores são significativamente mais baixos que os obtidos anteriormente sem considerar o efeito das tensões residuais sendo agora próximos do tamanho da partícula do material (menos para o Asterite que tem um tamanho de partícula muito fina e onde os defeitos de maquinação devem envolver várias partículas) o que parece ser uma previsão consistente para provetes laboratoriais maquinados cuidadosamente.

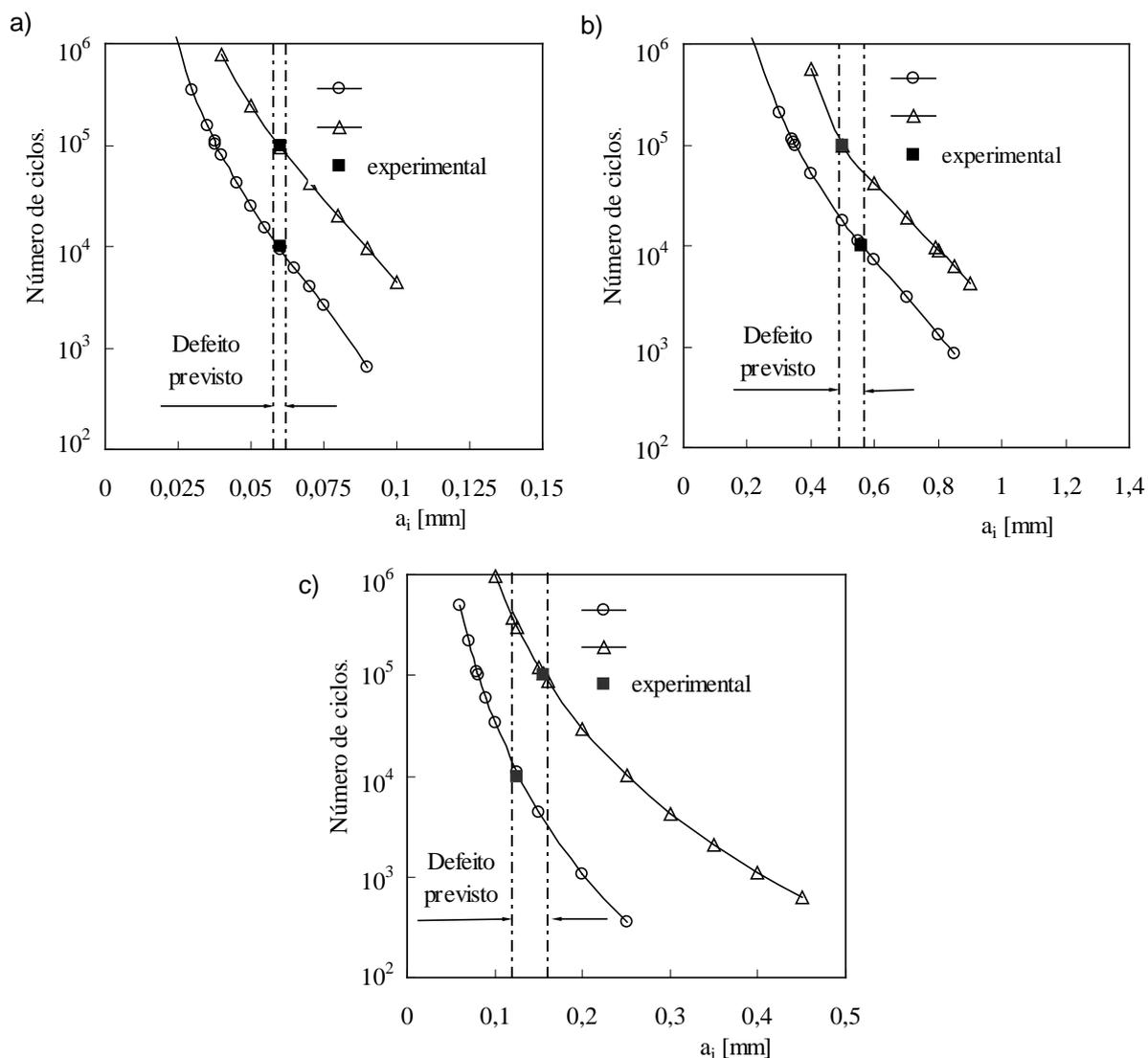


Figura 4.67 a) Curvas de previsão de vida versus tamanho de falha para o material compósito Asterite; b) Curvas de previsão de vida versus tamanho de falha para o material compósito Amatis; c) Curvas de previsão de vida versus tamanho de falha para o material compósito Ultra-quartz.

4.10. ANÁLISE DE FADIGA TÉRMICA EM LAVA-LOUÇAS

Foi realizada uma avaliação de fadiga em lava-louças produzidos com os três materiais compósitos considerados neste trabalho. O processo de fabrico destes componentes, introduz tensões residuais originadas pelo processo de moldação e pelo processo de maquinação do furo para descarga de água. Assim, as tensões residuais foram adicionadas às tensões térmicas obtidas numericamente (ver capítulo V). As tensões residuais foram consideradas como cargas estáticas e só as tensões térmicas foram consideradas como dinâmicas. As tensões residuais induzidas pelo processo de moldação foram consideradas na propagação segundo a direcção c e as promovidas pela maquinação do furo foram consideradas na propagação segundo a direcção a (Figura 4.66). As tensões residuais induzidas pelo processamento podem ser observadas na Figura 4.64 e mostram uma enorme variação perto da superfície que depende do tamanho das partículas. No material com o tamanho de partícula mais baixo (Asterite) as tensões residuais mudam de valores de compressão na superfície a valores mais altos de tracção em pontos próximos da superfície. No caso do material com tamanho de partícula maior, as tensões são sempre elevadas e positivas. Por outro lado, o material com tamanho de partícula intermédio apresenta valores muito baixos de tensão na superfície e valores elevados e positivos em pontos imediatamente abaixo da superfície. Consequentemente, foi realizada uma análise aproximada considerando as tensões residuais induzidas pelo furo maquinado iguais às utilizadas nos provetes com

um furo central e assumindo para as tensões, induzidas pelo processo de moldação, os valores de 10, 15 e 20 MPa com o objectivo de estudar a sua influência.

As tensões térmicas máximas e mínimas foram avaliadas em pontos da superfície do fundo do lava-louças e superfície do furo maquinado (Figuras 4.50, 4.51 e 4.52). Nestas figuras pode ser confirmado o efeito negligenciável do T_{min} nas tensões compressivas e o importante efeito do T_{min} nas tensões de tracção. A simulação da propagação da fenda foi similar à realizada para os provetes de furo central maquinados. Foi utilizada uma solução de K obtida por Newman *et al* (1986) para fendas de canto que crescem a partir do furo em placas sujeitas a tracção uniaxial, considerando um furo com um diâmetro de 90 mm e uma placa com uma largura de 350 mm.

