

Fadiga em Elementos Tubulares de Matriz Epoxídica Reforçada com Fibras de Carbono sujeitos a Solicitações de Torção e Flexão

*Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em
Sistemas e Equipamentos Mecânicos*

Autor

Christof dos Santos Pereira

Instituto Superior de Engenharia de Coimbra

Orientador

Doutor Luís Filipe Pires Borrego

Instituto Superior de Engenharia de Coimbra

Coimbra, Novembro, 2013

Aos meus Pais

José e Célia

Aos meus Irmãos

Dário e Bruno

AGRADECIMENTOS

Para o desenvolvimento do presente trabalho, contribuíram diversas pessoas e instituições, de forma mais ou menos directa, a quem o autor gostaria de expressar o devido reconhecimento.

Pelo seu marcado envolvimento, haverá que dedicar um especial agradecimento:

- Ao Professor Doutor Luís Filipe Pires Borrego (ISEC), orientador científico do autor, pela oportunidade proporcionada pelo mesmo para a elaboração do presente trabalho e pela amizade e confiança depositada;
- Ao Professor Doutor José Martins Ferreira (FCTUC), coordenador científico do projecto de investigação do qual germinou a presente dissertação, pelo acompanhamento e conduta directriz durante a realização dos trabalhos de investigação;
- Ao Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa (FCTUC) pela ajuda facultada na montagem e calibração dos equipamentos, ajuda essa imprescindível para a realização dos ensaios;
- Ao Professor Doutor Carlos Capela (IPLeiria) pela disponibilidade manifestada e pelo fornecimento de fontes essenciais para a elaboração deste trabalho;
- Ao investigador Eng.º Joel (FCTUC) pela transmissão de conhecimentos indispensáveis para manobrar as máquinas de testes e pela amizade, sugestões, apoio laboratorial e contributos vários ao longo de todos os trabalhos;
- Ao Eng.º Michael (investigador ao abrigo do programa *ERASMUS*) pela colaboração e envolvimento em parte dos ensaios;
- Ao Sr. Fernando (responsável das oficinas do DEM/FCTUC) pelo apoio prestado na preparação dos provetes e na reparação/fabricação de componentes pertencentes aos equipamentos mecânicos utilizados nos testes.

Por último, mas não menos importante, fica uma nota de gratidão à família e amigos pela inestimável compreensão, incentivos, amizade e momentos de procrastinação.

Quanto às entidades, ficam expressos os agradecimentos:

- À Fundação para a Ciência e Tecnologia (FCT) e ao Fundo Social Europeu pelo apoio financeiro, prestado através da atribuição de uma bolsa, no âmbito do programa COMPETE (projecto PTDC/EME-PME/113695/2009);
- Ao Instituto Superior de Engenharia de Coimbra, à Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra e ao Centro de Engenharia Mecânica (CEMUC), assim como a todos os indivíduos pertencentes às referidas entidades, pela transmissão de conhecimentos e pelo agradável acolhimento.



RESUMO

Os materiais compósitos são materiais em expansão. Revolucionaram a indústria aeronáutica e actualmente difundem-se nos mais variados nichos industriais, mesmo nas aplicações mais comuns. Têm uma grande aplicação em elementos estruturais, sendo submetidos a estados de tensão e deformação multiaxiais.

Os elementos tubulares de matriz epoxídica reforçada com fibras de carbono são exemplos típicos de componentes. No entanto, devido ao aparecimento relativamente recente destes materiais, os modelos de fadiga utilizados nos materiais comuns mostraram-se pouco realistas. Surgiu assim a necessidade de adaptar e elaborar novos modelos de fadiga, com resultados mais satisfatórios na previsão da vida dos componentes, recorrendo a ensaios laboratoriais.

No presente estudo experimental, recorrendo a um sistema adequado de amarras, foram realizados ensaios de torção e de flexão pura, quer estáticos, quer dinâmicos, numa máquina servo-hidráulica convencional. Nos ensaios de fadiga foram consideradas duas razões de tensões ($R=0,05$ e $R=0,3$). Foram também realizados ensaios de fadiga com carregamentos de flexão-torção em fase sob amplitude de tensão constante, com as mesmas razões de tensões, considerando o momento flector igual ao momento torsor ($B=T$).

Foi avaliado o efeito da tensão média, recorrendo aos critérios de Gerber e Goodman, os quais se apresentaram satisfatórios, tendo em conta o número reduzido de estudos efectuados. Já nos ensaios biaxiais, o critério de Tsai-Hill mostrou-se erróneo perante os resultados experimentais. No entanto, após ter sido aplicado um ajustamento, os resultados melhoraram. Foi também estudado o comportamento elastoplástico dos corpos de prova em todos os ensaios.

Palavras-chave:

- compósitos;
- fibra de carbono;
- matriz epoxídica;
- elementos tubulares;
- fadiga em flexão;
- fadiga em torção;
- fadiga biaxial em fase.

ABSTRACT

Composite materials are in expansion. Composites revolutionized the aeronautical industry and are now spreading in various industrial clusters, even in the most common applications. They have a wide application in structural elements, being subjected to states of multiaxial stress and strain.

The tubular epoxy matrix reinforced with carbon fibers are typical components. However, due to the relatively recent onset of these materials, the fatigue models used in common materials proved to be unrealistic. Thus emerged the need to adapt and develop new fatigue models, with more satisfactory results in predicting components life, using laboratory tests.

In this experimental study, using a proper gripping system, was performed pure torsion and bending tests, whether static or dynamic, in a conventional servo-hydraulic machine. In the fatigue tests two stress ratios ($R=0.05$ and $R=0.3$) were considered. Tests were also carried out with loads of in phase bending-torsion fatigue under constant amplitude loading with the same tension ratios, considering the bending moment equal to the torsion moment ($B=T$).

The effect of mean stress was analyzed using the Gerber and Goodman criteria, which revealed satisfactory results, taking into account the small number of studies. However, in biaxial tests, the Tsai-Hill criterion proved wrong toward the experimental results. However, after applying an adjustment, the results improved. The elastoplastic behavior of the specimens in all trials was studied as well.

Keywords:

- composites;
- carbon fiber;
- epoxy matrix;
- tubular elements;
- fatigue in flexion;
- fatigue in torsion;
- in-phase biaxial fatigue.

ÍNDICE GERAL

Agradecimentos.....	v
Resumo.....	vii
Abstract.....	ix
Índice Geral.....	xi
Lista de Figuras.....	xiii
Lista de Tabelas.....	xvii
Nomenclatura.....	xix
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. INTRODUÇÃO GERAL	1
1.2. OBJECTIVOS, ESTRUTURA E PLANEAMENTO DA TESE	5
2. ASPECTOS GERAIS SOBRE COMPÓSITOS	7
2.1. CLASSIFICAÇÃO	7
2.2. A MATRIZ	8
2.3. O REFORÇO	10
2.4. PRINCIPAIS COMBINAÇÕES MATRIZ-REFORÇO	11
2.5. POLÍMEROS REFORÇADOS COM FIBRAS	16
2.5.1. Matrizes Poliméricas	16
2.5.2. Reforços Fibrosos	21
2.5.3. Interação Matriz/Reforço e Propriedades Mecânicas	29
2.5.4. Processos de Fabrico	35
2.5.5. Formas de agregação das Fibras de Reforço	41
2.5.6. Principais Aplicações	42
3. PREVISÃO E ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À FADIGA	47
3.1. O FENÓMENO DE FADIGA NOS MATERIAIS COMUNS	47
3.1.1. Caracterização do Processo de Fadiga	48
3.1.2. Leis Fenomenológicas do Comportamento à Fadiga	50
3.1.3. Ensaio de Fadiga	52
3.1.4. Obtenção e Caracterização das Curvas Tensão – Número de Ciclos até à Rotura (Curvas S–N)	54
3.2. A FADIGA NOS MATERIAIS COMPÓSITOS	55
3.2.1. Mecanismos de Fractura	55
	xi

3.2.2. Comportamento à Fadiga	56
3.2.3. Critérios de Rotura	60
4. MATERIAL, EQUIPAMENTO E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	65
4.1. CORPOS DE PROVA	65
4.2. EQUIPAMENTO E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	68
4.2.1. Equipamento de Testes	68
4.2.2. Ensaio de Torção	69
4.2.3. Ensaio de Flexão	71
4.2.4. Ensaio Biaxiais	72
4.2.5. Sumário das Condições Gerais dos Ensaio	74
5. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS	75
5.1. ENSAIOS DE TORÇÃO	75
5.1.1. Ensaio Estático	75
5.1.2. Ensaio de Fadiga	77
5.2. ENSAIO DE FLEXÃO	83
5.2.1. Ensaio Estático	84
5.2.2. Ensaio de Fadiga	85
5.3. ENSAIOS BIAXIAIS	88
5.3.1. Ensaio de Fadiga	89
6. CONCLUSÕES, DIFICULDADES E TRABALHOS FUTUROS	95
BIBLIOGRAFIA	97
ANEXOS	101
ENSAIOS DE TORÇÃO	101
Folha de Cálculo dos Parâmetros	101
Relações Diversas	101
Registos Fotográficos	102
ENSAIOS DE FLEXÃO	104
Folha de Cálculo dos Parâmetros	104
Relações Diversas	104
ENSAIOS BIAXIAIS	105
Folha de Cálculo dos Parâmetros	105
Relações Diversas	106
Registos Fotográficos	108

LISTA DE FIGURAS

CAPÍTULO 1. Introdução

Figura 1.1. Vista explodida da aeronave EMB-170, mostrando os componentes fabricados em compósitos poliméricos avançados (cortesia da Embraer).

Figura 1.2. Número de embarques com materiais compósitos em 1995.

Figura 1.3. Calendário de actividades.

CAPÍTULO 2. Aspectos Gerais sobre Compósitos

Figura 2.1. Alguns exemplos sobre a distribuição e forma do material de reforço.

Figura 2.1. Principais tipos de matrizes dos materiais compósitos.

Figura 2.2. Classificação dos compósitos quanto à morfologia do reforço.

Figura 2.3. Alguns exemplos sobre a distribuição e forma do material de reforço.

Figura 2.4. Comparação genérica de tensões entre fibras, matrizes, e compósito.

Figura 2.5. Imagem obtida com microscópio electrónico de partículas de sílica, numa matriz *PET*, de diferentes tamanhos: 32 nm (a), 54 nm (b), 110 nm (c), 250 nm (d), 380 nm (e), e 602 nm (f).

Figura 2.6. Superfície de fractura de um compósito de matriz de cobre reforçado com fibras de carboneto de silício (ampliado) [Harris B., 2000].

Figura 2.7. *Porche Ceramic Carbon Brake* – Disco de travão desenvolvido pela *Porche* de matriz cerâmica e fibra de carbono siliconizada.

Figura 2.8. Compósito carbono-carbono usado em componentes de embraiagem *Porche*.

Figura 2.9. Comportamento à tracção de vários tipos de *FRP* e aço [Abdelrahman *et al.*, 1997].

Figura 2.10. Algumas diferenças entre polímeros termoendurecíveis e termoplásticos.

Figura 2.11. Comparação qualitativa de alguns tipos de matrizes poliméricas usadas em compósitos [Kaw A., 2006].

Figura 2.12. Características relativas de resinas termoendurecíveis [Campbell F., 2010].

Figura 2.13. Gráficos comparativos das principais propriedades de alguns termoplásticos [Filipe R., 2008].

Figura 2.14. Medição da resistência em função da espessura da fibra de vidro.

Figura 2.15. Influência do ângulo de carregamento na resistência e rigidez.

Figura 2.16. Influência da quantidade e tipo de reforço na resistência, elasticidade e custo dos compósitos [Campbell F., 2010].

Figuras 2.17 e 2.18. À esquerda, a estrutura cristalina de um filamento de carbono. À direita, um tecido ortogonal de feixes de fibras.

Figura 2.19. Processos de fabrico de fibras de carbono *PAN* e *pitch-based*.

Figura 2.20. Performance e custo relativo de algumas fibras de alta resistência.

Figura 2.21. Processo de fabrico de fibras de vidro.

Figura 2.22. Curvas de tensão-deformação para os mais comuns tipos de fibras.

Figuras 2.23 e 2.24. Variação dos módulos de elasticidade longitudinal e transversal em função da fracção volumétrica das fibras (à esquerda) e variação do módulo de elasticidade em função da percentagem de volume de tungsténio num compósito com partículas deste dispersas (à direita).

Figura 2.25. Deformação em torno de uma fibra curta.

Figura 2.26. Tensão de tracção e de corte numa fibra curta em função do seu comprimento.

Figura 2.27. Efeito do comprimento de fibra na tensão de cedência do compósito.

Figura 2.28. Definição das constantes elásticas para uma lâmina compósita fina anisotrópica.

Figura 2.29. Moldação Manual: *a) Aplicação do desmoldante, b) Colocação da fibra, c) Impregnação da fibra com a resina, d) Etapas da laminação usando vácuo, e) Desmoldagem, f) Cortar os excessos.*

Figura 2.30. Esquematisação do processo SMC.