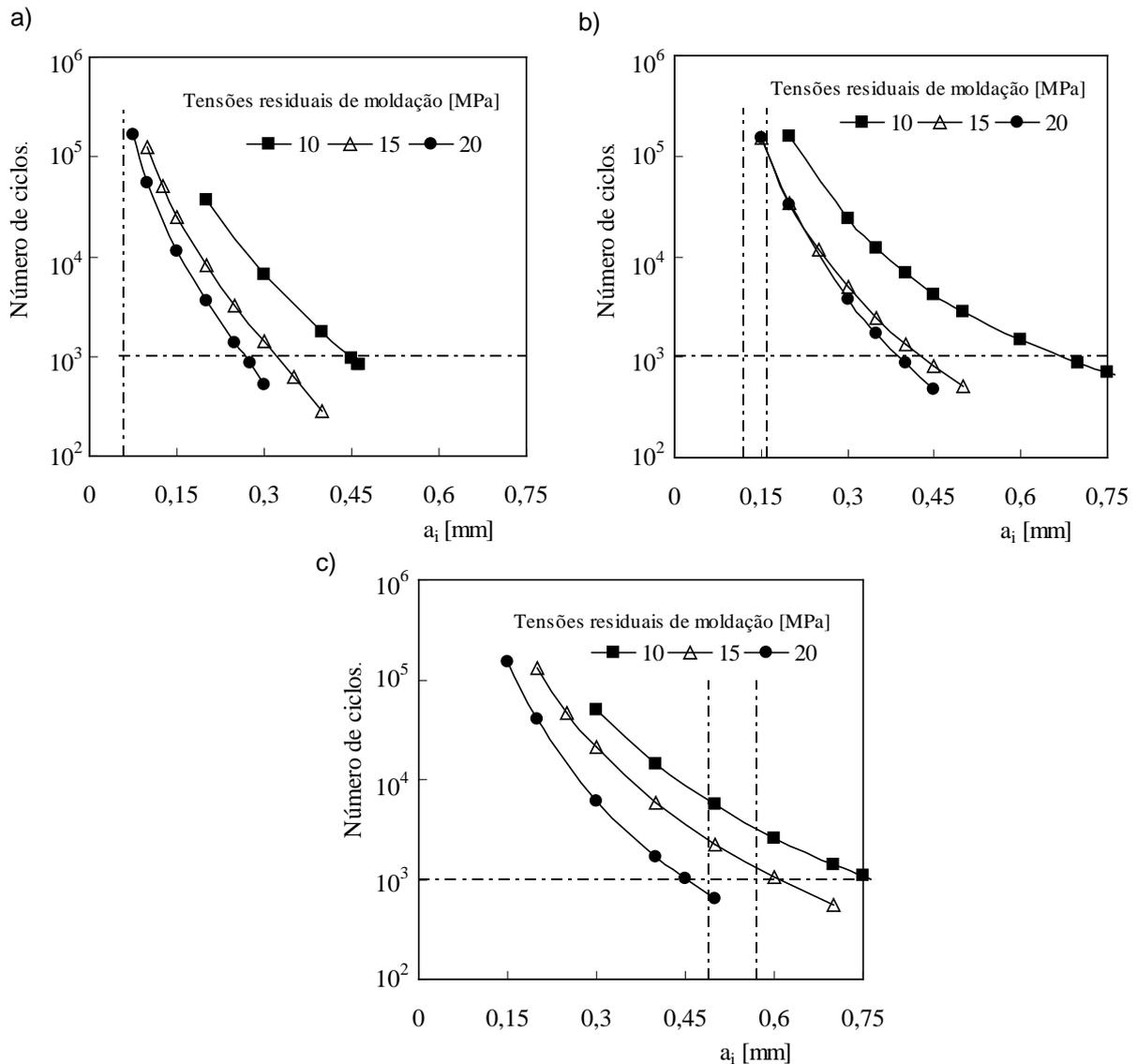


Figura 4.68 a) Previsões de vida de fadiga versus tamanho do defeito inicial para diferentes tensões residuais para o Asterite; b) Previsões de vida de fadiga versus tamanho do defeito inicial para diferentes tensões residuais para o Amatis; c) Previsões de vida de fadiga versus tamanho do defeito inicial para diferentes tensões residuais para o Ultra-quartz.

Na Figura 4.68.a), b) e c) podem ser observadas as previsões de vida versus tamanho de defeito inicial para diferentes tensões residuais induzidas pelo processo de moldação, para lava-louças fabricados com os três materiais. As condições de serviço ($T_{max}=90^{\circ}C$, $T_{min}=15^{\circ}C$, $t_i=90$ seg e $t_s=30$ seg) foram definidas de acordo com a Européenne Standard Draft pr EN 13310 (1998). Nestas figuras estão representadas linhas de referência de 1000 ciclos térmicos que correspondem à vida mínima tolerável de

acordo com a norma acima indicada. São também indicadas nestas figuras, bandas de referência relativas ao tamanho dos defeitos obtidos nos provetes com furo central maquinado. Apesar de alguma incorrecção da solução de K utilizada, e da incerteza relacionada com as tensões residuais efectivas, pode-se observar nas Figuras (4.68.a), b) e c)) um efeito significativo das tensões residuais, induzidas pelo processo de moldação, no defeito tolerável no canto do furo maquinado.

O Asterite (material com o tamanho de partícula mais baixo) apresenta também a mais baixa tolerância aos defeitos induzidos pelo processo de maquinação. No entanto, para componentes ou provetes cuidadosamente maquinados os defeitos esperados aumentam com o tamanho da partícula. Sobrepondo nas Figuras (4.68.a), b) e c)) os defeitos esperados relativos ao processo de maquinação (linhas de banda verticais) observa-se que a falha só é esperada em lava-louças de material de maior tamanho de partícula, para uma referência de 1000 ciclos térmicos e em condições de serviço severas e mesmo no caso de elevadas tensões residuais terem sido desenvolvidas pelo processo de moldação.

4.11. CONCLUSÕES

Com base no estudo efectuado com os três materiais de compósitos com *fillers* de partículas ensaiados à tracção, na gama de temperaturas entre os 0 e os 80 °C, foi possível observar que à medida que a temperatura aumenta, tanto o módulo de Young, como a tensão de rotura diminuem significativamente enquanto o alongamento à rotura aumenta.

O aumento do tamanho das partículas ou da fracção volumétrica tem como consequência a redução da resistência à tracção nestes materiais compósitos. O tamanho das partículas tem também um efeito no módulo de Young, semelhante ao referido para a resistência à tracção. Já no que se refere à fracção volumétrica de partículas, observa-se o efeito inverso: um aumento da fracção volumétrica de partículas faz aumentar também o valor do módulo de Young.

A tenacidade à fractura do material compósito Ultra-quartz é próxima da do Asterite em toda a gama de temperaturas analisada e é significativamente inferior à do compósito Amatis. Este último parece reunir, entre os três compósitos analisados, o melhor compromisso entre tamanho de partículas e a sua fracção volumétrica, que lhe confere o melhor desempenho neste campo.

A resistência à fadiga em tracção foi obtida para três compósitos de partículas utilizando provetes entalhados de furo central. O material com partículas mais pequenas apresenta uma melhor resistência à fadiga enquanto o Ultra-quartz com 590 µm de tamanho de partícula apresenta a menor resistência. Esta tendência está em concordância com a resistência estática dos três materiais.

Quando a temperatura aumenta dos 20° C para os 60° C a resistência à fadiga dos provetes diminui.

A da razão de tensão provoca o efeito esperado, isto é, a resistência à fadiga é, em termos de tensão máxima, menor para $R=-0,75$ do que para $R=0$.

A lei de acumulação de dano de Miner, baseada no conceito da tensão equivalente, mostrou ser adequada para correlacionar vidas de fadiga sob cargas aleatórias, para estes materiais compósitos. Os resultados dos testes de amplitude constante das vidas de fadiga, para cargas aleatórias, estão dentro do intervalo de confiança de 95%.

O compósito Ultra-quartz tem a mais baixa velocidade de crescimento de fenda à fadiga enquanto o Asterite é o que tem a maior velocidade de crescimento de fenda de fadiga, mas ainda com uma velocidade de propagação de duas ordens de grandeza abaixo do PMMA. De facto, a adição de partículas de enchimento aumenta significativamente a resistência de crescimento de fenda à fadiga destes materiais relativamente à matriz PMMA. Os três materiais são sensíveis à razão de tensão apresentando o Asterite e o Amatis uma influência significativa da razão de tensão nas curvas $da/dN-\Delta K$, enquanto para o Ultra-quartz o efeito da razão de tensão é reduzido.