Figura 2.31. Operário a operar uma pistola de projecção.

Figura 2.32. Esquema do processo de fabrico em vácuo.

Figura 2.33. Esquema da máquina de injeção de resina.

Figura 2.34. Molde RTM.

Figura 2.35. Autoclave.

Figura 2.36. Esquema do processo de enrolamento filamental (à esquerda) e tipos de enrolamento (à direita).

Figura 2.37. Esquematisação do processo de pultrusão.

Figura 2.38. Formas de reforços: *a) bobine de roving, b) manta, c) tecido híbrido, d) plane weave, e) twill weave, f) satin weave.*

Figura 2.39. Carcaça de uma turbina em carbono/epoxy e núcleo de aramida.

Figura 2.40. Antena da estação espacial.

Figura 2.41. Bicicleta com partes em fibra de carbono, pesa 1,74 kg.

Figura 2.42. Ponte em Zaragoza (Espanha), feita de betão reforçado com fibras de vidro e cobertura com carbono/epoxy.

CAPÍTULO 3. Previsão e Análise da Resistência à Fadiga

Figura 3.1. Curvas *S-N* típicas.

Figura 3.2. Rotura por fadiga num parafuso; são visíveis três zonas distintas: A – nucleação e início da fenda microscópica, B – propagação da fenda; C – fractura final.

Figura 3.3. Morfologia das superfícies de fractura sujeitas a diferentes condições de tensão [Branco C., 1985].

Figura 3.4. Superfícies de fractura de diferentes aços; à esquerda, estriação dúctil, ao centro, coalescência de microcavidades, à direita, microclivagem.

Figura 3.5. Ciclos de tensão de fadiga típicos e os seus parâmetros gerais:

a) Alternado; b) Repetido; c) Aleatório [Abrahão R., 2008].

Figura 3.6. Ciclos de fadiga de tensão variável por blocos.

Figura 3.7. Curvas *S-N* esquemáticas para um aço macio e uma liga de alumínio, e respectivo ciclo de tensões.

Figura 3.8. Mecanismos de falha em materiais compósitos.

Figura 3.9. Propriedades de fadiga de alguns materiais aeroespaciais [Campbell F., 2010].

Figura 3.10. Representação esquemática da curva *S-N* para compósitos.

Figura 3.11. Curvas *S-N* para laminados carbono/epoxy com diferentes orientações das fibras.

Figura 3.12. Efeito da tensão média na resistência à fadiga.

Figura 3.13. Relação entre a amplitude de tensão e a tensão média, segundo diferentes critérios.

CAPÍTULO 4. Material, Equipamento e Procedimento Experimental

Figura 4.1. Tubos de carbono do tipo dos utilizados nos ensaios.

Figura 4.2. Estrutura típica de uma resina epóxida.

Figura 4.3. Processo de fabrico dos provetes: a) e b) fibragem dos provetes; c) e d) moldação do provete em molde fechado.

Figura 4.4. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios.

Figura 4.5. Equipamento de testes e respectivo controlador (à esquerda) e computador (à direita).

Figuras 4.6 e 4.7. Sistema de fixação dos provetes utilizado nos ensaios de torção pura (esquerda) e esquematização das forças actuantes no sistema (direita), respectivamente.

Figura 4.8. Diagrama de corpo livre do sistema de torção.

Figuras 4.9 e 4.10. Sistema de flexão utilizado.

Figura 4.11. Diagrama do corpo livre e estado de tensões do sistema de flexão.

Figuras 4.12 e 4.13. Sistema de ensaios acoplado à máquina (esquerda) e esquema das forças actuantes (direita).

CAPÍTULO 5. Apresentação e Discussão de Resultados

Figura 5.1. Círculo de Mohr, estado plano de tensões e tensões principais à superfície do corpo de prova nos ensaios de torção.

Figura 5.2. Tensão de corte registada nos 3 provetes.

Figura 5.3. Curvas *amplitude de tensão – ciclos* em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Figura 5.4. Curvas *tensão máxima – ciclos* em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Figuras 5.5 e 5.6. À esquerda vê-se um provete partido sem deformação plástica generalizada, enquanto à direita se vê um provete que ainda não atingiu a rotura, porém com uma considerável deformação plástica acumulada.

Figura 5.7. Fissuração a 45° visível na resina.

Figura 5.8. Curvas *deformação média – ciclos* em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Figura 5.9. Curvas *rigidez – ciclos* normalizadas em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Figuras 5.10 e 5.11. Relação entre G , o número de ciclos e a gama de tensão.

Figura 5.12. Critérios de Goodman e Gerber aplicados em fadiga em torção pura.

Figura 5.13. Círculo de Mohr e estado do plano de tensões no ensaio de flexão.

Figura 5.14. Curva *tensão – deformação* em flexão pura.

Figuras 5.15 e 5.16. Curvas *amplitude de tensão – ciclos* e *tensão máxima – ciclos* em flexão pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Figura 5.17. Comportamento do módulo de elasticidade ao longo dos ciclos.

Figura 5.18. Critérios de Goodman e Gerber aplicados em fadiga em flexão pura.

Figura 5.19. Círculo de Mohr, plano de tensões e tensões principais à superfície do corpo de prova nos ensaios de torção.

Figura 5.20. Curva *tensão equivalente – ciclos* para os ensaios biaxiais, para $R=0,05$ e $R=0,3$.

Figuras 5.21 e 5.22. Tensão normal (esquerda) e tensão de corte (direita) face ao número de ciclos.

Figura 5.23. Critério de Tsai–Hill aplicado nos ensaios biaxiais.

Figura 5.24. Critério de Tsai–Hill modificado aplicado nos ensaios biaxiais.

Figuras 5.25 e 5.26. Gráficos *vida experimental – vida prevista* aplicando o critério de Tsai–Hill (esquerda) e aplicando o critério de Tsai–Hill modificado (direita).

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 2. Aspectos Gerais sobre Compósitos

Tabela 2.1. Propriedades gerais de alguns tipos de matrizes [Campbell F., 2010].

Tabela 2.2. Propriedades gerais de alguns tipos de fibras [Campbell F., 2010].

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas típicas de compósitos de matriz metálica, comparativamente ao aço e alumínio [Kaw A., 2006].

Tabela 2.4. Comparação das propriedades de algumas matrizes [Silva J., 2001].

Tabela 2.5. Propriedades da fibra de carbono de acordo com o precursor [Chung D., 1994].

CAPÍTULO 3. Previsão e Análise da Resistência à Fadiga

Tabela 3.1. Algumas normas de ensaios de fadiga.

CAPÍTULO 4. Material, Equipamento e Procedimento Experimental

Tabela 4.1. Especificações da resina, do endurecedor e da mistura resina + endurecedor.

Tabela 4.2. Propriedades mecânicas da mistura.

Tabela 4.3. Sumário das condições gerais dos ensaios.

CAPÍTULO 5. Apresentação e Discussão de Resultados

Tabela 5.1. Tensões de corte máximas nos 3 provetes.

Tabela 5.2. Valores da tensão de cedência dos 3 ensaios.

Tabela 5.3. Valores obtidos para os ensaios de torção pura.

Tabela 5.4. Propriedades gerais do material calculadas a partir dos ensaios de torção.

Tabela 5.5. Dados gerais dos ensaios de torção pura, para $R=0,05$ e $R=0,3$.

Tabela 5.6. Propriedades gerais do material calculadas a partir dos ensaios flexão.

Tabela 5.7. Resultados dos ensaios biaxiais para $R=0,05$ e $R=0,3$.

NOMENCLATURA

ABREVIATURAS

2D – Duas Dimensões

3D – Três Dimensões

ASTM – American Society for Testing and Materials

AFRP – Aramid Fiber Reinforced Polymer

CEMUC – Centro de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra

CFRP – Carbon Fiber Reinforced Polymer

CMC – Ceramic Matrix Composites

CNC – Computer Numerically Controlled

CRM – Continuous Random Mat

CSM – Chopped Strand Mat

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

DIN – Deutsche Institute Norm

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra

FRP – Fiber Reinforced Polymers

GCM – Grupo de Construções Mecânicas

GFRP – Glass Fiber Reinforced Polimer

HM – High Modulus

HS – High Strength

IH – Intermediate Modulus

IPLeiria – Instituto Politécnico de Leiria

ISEC – Instituto Superior de Engenharia de Coimbra

LM – Low Modulus

MMC – Metal Matrix Composites

PAN – Poliacrilonitrila

RTM – Reaction Transfer Moulding

SMC – Sheet Molding Compound

UHM – Ultra High Modulus

UHS – Ultra High Strength

VARTM – Vacuum Assisted Resin Transfer Molding

SIMBOLOGIA

Símbolo	Designação
E_1	Módulo de elasticidade longitudinal
E_2	Módulo de elasticidade transversal
η_L, η_T, η_G	Coefficientes das equações Halpin-Tsai
σ'_{f0}	Tensão normal limite de fadiga corrigida
$\nu_{12}, \nu_{12}, \nu_{12}$	Coefficientes de Poisson principais
B	Momento flector
b	Expoente de resistência à fadiga
c	Expoente da ductilidade à fadiga
D	Diâmetro externo
d	Diâmetro interno
d_f	Diâmetro da fibra
d_R	Densidade relativa
E	Módulo de elasticidade
E_f	Módulo de elasticidade das fibras
E_m	Módulo de elasticidade da matriz
F	Força aplicada
f	Frequência
f_r	Flecha até à rotura
G	Módulo de resistência ao corte
J	Momento polar de Inércia
K	Factor de correcção Tsai–Hill
K'	Coefficiente de resistência cíclica

k_i	Factor de correcção para a fadiga
L	Comprimento (usado nos sistemas de ensaios)
l_c	Comprimento crítico da fibra
l_f	Comprimento da fibra
N	Número de ciclos
n'	Expoente de encruamento do material
N_f	Número de ciclos até à rotura
R	Razão de tensões
R, S, T	Tensões de rotura em situações de corte nos planos x_2 - x_3 , x_1 - x_3 e x_1 - x_2 , respectivamente
R^e, S^e, T^e	Distorções de corte nos planos x_2 - x_3 , x_1 - x_3 e x_1 - x_2 , respectivamente
S_e	Limite de escoamento do material
T	Momento torsor
t	Tempo
$T_{máx}$	Momento torsor máximo
$T_{máx}$	Temperatura de serviço máxima
$T_{mín}$	Momento torsor mínimo
V_f	Fracção volumétrica de fibras
V_m	Fracção volumétrica de matriz
X, Y, Z	Tensões normais de rotura nos eixos de coordenadas x, y e z, respectivamente
X_C, Y_C, Z_C	Tensões de rotura de compressão nas direcções x_1 , x_2 , x_3 , respectivamente
X_T, Y_T, Z_T	Tensões de rotura de tracção nas direcções x_1 , x_2 , x_3 , respectivamente
X_C^e, Y_C^e, Z_C^e	Extensões de rotura de compressão nas direcções x_1 , x_2 e x_3 , respectivamente
X_T^e, Y_T^e, Z_T^e	Extensões de rotura de tracção nas direcções x_1 , x_2 e x_3 , respectivamente
α	Rotação do provete

$\gamma_{12}, \gamma_{23}, \gamma_{31}$	Distorções principais
$\Delta\varepsilon_e$	Gama de extensão elástica
$\Delta\varepsilon_{fc}$	Gama de extensão plástica acumulada
$\Delta\varepsilon_p$	Gama de extensão plástica
$\Delta\varepsilon_t$	Gama de extensão total
$\Delta\sigma$	Gama de tensão normal
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Extensões normais principais
ε_{ij}	Extensões no sistema de eixos de coordenadas x_1, x_2, x_3
$\varepsilon_{m\acute{a}x}$	Extensão máxima
$\varepsilon_R, \varepsilon_f$	Alongamento até à rotura
ρ	Densidade
ρ_f	Densidade das fibras
ρ_m	Densidade da matriz
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões normais principais
σ_a	Amplitude de tensão normal
σ_{af}	Amplitude de tensão normal limite de fadiga
σ_{aTH}	Amplitude de tensão de Tsai–Hill
σ_{aVM}	Amplitude de tensão equivalente de Von Mises
σ_c compressão	Tensão normal de cedência em compressão
σ_c tracção, σ_r	Tensão normal de cedência em tracção
σ_c, S_r	Tensão normal de cedência
σ_f, σ_{rf}	Tensão normal limite de fadiga
σ_{ij}	Tensões normais no sistema de eixos coordenados x_1, x_2, x_3
σ_m	Tensão normal média

$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão normal máxima
$\sigma_{m\acute{i}n}$	Tensão normal mínima
$\tau_{12}, \tau_{23}, \tau_{31}$	Tensões de corte principais
τ_a	Amplitude de tensão de corte
τ_{af}	Amplitude da tensão de corte limite de fadiga
τ_c	Tensão de corte de cedência
τ_{fm}	Tensão de adesão fibra-matriz
τ_m	Tensão de corte média
$\tau_{m\acute{a}x}$	Tensão de corte máxima
$\tau_{m\acute{i}n}$	Tensão de corte mínima
τ_{rot}	Tensão de corte de rotura
Δf	Gama da flecha
$\Delta\tau$	Gama da tensão de corte

NOTA: Em determinados casos a nomenclatura utilizada é específica ou de acordo com os autores citados, pelo que a sua designação é referida no próprio texto.