Previsões das vidas de fadiga, comprimentos finais de fenda e evolução da forma da fenda foram realizadas com base nos conceitos da mecânica da fractura. Os comprimentos de fenda na fractura obtidos para o Asterite foram muito pequenos, em alguns casos de duvidosa validade de aplicação da mecânica da fractura. No caso do Amatis e Ultra-quartz os comprimentos de fenda final foram significativamente mais altos.

A influência da solução de K nos comprimentos de fenda final é pequena, em comparação com a influência do material ou carga máxima. Similarmente, a influência da solução de K na vida de fadiga é menos importante que a influência do tamanho da fenda inicial ou amplitude de carga.

A dimensão do defeito criado em provetes pelo furo maquinado foi prevista utilizando uma abordagem de propagação de fenda de fadiga baseada na mecânica de fractura, considerando os efeitos de um carregamento externo e tensões residuais induzidas pelo furo maquinado. Os valores obtidos estão próximos do tamanho da partícula (excepto para o Asterite que tem um tamanho muito pequeno e onde os defeitos criados pela maquinação parecem envolver varias partículas).

Foi realizada uma análise numérica e experimental de tensões de origem térmica em lava-louças fabricados com compósitos de partículas. A exactidão das tensões de origem térmica foi avaliada para lava-louças sujeitos a ciclos alternados de fluxos de água fria e quente. Foi observada uma importante diminuição das tensões de tracção máximas com o aumento da temperatura da água fria e encontrados os efeitos negligenciáveis relativos ao tempo de incidência do fluxo de água e ao tempo de interrupção do fluxo de água.

Foram feitas previsões da vida de fadiga em lava-louças com base nos parâmetros da mecânica da fractura e considerando o efeito simultâneo das tensões de origem térmica e das tensões residuais resultantes do processo de fabrico. Os lava-louças fabricados com o material de mais baixo tamanho de partícula apresentam também a mais baixa tolerância aos defeitos da maquinação. No entanto, se forem tomados os tamanhos de defeitos por maquinagem anteriormente previstos, a falha só será observada nos lava-louças de material de tamanho mais alto de partículas, para uma referência de vida de fadiga de 1000 ciclos térmicos em condições de serviço severas e com tensões residuais elevadas produzidas pelo processo de moldação. Em todas as restantes condições analisadas não é previsível a ruína dos lava-louças por fadiga térmica até aos 1000 ciclos.

Bibliografia

- Ahmed, S., & Jones, F. (1990b). A Review of particulate reinforcement theories for polymer composites. *Journal of Materials Science*, 25, 4933-4942.
- Ahmed, S., & Jones, F. (1990). A review of Particulate Reinforcement Theories for Polymer Composites. *J. Mater. Sci.*, 25, 4933-4942.
- Ahmed, S., & Jones, F. (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*, 19 (4), 277-282.
- Ahmed, S., & Jones, F. (1990a). 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*, 21 (1), 81-84.
- Allen, H. (1969). *Anakysis and design of structural sandwich panels*. Oxford New York: Pergamon.
- Alves, F., Braga, F., Simão, M., Neto, R., & Duarte, T. (2001). *Protoclick – Prototipagem Rápida*. Protoclick.
- Amazigo, J., & Budiansky, B. (1988). Interaction of particulate and transformation toughening. *J. Mech. Phys. Solids*, 36 (5), 581-595.
- Amdouni, N., Sautereau, H., Gerard, J., Fernand, F., Coulon, G., & Lefebvre, J. (1989). Coated glass beads epoxy composites: influence of the interlayer thickness on pre-yielding and fracture properties. *J. Mater. Sci.*, 25, 298-306.
- Antequera, P. (1991). *Los Materiales Compuestos de Fibra de Viedrio*. Zaragoza: Secretariado de Publicaciones Ciudad Universitária Zاراçoça.
- Antunes, F. (1999). Propagação de Fendas por Fadiga de Alta Temperatura em Inconel 718. *Tese de Doutorado, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra*.
- Antunes, F. (1993). Utilização do Método dos Elementos Finitos para Determinação de Factores de Intensidade de Tensão. *Tese de Mestrado, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra*.
- Antunes, F., Costa, G., & Ferreira, J. (2002). Direct methods for K calculation. *XIX Encuentro del Grupo Español de Fractura*, (pp. 459-464). Girona- 13, 14 y 15 de Marzo.
- Antunes, F., Ferreira, J., & Byrne, J. (1999). Stress Intensity Factor Calculation Based on the Work of External Forces. *Int. Journal of Fracture*, 98, 1-14.
- ASTM D638. (1980). Standard test for Tensile Properties of Plastics. In *Annual Book of ASTM* (Vol. Part 03.01). American Society for Testing and Materials.
- ASTM D648. (1978). Standard Tests for Deflection Temperature of Plastics under Flexure Load. In *Annual Book of ASTM* (Vol. Part 35). American Society for Testing and Materials.
- ASTM E 399-90. (1990). Standard Test Method for Plane - Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. In *1995 Annual Book of ASTM Standards*. American Society of Testing and Materials.
- ASTM E132. (1986-reapproved 1992). Standard Test Method for Poisson's Ratio at Room Temperature.
- ASTM E647. (1995). Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rate. In *Annual Book of ASTM Standards* (Vol. 03.01). USA.
- ASTM E647. (1995, 2000). Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rate. In *Annual book of ASTM Standards*.
- ASTM E813. (1981). Standard Test for Jc, a measure of fracture. In *Annual Book of ASTM* (Vol. Part 10). American Society for Testing and Materials.
- ASTM-E-837-94a. (1994). Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method. In *Reprinted from the Annual Book of ASTM Standards* (pp. 1-7).
- Azimi, H. (1984). Roughened epoxy polymers: fatigue crack propagation mechanisms. *Ph.D thesis*, PA: Lehigh University. Bethlehem.
- Azimi, H., Pearson, R., & Hertzberg, R. (1995). Role of crack tip shielding mechanisms in fatigue of hybrid epoxy composites containing rubber and solid glass spheres. *J. Appl. Polym. Sci.*, 58 (2), 449-63.
- Barboza, A., & De Paoli, M. (2002). Polipropileno carregado com microesferas ocas de vidro (Glass Bubbles™). *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, 12 (2), 130-137.
- Becu, L., Maazouz, A., Sautereau, H., & Gerard, J. (1997). Fracture behavior of epoxy modified with core-shell rubber particles. *J. Appl. Polym. Sci.*, 65, 2419-31.
- Beer, F., Johnston, P., & Russell, E. (1992). *Mechanics of Materials* (2nd ed.). McGRAW-HILL.