1. Introdução

1.1. Introdução Geral

Os compósitos e as suas aplicações podem ser rastreados até aos tempos mais remotos da Humanidade. A concepção deste tipo de materiais é milenar: a mistura de palha e lama de forma a criar blocos para construções primitivas no Antigo Egipto é das mais arcaicas combinações de materiais artificialmente feitas pelo Homem. No século XIX já se utilizavam barras de ferro para reforçar alvenarias, abrindo-se assim o caminho para o desenvolvimento do betão armado. Nos anos 40 do século XX generalizou-se a utilização de plásticos reforçados em componentes eléctricos e a partir de 1960 desenvolveram-se as fibras de carbono que foram aplicadas em aviões depois de 1968. No entanto, existem também compósitos de origem natural, como por exemplo a madeira, que é constituída por fibras de celulose dispostas numa matriz de lenhina, e os ossos, que consistem em proteínas de colagéneo dispostas numa matriz mineral formada essencialmente por cálcio.

O conceito «material compósito» refere-se a um material constituído por pelo menos dois materiais imiscíveis, a um nível macroscópico, que diferem entre si na forma física ou na composição química, cujas suas propriedades são significativamente díspares das dos seus compostos, os quais são geralmente divididos em duas categorias principais: matriz e reforço. A matriz envolve os demais constituintes, mantendo-os na sua posição relativa, proporcionando alguma ductilidade ao compósito, transmitindo os esforços mecânicos ao material de reforço. Por sua vez, o reforço suporta os esforços aplicados ao compósito e, em geral, apresenta elevada resistência e rigidez. Da congregação dos diferentes materiais obtém-se um efeito sinérgico, onde o compósito apresenta propriedades mecânicas superiores às propriedades individuais de cada constituinte.

A conjugação de materiais surgiu da necessidade de se obter outros que alcancem comportamentos mais eficientes em aplicações específicas de engenharia, colmatando as lacunas evidenciadas com a utilização dos materiais ditos tradicionais. Apesar de serem materiais relativamente dispendiosos, os compósitos tornaram-se atractivos, uma vez que apresentam uma baixa densidade (polímeros), uma elevada resistência ao impacto e ao desgaste (ligas metálicas) e uma boa resistência a temperaturas elevadas (cerâmicos). São desenvolvidos em função de cada aplicação e da relativa importância de vários factores:

- Resistência à corrosão
- Rigidez
- Peso
- Resistência à fadiga
- Expansão térmica
- Propriedades electromagnéticas
- Condutibilidade térmica
- Aspecto

O desenvolvimento de novos materiais compósitos que combinam a baixa densidade com uma elevada resistência revolucionou, principalmente, a indústria aeronáutica e aeroespacial, sendo utilizados, por exemplo, no fabrico de asas, fuselagens, estabilizadores e outros componentes (Figura 1.1), havendo em determinados casos aviões (ultraleves) essencialmente constituídos por materiais compósitos. Na indústria automóvel os compósitos também modificaram determinados paradigmas, nomeadamente a progressiva substituição de partes da carroçaria metálica e outros componentes por materiais mais resistentes e mais leves, garantindo assim uma maior segurança e aumentando a autonomia do automóvel, o que se traduz em menores consumos e na diminuição da poluição atmosférica. Os compósitos são igual e intensamente utilizados em artigos desportivos de alta competição, dado que se desejam materiais extraordinariamente leves, de modo a obter excelentes desempenhos, e simultaneamente muito resistentes para aguentar o enorme esforço a que são submetidos.

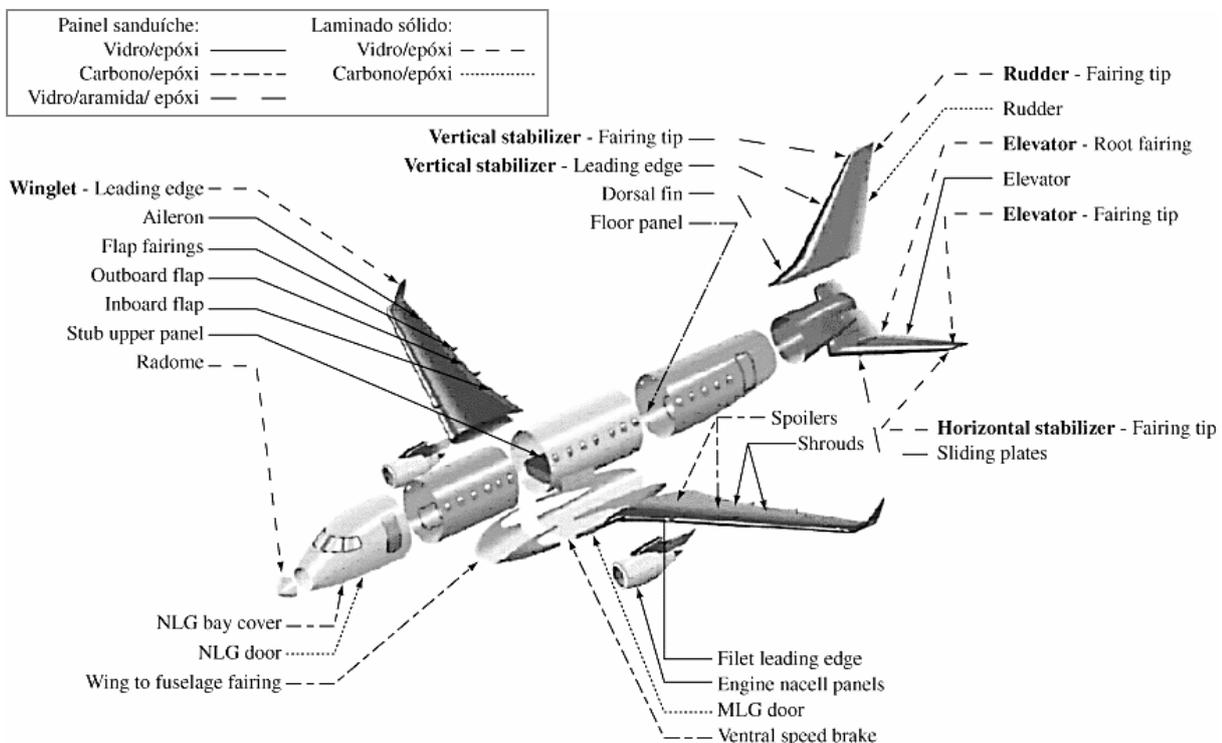


Figura 1.1. Vista explodida da aeronave EMB-170, mostrando os componentes fabricados em compósitos poliméricos avançados (cortesia da Embraer).

As elevadas resistência e rigidez específicas continuam a ser a combinação que lança os materiais compósitos para novas áreas, sendo que a grande capacidade de amortecimento e o baixo coeficiente de expansão térmica características que podem ser adaptadas para aplicações específicas. Os compósitos permitem também reduzir os problemas de fadiga, possibilitando maior flexibilidade na fase de projecto e nos processos de fabrico. Outras vantagens dos materiais compósitos são a resistência a temperaturas extremas, à corrosão e ao desgaste, o que conduz a custos mais baixos durante o ciclo de vida do produto.

As aplicações destes novos materiais não se ficam por aqui. Ao longo da última década tem havido um grande empenho na procura de materiais com características apropriadas, não só para novos e vastos projectos de engenharia, como também para áreas como a medicina (próteses, adesivos, medicina dentária), a arquitectura (pisos, pilares, revestimento de paredes) ou mesmo para móveis e equipamentos de uso geral.

Actualmente, os mercados de materiais compósitos estão cada vez mais difundidos. Estudos recentes mostram que o maior mercado continua a ser o dos transportes (31%), mas a construção civil (19,7%), marinha (12,4%), equipamento eléctrico/electrónico (9,9%), produtos de consumo (5,8%), aparelhos e equipamentos comerciais são também mercados em grande expansão (Figura 1.2). O mercado aeroespacial e de aeronaves representa apenas 0,8%, o que é surpreendente, tendo em conta a sua importância na origem dos compósitos [Ventura A., 2009].

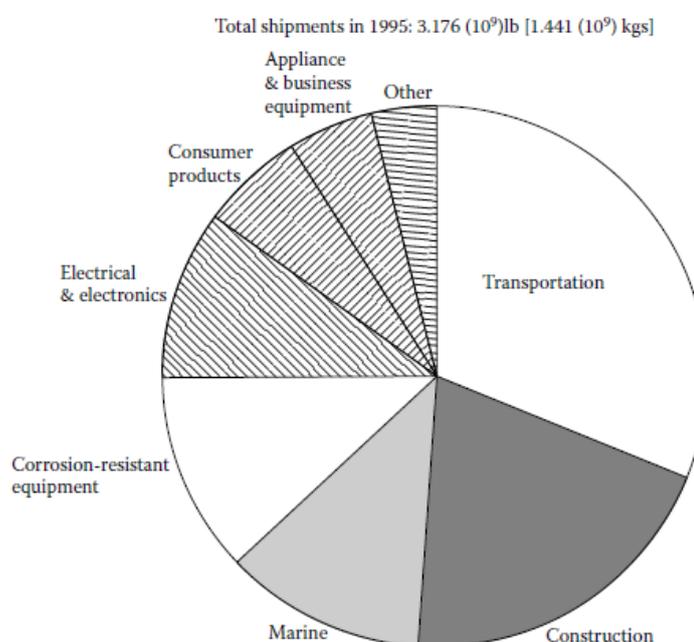


Figura 1.2. Número de embarques com materiais compósitos em 1995.

A diversificação e o rápido desenvolvimento deste novo tipo de materiais requer um número elevado de investigadores, engenheiros e organizações a trabalharem na direcção de expandir o conhecimento e a confiança na utilização dos compósitos. A análise e caracterização do comportamento mecânico dos compósitos é, em primeira instância, fundamental para uma segura aplicação dos mesmos. Recorrendo a resultados experimentais de ensaios de modelos reduzidos de laboratório, em simbiose com modelos de previsão computacionais baseados em cálculos teóricos e métodos numéricos, assim como o contínuo monitoramento dos materiais e do seu comportamento enquanto estes desempenham as suas funções (técnicas de análise não-destrutiva como líquidos penetrantes, instrumentos ultrasónicos, radiografias, termografias, sensores de fibra óptica, etc.), permite que sejam esclarecidas questões tais como:

- Qual o comportamento e características gerais de determinado compósito?
- Qual o modo de ruína esperado para determinada situação?
- Qual o comportamento da ligação entre a matriz e o reforço?
- Como se comportam estes materiais em termos de durabilidade, história e tipos de carga, variações térmicas, desgaste, corrosão, etc.?

A eficiência dos materiais compósitos e as suas inúmeras vantagens têm difundido o seu uso, advindo deste facto a necessidade de analisar de forma eficiente o seu comportamento. Pelo facto dos materiais compósitos apresentarem características bastante diferentes dos materiais convencionais (as falhas, por exemplo, podem ocorrer nas fibras, na matriz, por descolamento das lâminas, etc.), existe a necessidade do desenvolvimento de programas computacionais específicos para análise destes materiais. A determinação da capacidade de carga – essencial à sua utilização – torna-se mais complexa no caso dos materiais compósitos.

Os compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras, devido às propriedades viscoelásticas do material (geralmente polímeros termoendurecíveis), podem apresentar diferentes comportamentos à fluência e à relaxação quando sujeitos a acções constantes no tempo. Estas variações de deformação e tensão são, fundamentalmente, determinadas por ocorrência de mecanismos de alteração na matriz a nível das forças internas de ligação. Dependem de factores como o grau de cura da resina, o volume e orientação das fibras, o processo de fabrico do compósito e ainda de agentes do meio, como a temperatura e a humidade [Juvandes L., 2002].

A resistência à fadiga é relativamente pouco conhecida. Em alguns artigos publicados sobre a investigação de fadiga em varões e cabos verificou-se que a generalidade dos compósitos reforçados, quando submetidos a acções cíclicas, apresentam melhor resistência à fadiga do que os equivalentes em aço [Uomoto *et al.*, 1995].

As propriedades à fadiga deste material são bastante boas quando as solicitações actuam na direcção das fibras, mas insuficientes para carregamentos transversais ou ao corte. Na ausência de modelos matemáticos de caracterização destas propriedades, a sua obtenção é, normalmente, determinada por via experimental, definindo-se curvas de relação *tensão – ciclos de carga* ($\sigma-N$ ou $S-N$). Depois procuram atingir-se os objectivos do projecto, geralmente por limitação das tensões ou deformações por fadiga, abaixo dos valores estabelecidos nessas curvas pelo número de ciclos desejado para o tempo de vida da estrutura.