- Bernard, B., Amazigo, J., & Evans, A. (1988). Small-scale crack bridging and the fracture toughness of particulate-reinforced ceramics. *J. Mech. Phys. Solids*, 36 (2), 167-187.
- Bijak-Zochowski, M. (1978). A Semi-Destructive Method of Measuring Residual Stresses. *VDI-Berichte*, 313, 469-476.
- Braem, M., Van Doren, V., Lambrechts, P., & Vanherle, G. (1987). Determination of Young's modulus of dental composites: a phenomenological model. *Journal of Materials Science*, 22, 2037-2042.
- Broutman, L., & Krock, R. (1967). *Modern Composite Materials* (Addison Wesley, Reading, Massachusetts).
- Broutman, L., & Sahu, S. (1972). A new theory to predict cumulative in fibreglass reinforced plastics in: *Composite Materials: Testing and Design*. In *ASTM STP 497* (pp. 170-188). Philadelphia: American Society for Testing and Materials.
- BS 7448: Part 1. (1991). Fracture Mechanics Toughness Methods Test: Part 1. Methods for determination of K_{1c}, critical CTOD and J values of metallic materials. British Standards Institution.
- Budianski, B., & Rice, J. (1973). Conservation Laws and Energy Release Rates. *Journal of Applied Mechanics*, 40, 201-203.
- Bueche, A. (1957). Filler Reinforcement of Silicone Rubber. *Journal of Polymer Science*, XXV, 139-149.
- Burke, C., & Malloy, R. (1991). An Experimental Study of the Ejection Forces Encountered During Injection Molding. ANTEC.
- Callister, W. (1985). *Materials science and engineering*. New York: John Wiley & Sons.
- Capela, C. (1996). Estudo das condições de fissuração térmica num compósito PMMA/Si. In *Dissertação de Mestrado em Ciências da Engenharia Mecânica*. Universidade de Coimbra, Departamento de Engenharia Mecânica.
- Capela, C., Ferreira, J., & Costa, J. (1999). Fractura de Compósitos Poliméricos Reforçados com Partículas de Sílica (in portuguese). *CIDIM'99*. Santiago do Chile.
- Carbodydesign*. (s.d.). Obtido em 9 de Setembro de 2007, de <http://www.carbodydesign.com>
- Chen, N., Wan, C., Zhang, Y., & Zhang, Y. (2004). Effect of-CaCO₃ on mechanical properties of PVC and PVC/Blendex blend. *Polymer Testing*, 23, 169-174.
- Cheng, W., Miller, G., Manson, J., & Hertzberg, R. (1990). Mechanical behaviour of poly (methyl methacrylate) - Part 2 The temperature and frequency effects on the fatigue crack propagation behaviour. *Journal of Materials Science*, 25, 1924-1930.
- Chow, T. (1978). Effect of Particle Shape at Finite concentration on the Elastic Moduli of Filled Polymers. *Journal of Polymer Science*, 16, 959-965.
- CLARK, J. (1971). *Química*. São Paulo: Melhoramentos.
- Costa, J. (1991). Análise da Tolerância de Defeitos em Ligas de Alumínio (in portuguese). *PhD Thesis, University of Coimbra*.
- Costa, J., Ferreira, J., & Capela, C. (2001). Fatigue Behaviour of PMMA/Si Acrylic Casting Dispersions. *Mat. Sci. and Technology*, 17 (12), 1657-1663.
- DAVIS, H., TROXELL, G., & HAUCK, G. (1982). *The testing of engineering materials* (4a ed.). USA: McGraw-Hill.
- DeLorenzi, H. (1985). Energy Release Rate Calculations by the Finite Element Method. *Eng. Fracture Mechanics*, 21 (1), 129-143.
- DeLorenzi, H. (1982). On the Energy Release Rate and the J-Integral for 3-D Crack Configurations. *Int. Journal of Fracture*, 19, 183-193.
- Dick, M. (1950). *Creative Product Development: From Concept to Completion*.
- DIN 53 293. (1982). *Testing of sandwiches, flexure test of flat sandwiches*.
- Donahue, R., Clark, H., Atanmo, P., Kumble, R., & McEvily, A. (1972). Crack opening displacement and the rate of fatigue crack growth. *International Journal of fracture Mechanics*, 8, 209-219.
- Dowling, N. (1979). Notched Member Fatigue Life Predictions Combining Crack Initiation and Propagation. In *Fatigue of Engineering Materials and Structures* (Vol. 2, pp. 129-138). Pergamon Press.
- Dugdale, D. (1960). Yielding of steels containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8, 100-8.
- EGF Task Group on Polymers and Composites. (1988). A linear Elastic Fracture Mechanics (CEFM) Standard for determining K_c and G_c for Plastics. *Testing protocol for K_c/G_c Standard*.

- Elber, W. (1970). Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics* , 2, 37-45.
- Elber, W. (1971). The significance of fatigue crack closure. *Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, American Society for Testing and Materials* , 230-242.
- Elinck, J., Bauwens, J., & Homes, G. (1971). Fatigue crack growth in poly(vinyl chloride). *International Journal of Fracture* , 7, 277-87.
- Eshelby, J. (1970). The Energy Momentum Tensor in Continuum Mechanics. In M. Kanninen , *Inelastic Behavior of Solids* (pp. 77-114). New York: McGraw-Hill.
- Euro-composites*. (s.d.). Obtido em 21 de Janeiro de 2007, de <http://www.euro-composites.com>
- Européenne Standard. (1998). Kitchen Sinks-Funtional Requirements and Test Methods. *Draft pr EN 13310* .
- Evans, A., Ahmad, Z., Gilbert, D., & Beaumont, P. (1986). Mechanisms of toughening in rubber toughened polymers. *Acta metal.* , 34 (1), 79-87.
- Evans, A., Williams, S., & Beaumont, P. (1985). On the toughness of particulate filled polymers. *J. Mater. Sci.* , 20, 3668-3674.
- Farahmand, B., Bockrath, G., & Glassco, J. (1997). *Fatigue and fracture mechanics of high risk parts: application of LFM & FMDM theory*. New York: Chapman & Hall.
- Fatemi, A., & Yang, L. (1998). Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: a Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials. *International Journal of Fatigue* , 20, 9-34.
- Ferramentalrapido*. (s.d.). Obtido em 29 de Junho de 2010, de <http://www.ferramentalrapido.ufba.br/moldagemporinjecao.htm>
- Ferreira, E., Gomes, J., Neves, N., Miranda, A., & Pouzada, A. *Avaliação do Coeficiente de atrito na extracção de peças injectadas em plástico*. Universidade do Minho.
- Ferreira, J., Costa, J., & Capela, C. (1995). Estudo do Comportamento Mecânico dum Compósito PMMA/Si. *Anales de Mecânica de la Fractura, Proc. XII Encuentro del Grupo Espanhol de Fractura*, (pp. 326-331). Corunha.
- Ferreira, J., Costa, J., & Capela, C. (1997). Fracture Assessment in Kitchen Sinks Manufactured with the PMMA/Si Acrylic Casting Dispersion. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* , 29, 105-116.
- Ferreira, J., Costa, J., & Capela, C. (1997). Fracture Assessment in Kitchen Sinks Manufactured with the PMMA/Si Acrylic Casting Dispersion. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* , 29, 105-116.
- Flaman, M., & Manning, B. (1985). Determination of Residual-Stress Variation with Depth by the Hole-Drilling Method. *Experimental Mechanics* , 25 (9), 205-207.
- Forman, R., & Mettu, S. (1992). Behaviour of surface and corner cracks subjected to bending and tensile loads in Ti-6 Al-4V alloy. In H. Earnest, A. Saxena, & D. McDonald, *Fracture Mechanics: Twenty Second Symposium, Vol. 1, ASTM STP 1131* (pp. 519-546). Philadelphia: American Society for Testing and Materials.
- Forman, R., Keary, V., & Engle, R. (1967). Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures. *Journal of Basic Engineering* , 89, 459-464.
- Gaspar, M., Capela, C., & Bolrão, J. *Acabamento Superficial por Maquinagem a Alta Velocidade do Aço para Moldes X36 CrMo17; High Speed Milling Surface Finishing of X36 CrMo17 Mould Steel*.
- Gay, D. (1997). *Matériaux Composites*. Paris: Hermés.
- Glanvill, A. (1971). *The Plastics Engineer's Data Book*. London: Machinery Publishing Co. Ltd.,The Whitefriars Press Ltd.
- Glinka, G. (1988). Relations Between the Strain Energy Density Distribution and Elastic-Plastic Stress-Strain Fields Near and Notches and Fatigue Life Calculation. In H. Solomon, G. Halford, L. Kaisand, & B. Leis, *Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942* (pp. 1022-1047). Philadelphia: American Society for Testing and Materials.
- Godard, P., Bomal, Y., & Biebuyck, J. (1993). Influence of interactions on the tensile behaviour of polystyrene filled with calcium carbonate. *Mat. Sci.* , 28 (24), 6605-10.
- Grandt, A., & Macha, D. (1983). Digitized Measurements of the Shape of Corner Cracks at Fastener Holes. *Eng. Fracture Mechanics* , 17 (1), 63-73.
- Grupta, M., Bowo, K., Lavernia, E., & Earthman, J. (1993). Effect of particulate on fatigue crack propagation in Al-Li based spray deposited metal matrix composites. *Scripta Metallurgica et Materialia* , 28, 1053-1058.
- Guild, F., & Young, R. (1990). A predictive model for particulate-filled composite materials, Part 1 Hard particles. *J. Mater. Sci.* , 24, 1435-1443.