Visto que na área dos novos materiais cada situação é um caso a analisar, os critérios devem resultar da avaliação da informação experimental sobre casos específicos disponíveis até hoje. Neste âmbito, a base de dados é reduzida e dispersa, pelo que alguns trabalhos experimentais deverão servir de referência, assim como o presente.

1.2. Objectivos, Estrutura e Planeamento da Tese

Este trabalho apresenta como principal objectivo o estudo do comportamento à fadiga de um material compósito de matriz epoxídica reforçada com fibras de carbono, recorrendo a provetes de perfil tubular. Os corpos de prova foram ensaiados segundo três carregamentos distintos: flexão, torção e flexão-torção em fase. Estes ensaios realizaram-se numa máquina servo-hidráulica convencional, sob amplitude de tensão constante, cada um deles com um sistema de amarras adequado para cada situação de carga. Foi avaliado o efeito da tensão média nos ensaios de fadiga e a validade dos critérios de rotura para a situação descrita. Nos ensaios biaxiais de flexão-torção foi estimada a vida dos componentes usando o critério de Tsai-Hill, comparando-se a vida prevista pelo critério com a vida experimental observada. Foi também estudado o comportamento elastoplástico dos provetes e calculadas as propriedades gerais do material em ensaios estáticos.

Paralelamente ao estudo experimental foi feito um enquadramento geral e uma revisão bibliográfica quanto ao material em questão e ao tipo de ensaios efectuados, onde se discute a aplicabilidade destes componentes na indústria e em que condições de carga geralmente se encontram solicitados.

A presente dissertação encontra-se estruturada em 6 capítulos. O Capítulo 1 descreve resumidamente o surgimento e a evolução dos materiais compósitos, discutindo-se a importância e as vantagens destes materiais nas mais variadas aplicações, assim como o seu comportamento geral típico. O Capítulo 2 debruça-se sobre o estudo dos compósitos, focando-se nos polímeros reforçados com fibras, onde é feito um estudo exaustivo das propriedades, processos de fabrico e aplicações deste tipo de compósitos. No Capítulo 3 é descrito o fenómeno de fadiga e as leis que o caracterizam, onde são estudados o comportamento, mecanismos de fractura e critérios de rotura neste tipo de material. Os Capítulos 4 e 5 dizem respeito aos ensaios laboratoriais. No primeiro elucida-se o processo de fabrico e a geometria dos provetes, assim como o equipamento de testes e o procedimento experimental para cada tipo de ensaio. No segundo são apresentados e discutidos os resultados obtidos. As conclusões principais, dificuldades e trabalhos propostos para o futuro encontram-se descritos no Capítulo 6.

Todo o trabalho do presente estudo foi desenvolvido durante o ano lectivo de 2012/2013 no âmbito do Mestrado em Equipamentos e Sistemas Mecânicos do Instituto Superior de Engenharia de Coimbra. Na Figura 1.3 encontram-se esquematizadas as actividades gerais que foram realizadas ao longo deste período.

Mês Fase	Nov.	Dez.	Jan.	Fev.	Mar.	Abr.	Mai.	Jun.	Jul.	Ago.	Set.	Out.
Fase 1	X	X	X									
Fase 2				X	X							
Fase 3						X	X					
Fase 4								X	X			
Fase 5					X		X		X	X	X	X

Figura 1.3. Calendário de actividades programadas.

Durante a Fase 1 foi feita a revisão bibliográfica das obras e autores que são citados ao longo desta dissertação. As Fases 2, 3 e 4 representam os períodos em que se realizaram os ensaios de torção, flexão e biaxiais, respectivamente. Durante a Fase 5 procedeu-se ao tratamento dos dados e à discussão dos resultados. É de salientar que a redacção deste documento foi feita gradualmente ao longo de todas as actividades, encontrando-se por isso alinhado na mesma ordem cronológica em que estas foram realizadas.

2. Aspectos Gerais sobre Compósitos

2.1. Classificação

Os materiais compósitos podem ser classificados de diversas formas. Uma das mais simples é quanto à natureza da matriz (Figura 2.1).

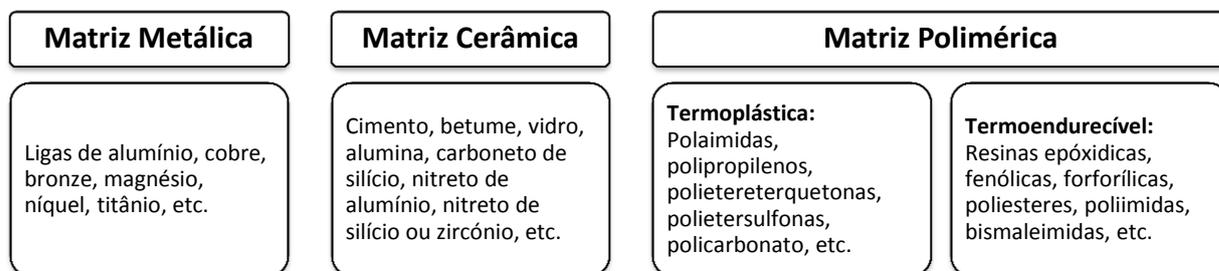


Figura 2.1. Principais tipos de matrizes dos materiais compósitos.

Existem também **matrizes de carbono** (nos chamados compósitos carbono-carbono, em que a matriz é de grafite, reforçada com fibras de carbono), onde se usam os mais avançados processos de fabrico para se obter o imperante compósito entre os compósitos, que supera a resistência e rigidez de qualquer outro, com expansão térmica praticamente nula [Chung D., 2004]. Vários autores atribuem ainda uma quinta classificação aos compósitos – **compósitos híbridos** – referindo-se a compósitos que contêm na sua constituição mais de um tipo de matriz e/ou de reforço; são usados em aplicações muito específicas, quando se pretende obter propriedades mais invulgares ou então quando se deseja baixar o custo do fabrico, mantendo as características.

Outro tipo de classificação é quanto à tipologia do reforço (Figuras 2.2 e 2.3).