- Guild, F., & Young, R. (1989). A predictive model for particulate-filled composites materials. Part 1 Hard particles. *J. Mater. Sci.* , 24, 298-306.
- Guinea, G., Planas, J., & Elices, M. (2000). KI Evaluation by the Displacement Extrapolation Technique. *Eng. Fracture mechanics* , 66, 243-255.
- Gupta, N., & Woldesenbet, E. (2003). Hygrothermal studies on syntactic foams and compressive strength determination. *Compos. Structures* , 61, 311-320.
- Hashemi, S., Din, K., & Low, P. (1996). Fracture Behavior of Glass Bead-Filled Poly(Oxymethylene) Injection Moldings. *Polym. Engng. Sci.* , 36 (13), 1807-20.
- Hashin, Z., & Rotem, A. (1978). A cumulative damage theory for fatigue life prediction. *Mat. Sci. Engng.* , 34, 147-160.
- Hatakeyama, T., & Quinn, F. (1995). *Thermal Analysis – Fundamentals and Applications to Polymer Science*. John Willey & Sons.
- Hellen, T. (1975). On the Method of Virtual Crack Extension. *Int. Journal for Num. Methods in Eng.* , 9, 187-207.
- Henriot, G. (1979). *Traité Théorique et Pratique des Engrenages*. In *Théorie and Technologie* (6th ed., Vol. 1).
- Herrmann, A., Zahren, P., & Zuardy, I. Sandwich Structures Technology in Commercial Aviation – Advancing With Sandwich Structure and Materials. *Proceedings of the 7th Internacional Conference on Sandwich Structures*. Aalborg, Denmark: Aalborg University.
- Hertzberg, R. (1976). *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. New York: Wiley.
- Hertzberg, R., & Manson, J. (1986). Fatigue. In *Encyclopedia of Polymer Science and Engineering* (Vol. 7, pp. 378-453). New York: Wiley.
- Hertzberg, R., & Manson, J. (1980). *Fatigue of Engineering Plastics*. New York: Academic Press.
- Hertzberg, R., Nordberg, H., & Manson, J. (1970). Fatigue crack propagation in polymeric materials. *Journal of Materials Science* , 5, 521-6.
- Hertzberg, R., Skibo, M., & Manson, J. (1979). Fatigue fracture mechanisms in engineering plastics. In *Fatigue Mechanisms, Special Technical Publication* (Vol. 675, pp. 471-500). Philadelphia: American Society for Testing and Materials.
- Hexcel. (s.d.). Obtido em 20 de Setembro de 2007, de <http://www.hexcel.com>
- Hildebrand, M. (1996). *A comparison of FRP-sandwich penetrating impact test methods, VTT manufacturing technology*. Technical Research Centre of Finland.
- Hilton, P., & Jacobs, P. (2000). *Rapid tooling: technologies and industrial applications*. Marcel Dekker, Inc.
- Holland, P. (1997). *Model Aeroplane Building* (2nd ed.). Nexus Special Interests Ltd.
- Hsing-Tang, C., & Chiu, W.-M. (1996). Influence of Mechanical Properties in Carbon Black (CB) Filled Isotactic Polypropylene (iPP) and Propylene-Ethylene Block Copolymer. *Journal of Applied Polymer Science* , 61, 607-612.
- Hutchings, I. (1992). *Tribology, Friction and wear of engineering materials*. Edward Arnold St.: Edmundsbury Press.
- Incropera, F., & De Witt, D. (1996). *Introduction to Heat Transfer, Third Edition*. John Willey & Sons.
- Irwin, G. (1957). Analysis of Stress and Strains Near the End of a Crack Transversing a Plate. *Journal of Applied Mechanics* , 24, 361-364.
- Ishai, O., & Cohen, L. (1967). Elastic properties of filled and porous epoxy composites. *Int. J. Mech. Sci.* , 9.
- ISO 6336. (1993). *Calculation of load capacity of spur and helical gears*. International Standard.
- Jackson, A., & Vincent, J. (1990). Comparison of nacre with other ceramic composites. *Journal of Materials Science* , 25, 3173-3178.
- Jancar, J., DiAnselmo, A., DiBenedetto, A., & Kucera, J. (1993). Failure mechanics in elastomer toughened polypropylene. *Polymer* , 34 (8), 1684-1694.
- Jones, F. (1989). In F. Jones, *Interfacial Phenomena in Composite Materials* (pp. 6-7). Butterworths, Guildford.
- Juras, D., & Thomas, K. (1995). *Gearboxes for Electric Powered Model Aircraft*. Traplet Distribution USA Ltd.
- Kai, C., & Fai, L. (1997). *Rapid prototyping: principals and applications in manufacturing*. Singapore: John Wiley & Sons, Inc.
- Karger-Kocsis, J. (1990). Effects of Processing Induced Microstructure on the Fatigue Crack Propagation of Unfilled and Short Fibre – Reinforced PA-6. *Composites* , 21 (3), 243-253.

- Kassman, A., Jacobson, S., Erickson, L., Hedenqvist, P., & Olsson, M. (1991). *Surf. Coat. & Technol.* , 50, 75-84.
- Kelsey, R. (1956). Measuring Non-Uniform Residual Stresses by the Hole Drilling Method. *Proc. of the Society for Experimental Stress Analysis (SESA)* , 14 (1), 181-194.
- Kim, S., & Lee, S. (1994). Effect of crosslink structures on the fatigue crack growth behaviour of nr vulcanizates with various aging conditions. *Rubb. Chem. Technol.* , 67 (4), 649-61.
- Kinloch, A., & Young, R. (1983). In *Fracture Behaviour of Polymers*. London: Applied Science.
- Kinloch, A., Maxwell, D., & Young, R. (1985). The fracture of hybrid-particulate composites. *J. Mater. Sci.* , 20, 4169-4184.
- Kinloch, A., Shaw, S., Tod, D., & Hunston, D. (1983). Deformation and fracture behaviour of a rubber-toughened epoxy: 2. Failure criteria. *Polymer* , 24, 1355-1363.
- Kishore, R., & Sankaran, S. (2005). Gradient syntactic foams: Tensile strength, modulus and fractographic features. *Material Sci. & Engineering A* , 412, 153-158.
- Klesnil, M., & Lukas, P. (1972). Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics* , 4, 77-92.
- Kolsters, H., Zenkert, D., & Wennhage, P. (2000). Design and Optimisation of Sandwich Panels, Kungl Tekniska Högskolan.
- Könczöl, L., Schincher, M., & Döll, W. (1984). Interference optical measurements during continuous and discontinuous crack propagation in fatigue loaded polymers. *Journal of Materials Science* , 19, 1605-15.
- Konig, K. (s.d.). Spannungsverteilung über die Tiefe. *Grundlagen der Meßverfahren* , 31-35.
- Kovacevic, V., Lucic, S., Hace, D., Glasnovic, A., Smit, I., & Bravar, M. (1994). Investigation of the Influence of Fillers on the Properties of Poly(vinyl acetate) Adhesives. *J. Adhesion* , 47 (1-3), 201-15.
- Kraus, G., & Rollmann, K. (1971). In F. Gould, *Multi Component System* (p. 189). New York: American Chemical Society.
- Kumai, S., Yoshida, K., Higo, Y., & Nunomura, S. (1992). Effects of the particle distribution on fatigue crack growth in particulate SiC/6061 aluminium alloy composites. *Int. J. Fatigue* , 14 (2), 105-112.
- Kunz-Douglass, S., Beaumont, P., & Ashby, M. (1980). A model for the toughness of epoxy-rubber particulate composites. *J. Mater. Sci.* , 15, 1109-1123.
- Kurz, W., Mercier, J., & Zambelli, G. (1995). Introduction à la Science des Matériaux. *Traite des Matériaux* , 1, 384.
- Lange, F., & Radford, K. (1971). Fracture Energy of an Epoxy Composite System. *J. Mater. Sci.* , 6, 1197-1203.
- Lee, S. (1986). Embedding. In J. Kroschwitz, *Encyclopedia of Polymer Science and Engineering* (2^a edição ed., Vol. 5). New York: John Wiley & Sons.
- Levin, M., & Karlsson, B. (1993). *Int J. Fatigue* , 15 (377).
- Lewis, T., & Nielsen, L. (1970). Dynamic Mechanical Properties of Particulate Filled Composites. *Journal of Polymer Science* , 14, 1449-1471.
- Li, F., Shih, C., & Needleman, A. (1985). A Comparison of Methods for Calculating Energy Release Rates. *Eng. Fracture Mechanics* , 21 (2), 405-421.
- Li, J., Silverstein, M., Hiltner, A., & Baer, E. (1994). The Ductile-to-Quasi-Brittle Transition of Particulate-Filled Thermoplastic Polyester. *J. Appl. Polym. Sci.* , 52 (2), 255-67.
- Liang, J., & Li, R. (1998). Mechanical Properties and Morphology of Glass Bead-Filled Polypropylene Composites. *Polymer Composites* , 19 (6), 698-703.
- Lin, X., & Smith, R. (1998). Fatigue Shape Analysis for Corner Cracks at Fastener Holes. *Eng. Fracture Mechanics* , 59 (1), 73-87.
- Liu, Z., & Gilbert, M. (1996). Structure and Properties of Talc-Filled Polypropylene: Effect of Phosphate Cating. *Journal of Applied Polymer Science* , 59 (7), 1087-1098.
- LYMAN, D., & ROWLAND, S. (1989). Polymers: biomaterials and medical applications. In J. Kroschwitz. John Wiley and Sons.
- Marco, S., & Starkey, W. (1954). A concept of fatigue damage. *Trans. ASME*, 76, p. 627.
- Mary, E., & Kinsella, M. (2004). *Ejection forces and static friction coefficients for rapid tooled*.

- Maspoch, M., & Martinez, A. (February 1998). Toughening of Unsaturated Polyester with Particles. Part II: Fracture Behavior. *Polymer Engineering and Science* , 38 (2), 1998.
- Mathar, J. (1933). Ermittlung Von Eigenspannungen durch Messung von Bohrloch-Verformungen. *Archiv für das Eisenhüttenwesen* , 6 (7), 277-281.
- Maxwell, D., Young, R., & Kinloch, A. (1984). *J. Mater. Sci. Lett.* , 3.
- McEvily, A. (1988). On closure in fatigue crack growth. In J. Newman Jr., & W. Elber, *Mechanics of Fatigue Crack Closure* (pp. 35-43). Philadelphia: ASTM STP 982, American Society for Testing and Materials.
- McMurray, M., & Amagi, S. (1999). The Effect of Time and Temperature on Flexural Creep and Fatigue Strength of a Silica Filled Epoxy Resin. *J. Mat Science* , 34, 5927-5936.
- Meddad, A., Fellahi, S., Pinard, M., & Fisa, B. (1994). Filler-Matriz Debonding by Tensile Test. *Anteac 94. Conference Proceedings. II*, pp. 2284-8. San Francisco: Ca.
- Melcon, M., Crichlow, W., & McCloch, A. (1962). *An Engineering Evaluation of Methods for the Prediction of Fatigue Life in Airframe Structures*. Lockheed California Company.
- Menges, G., & Bangert, H. (1981). Measurement of coefficients of static friction as means of determining opening and demoulding forces in injection moulds. *Kunststoffe* , 71 (9), 13-16.
- Menges, G., & Bangert, H. (1981). Measurement of coefficients of static friction as means of determining opening and demoulding forces in injection moulds. *Kunststoffe* , 71 (9), 13-16.
- Menges, G., & Mohren, P. (1986). How to make injection molds. New York: Hanser.
- Miner, M. (1945). Cumulative Damage in Fatigue. *Journal of Applied Mechanics* , 12 (3), A 159- A 164.
- Miranda, R. (Dezembro de 1996). Análise de Fissuras de Canto pelo Método dos Elementos Finitos Linear Elástico e Elastoplástico. *Tese de Mestrado, Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa* .
- Moloney, A., Kausch, H., Kaiser, T., & Beer, H. (1987). Review - Parameters determining the strength and toughness of particulate filled epoxide resins. *J. Mater. Sci.* , 22, 381-383.
- Moloney, A., Kaush, H., & Stieger, H. (1986). *Proceedings of the International Conference, "Fillers 86", Paper 17*. London: PRI.
- Moloney, A., Kaush, H., & Stieger, H. (1983). The fracture of particulate-filled epoxide resins, Part 1. *Journal of Materials Science* , 18, 208-216.
- Moura, B., Fernandes, A., & Castro, P. (1986). Fadiga de estruturas soldadas. *Fundação Calouste Gulbenkian* , 19-22.
- Moura, M., Morais, A., & Magalhães, A. (2005). *Materiais Compósitos – Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico*. Porto: Publindústria.
- Murti, V., & Valliappan, S. (1986). A Universal Optimum Quarter Point Element. *Eng. Fracture Mechanics* , 25 (2), 237-258.
- Narayana, K., Dattaguru, B., Ramamurthy, T., & Vijayakumar, K. (1994). A General Procedure for Modified Crack Closure Integral in 3D Problems with Cracks. *Eng. Fracture Mechanics* , 48 (2), 167-176.
- Newman Jr., J., & Raju, I. (1984). Prediction of Fatigue Crack Growth Patterns and Lives in Three-Dimensional Cracked Bodies. *Sixth Int. Conference on Fracture, December 4-10*. New Delhi, India.
- Newman Jr., J., & Raju, I. (1986). Stress Intensity Factors Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies Subjected to Tension and Bending Loads. In S. Atluri, *Computational Methods in the Mechanics of Fracture*. Elsevier Science Publishers.
- Newman, J., & Raju, I. (1981). An Empirical Stress Intensity Factor Equation for the Surface Crack. *Eng. Fracture Mechanics* , 15, 185-192.
- Newman, J., & Raju, I. Stress Intensity Factors Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies Subjected to Tension and Bending Loads. In S. Atluri, *Computational Methods in the Mechanics of Fracture*. Elsevier Science Publishers.
- Nickola, W. (1986). Practical Subsurface Residual Stress Evaluation by the Hole Drilling Method. *Proc. of Spring Conf. on Exp. Mechanics*, (pp. 47-58). New Orleans.
- Nicolais, L., & Narkis, M. (1971). Stress-Strain Behaviour of Styrene-Acrylonitrile/Glass Bead Composites in the Glassy Region. *Polym. Eng. Sci.* , 194.
- Nielsen, L. (1970). Generalized Equation for the Elastic Moduli of Composites Materials. *Journal of Appl. Phys.* , 41, 4626-7.

- Nielsen, L. (1996). Simple Theory of Stress-Strain Properties of Filled Polymers. *Journal of Appl. Polymer Science* , 10, 97-103.
- Nobre, J. (2001). Sobre o Comportamento Mecânico de Camadas Superficiais dos Materiais: Estudo do Contacto no Impacto Elasto-Plástico e Determinação do Estado de Tensões Residuais pela Técnica do Furo Incremental. *Tese de Doutoramento em Ciências de Engenharia Mecânica, Universidade de Coimbra* .
- O'Neill, M. (1970). *A Review of some Cumulative Damage Theories*, ARL/SM-Report-326. Melbourne, Australia: Aeronautical Research Laboratories.
- Owen, D., & Fawkes, A. (1983). *Engineering Fracture Mechanics: Numerical Methods and Applications*. Pineridge Press Ltd.
- Palmgren, A. (1924). Die Lebensdauer von Kugellagern. *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure* , 68, 339-341.
- Pardini, L. (2000). Preformas para Compósitos Estruturais, Polímeros: Ciência e Tecnologia. 10 (2), 100-109.
- Paris, P., & Erdogan, F. (1963). A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Eng., ASME*, pp. , 528-534.
- Paris, P., Gomez, M., & Anderson, W. (1961). A rational analytic theory of fatigue. *The Trend in Engineering* , 13, 528-534.
- Parks, D. (1974). A Stiffness Derivative Finite Element Technique for Determination of Crack Tip Stress Intensity Factors. *Int. Journal of Fracture* , 10, 487-502.
- Pearson, R., & Yee, A. (1991). Influence of particle size and particle size distribution on toughening mechanisms in rubber-modified epoxies. *J. Mater. Sci.* , 26, 3828.
- Pearson, R., & Yee, A. (1986). Toughening mechanisms in elastomer-modified epoxies, Part 2 Microscopy studies. *J. Mater. Sci.* , 21, 2475-2488.
- Pearson, R., Smith, A., & Yee, A. (1993). The plastics and Rubber Institute. *2nd Inter. Conf. on Deform. & Frac. Of Comp.*, (pp. 9-1). London.
- Peters, S. (1998). *Handbook of composites* (2nd ed.). London: Chapman & Hall.
- Pham, D., & Dimov, S. (2001). *Rapid manufacturing: the technologies and applications of rapid prototyping and rapid manufacturing*. London: Springer Verlag.
- Piggott, M., & Leidner, J. (1974). Misconceptions About Filled Polymers. *Journal of Appl. Polym. Sci.* , 18, 1619.
- Pontes, A. (2002). *Shrinkage and Ejection forces in injection Moulded Products*. University of Minho.
- Pontes, A., & Pouzada, A. *Ejection of tubular polypropylene mouldings: The influence of processing and molecular weight*. University of Minho.
- Pontes, A., Titomanlio, G., & Pouzada, A. (1999). *The influence of processing conditions in ejection forces of injection moulded parts*.
- Pukanszky, B., Maurer, F., & Boode, J. (1995). Impact Testing of Polypropylene Blends and Composites. *Polymer Engineering Science* , 35 (24), 1962-71.
- Pukanszky, B., Maurer, F., & Boode, J. (1995). Impact Testing of Polypropylene Blends and Composites. *Polymer Engineering Science* , 35 (24), 1962-71.
- Pukanszky, B., Turcsányi, B., & Tüdős, F. (1988). Effect of interfacial interaction on the tensile yield stress of polymer composites. In H. Ishida, *Interfaces in polymer, Ceramic, and Metal Matrix Composites* (pp. 467-77). New York: Elsevier.
- Qiang, F., Wang, G., & Liu, C. (1995). Polyethylene toughened by CaCo₃ particles: The interface behaviour and fracture mechanism in high density polyethylene/CaCo₃ blends. *Polymer* , 36 (12), 2397-401.
- Raju Jr., I., & Newman, J. (1979). Stress Intensity Factors for Two Symmetric Corner Cracks. In C. Smith, *Fracture Mechanics*. ASTM STP-677 (pp. 411-430). American Society of Testing and Materials.
- Raju, I. (1987). Calculation of Strain-Energy Release Rate With High Order and Singular Element Finite Elements. *Eng. Fracture Mechanics* , 28, 251-274.
- Ramalho, A., Costa, J., Ferreira, J., & Capela, C. (2001). Fracture toughness and wear analysis of Polymer particle composites PMMA/Si acrylic casting dispersions. *Materiais 2001, 1st International Materials Symposium*. Coimbra, 9 to 11 April.
- Reddy, J. (2002). *Mechanics of Laminated Composite* (2nd ed.). Boca Raton: CRC Press.

- Rice, J. (1968). A Path Independent Integral and Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *Journal of Applied Mechanics* , 35, 379-386.
- Riddell, M., Koo, G., & O' Toole, J. (1967). Fatigue mechanisms in thermoplastics. *Polymer Engineering and Science* , 6, 363-8.
- Roeck, G., & Wahab, M. (1995). Strain Energy Release Rate Formulae for 3D Finite Element. *Eng. Fracture Mechanics* , 50 (4), 569-580.
- Royal Air Force Museums. (s.d.). Obtido em 21 de Janeiro de 2007, de <http://www.rafmuseum.org.uk>
- Rutherford, K., & Hutchings, I. (1990). *J. of Testing and Evaluation* , 25 (2), 250-260.
- Rybicki, E., & Kanninen, M. (1977). A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by a Modified Crack Closure Integral. *Eng. Fracture Mechanics* , 9, 931-938.
- Sauer, J. (1978). Static and dynamic properties of monodisperse polystyrene: Influence of molecular weight. *Polymer* , 19, 859-60.
- Sauer, J., Foden, E., & Morrow, D. (1977). The influence of molecular weight on fatigue behaviour of polyethylene and polystyrene. *Polymer Engineering and Science* , 17, 246-50.
- Savadori, A., Scapin, M., & Walter, R. (1996). Particle filled polyolefins with high stiffness and toughness, as used for load bearing components. *Macromol. Symp.* , 108, 183-202.
- Schajer, G. (1981). Application of Finite Element Calculations to Residual Stress Measurements. *Journal of Eng. Mat. and Tech. (ASME)* , 103 (2), 157-163.
- Schajer, G. (1988). Measurement of Non-Uniform Residual Stress using the Hole-Drilling Method. Part I - Stress Calculation Procedures. *Journal of Eng. Mat. and Tech. (ASME)* , 110 (4), 338-343.
- Schajer, G. (1988). Measurement of Non-Uniform Residual Stress Using the Hole-Drilling Method. Part II-Practical Application of the Integral Method. *Journal of Eng. Mat. and Tech. (ASME)* , 110 (4), 344-349.
- Schütz, W., & Heuler, P. (1988). A Review of Fatigue Life Prediction Models for the Crack Initiation and Propagation Phases. In Moura Branco, & Guerra Rosa, *Proc. Of the Nato ASI on Advances in Fatigue Science and Technology* (Vol. 159, pp. 177-219). Portugal: NATO ASI SERIES, Series E.
- Schwartz, M. (1984). *Composite Materials Handbook*. New York: McGraw-Hill Book Company.
- Schwarz, T., & Kockelmann, H. (1993). *Die Bohrlochmethode - ein für viele Anwendungsbereiche optimales Verfahren zur Experimentellen Ermittlung von Eigenspannungen* (Vol. 29 (2)). HBM, Meßtechnische Briefe.
- Seibel, S., Moet, A., Bank, D., & Sehanobish, K. (1995). The origin of toughness of a filled 65 PC/ABS blend. *Antec 95. Volume III. Conference proceedings, 7th - 11th May 1995* (pp. 3966-70). Boston: Ma.
- Sethuraman, R., & Maiti, S. (1988). Finite Element Based Computation of Strain Energy Release Rate by a Modified Crack Closure Integral. *Eng. Fracture Mechanics* , 30, 227-231.
- Shih, C., Moran, B., & Nakamura, T. (1986). Energy Release Rate Along a Three- Dimensional Crack Front in a Thermally Stressed Body. *Int. Journal of Fracture* , 30, 79-102.
- Shivakumar, K., Tan, P., & Newman Jr., J. (1988). A Virtual Crack-Closure Technique for Calculating Stress Intensity Factors for Cracked Three Dimensional Bodies. *Int. Journal of Fracture* , 36, R43-R50.
- Silva, A. (2001). Propagação de delaminação em compósitos de matriz polimérica. *Dissertação para a obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Mecânica – Departamento de Engenharia Mecânica* .
- Skibo, M., Hertzberg, R., & Manson, J. (1976). Fatigue fracture processes in polystyrene. *Journal of Materials Science* , 11, 479-90.
- Skibo, M., Hertzberg, R., Manson, J., & Kim, S. (1977). On the generality of discontinuous fatigue crack growth in glassy polymers. *Journal of Materials Science* , 12, 365-97.
- Smith, I. (1984). High order elements and fatigue crack growth. In A.R. Luxmoore et al, *Proc. 2nd Int. Con. On Num. Meth. In Fracture Mechanics, University College* (pp. 583-598). Swansea.
- Smith, R., & Copper, J. (1989). A Finite Element Model for the Shape Development of Irregular Planar Cracks. *Int. J. Pressure Vessel Pipping* , 36, 315-326.
- Smith, R., & Copper, J. (1989). A Finite Element Model for the Shape Development of Irregular Planar Cracks. *Int. J. Pressure Vessel Pipping* , 36, 315-326.
- Smith, W. (1998). *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*. McGRAW-Hill, Inc.
- Smith, W. (1998). *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais* (3ªedição ed.). Lisboa: McGraw Hill.

- Sole, B., & Ball, A. (1996). On the Abrasive Wear Behaviour of Mineral Filled Polypropylene. *Tribology International*, 29 (6), 457-465.
- Spanoudakis, J., & Young, R. (1984). Crack propagation in a glass particle-filled epoxy resin - Part 2 Effect of particle-matrix adhesion. *J. Mater. Sci.*, 18, 487-496.
- Spanoudakis, J., & Young, R. (1984). Crack propagation in a glass particle-filled epoxy resin Part 1 Effect of particle volume fraction and size. *Mater. Sci.*, 19, 473-486.
- Staab, G. (1999). *Laminar composites*. Oxford Boston: Butterworth-Heinemann.
- Staab, G. (1999). *Laminar composites*. Oxford Boston: Butterworth-Heinemann.
- Strong, A. (1989). *Fundamentals of composite Manufacturing*. Dearborn: MI: Society of Manufacturing Engineers.
- Takemori, M. (1984). Polymer fatigue. *Annual Review of Materials Science*, 14, 171-204.
- Tchankov, D., Ohta, A., Suzuku, N., & Maeda, Y. (1999). Random loading fatigue life assessments for notched plates. *Int. J. Fatigue*, 21, 941-946.
- Urugal, A. (1999). *Stress in Plates and Shells* (2nd ed.). New York: McGraw-Hill.
- Velasco, J., Morhain, C., Arencón, D., & Gordillo, A. (1998). Fractura de compuestos inyectados polipropileno-hidróxido de aluminio. *XV-Encuentro Zamora, Anales de Mecánica de la Fractura*, 15, pp. 261-266.
- Vollenberg, P., & Heikens, D. (1996). *Proceedings of the International Conference, "Fillers 86", Paper14*. London: PRI.
- Voros, G., & Pukanszky. (1995). Stress distribution in particulate filled composites and its effect on micromechanical deformation. *J. Mat. Sci.*, 30 (16), 4171-8.
- Walker, E. (1967). *The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6, the effect of environment and complex load history on fatigue life*. Philadelphia: ASTM STP 462, American Society for Testing and Materials.
- Wang, H., Kabanemi, K., & Salloum, G. (2000). Numerical and experimental studies on the ejection of injection-molded plastic products. *Polym. Eng. Science*, 40 (3), 826-840.
- Wang, H., Kabanemi, K., & Salloum, G. (2000). Numerical and experimental studies on the ejection of injection-molded plastic products. *Polym. Eng. Science*, 40 (3), 826-840.
- Weiss, A. (1998). *Plastics for Modelers*. Nexus Special Interests Ltd.
- Wen-Yen, C., Yang, W.-D., & Pukánszky, B. (1994). Polypropylene Composites III: Chemical Modification of the Interphase and Its Influence on the Properties of PP/Mica Composites. *Polymer Engineering and Science*, 24 (6).
- Wern, H. (1995). Measurement of Non-Uniform Residual Stresses using the Hole Drilling Method: A New Integral Formalism. *Strain*, 31 (2), 63-68.
- Wiebking, H. (1995). The performance of ultra fine talc in rigid PVC. *Antec 95, Volume III. Conference proceedings, 7th -11th May 1995* (pp. 4112-6). Boston: Ma.
- Wypych, G. (1999). Handbook of fillers. In *Plastics Design Library, 2nd Edition* (p. 395). Toronto-New York.
- Xu, X., Crocombe, A., & Smith, P. (1994). Fatigue behaviour of joints bonded with either filled, or filled and toughened, adhesive. *Int J Fatigue*, 16 (7), 469-477.
- Xu, X., Crocombe, A., & Smith, P. (1995). Fatigue behaviour of joints bonded with rather filled, or filled and toughened, adhesive. *Int. J. Fatigue*, 16 (4), 179-286.
- Xu, X., Crocombe, A., & Smith, P. (1994). Mixed-mode fatigue and fracture behaviour of joints bonded with either filled or filled and toughened adhesive. *Int. J. Fatigue*, 17 (7), 469-77.
- Yang Arnold, C. (1994). Filler-induced softening effect in thermally aged polydimethylsiloxane elastomers. *Polymer*, 35 (15), 3206-11.
- Yee, A., & Pearson, R. (1986). Toughening mechanisms in elastomer-modified epoxies, Part 1 Mechanical studies. *J. Mater. Sci.*, 21, 2462-2474.
- Zaini, M., Fuad, M., Ismail, Z., Mansor, M., & Mustafah, J. (1996). The Effect of Filler Content and Size on the Mechanical Properties of Polypropylene/Oil Palm Wood Flour Composites. *Polym. Int.*, 40 (1), 51-55.
- Zhu, W., & Smith, D. (1995). On the Use of Displacement Extrapolation to Obtain Crack Tip Singular Stresses and Stress Intensity Factors. *Eng. Fracture Mechanics*, 51 (3), 391-400.
- Zweben, C. (1998). Composite Materials and Mechanical Design. In Myer Kutz, *Mechanical Engineer's Handbook* (2nd ed.). New York: John Wiley & Sons, Inc.