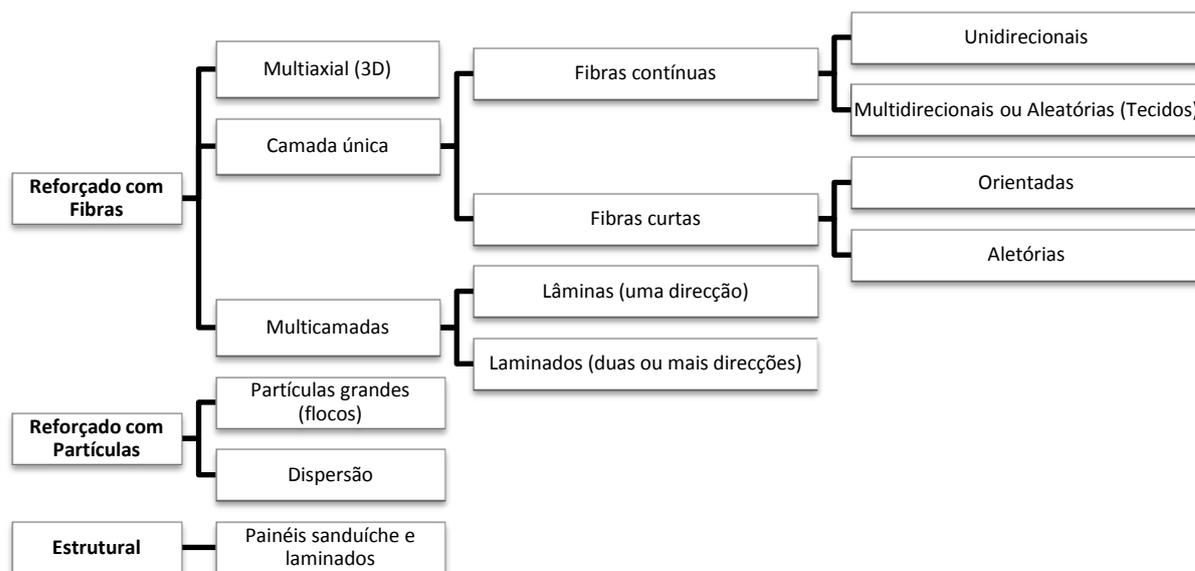


Figura 2.2. Classificação dos compósitos quanto à morfologia do reforço.

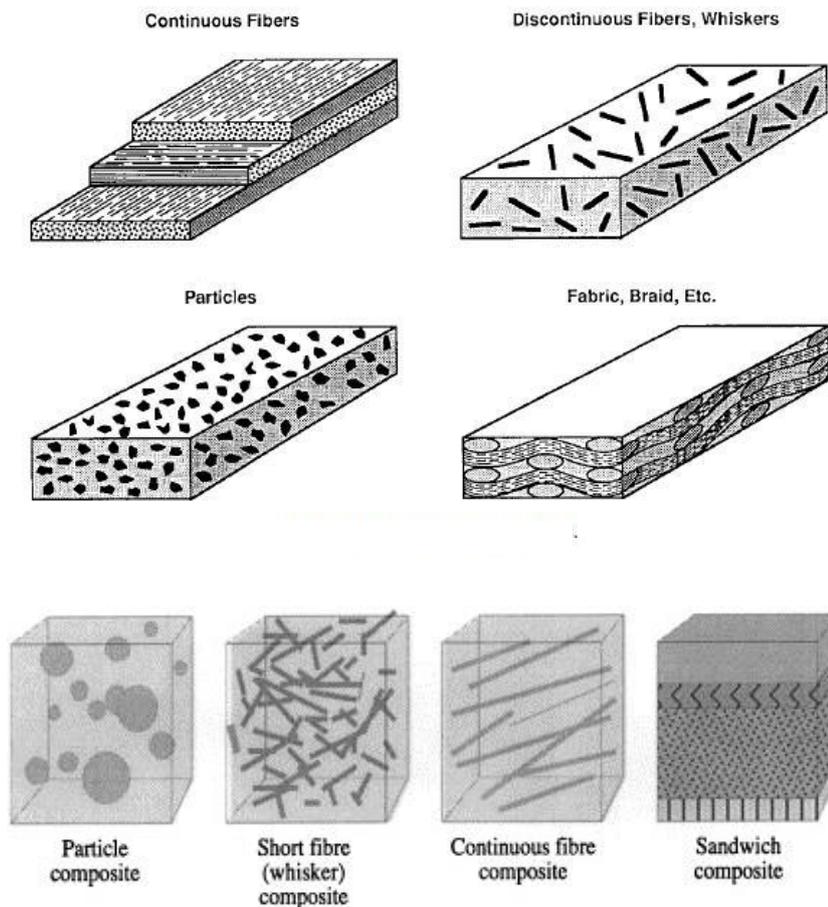


Figura 2.3. Alguns exemplos sobre a distribuição e forma do material de reforço.

2.2. A Matriz

Transferir as solicitações mecânicas às fibras, mantendo-as ordenadas, e protegê-las do ambiente externo é o papel principal da matriz. Também é muito importante a suportar cargas de compressão e ajuda na prevenção de falhas prematuras devido ao rompimento de fibras individuais. Por outras palavras, a matriz serve como barreira à propagação de fendas. Esta confere ao compósito tolerância aos danos, estabilidade térmica e oxidativa, resistência ao impacto, à abrasão e à humidade e determina a temperatura máxima de utilização [Campbell F., 2010]. A Tabela 2.1 apresenta algumas propriedades de diferentes tipos de matrizes.

A escolha entre um tipo de fibra e uma matriz depende fundamentalmente da aplicação ao qual será dado o material composto: características mecânicas elevadas, resistência a alta temperatura, resistência a corrosão, etc. O custo em muitos casos pode também ser um factor de escolha entre um ou outro componente. Deve ser observada também a compatibilidade entre as fibras e as matrizes; idealmente, a matriz deverá possuir uma viscosidade adequada de modo a aderir convenientemente ao reforço [Silva J., 2001].

Propriedade	Densidade	Módulo de Young	Tensão de Cedência	Alongamento de Ruptura	Coefficiente de Expansão Térmica
Matrizes	ρ [Mg/m^3]	E [GPa]	σ_c [GPa]	ϵ_R [%]	α [$\mu m/m/^\circ C$]
Epóxicas	1,1 – 1,4	3 – 6	0,035 – 0,1	1 – 6	60
Poliéster	1,2 – 1,5	2 – 4,5	0,04 – 0,09	2	100 – 200
Nylon 6.6	1,14	1,4 – 2,8	0,06 – 0,07	40 – 80	90
Polipropileno	0,9	1 – 1,4	0,02 – 0,04	300	110
PEEK	1,26 – 1,32	3,6	0,17	50	47
Magnésio	1,8	45	0,1 – 0,3	3 – 10	27
Alumínio	2,7	69,9	0,2 – 0,6	6 – 20	24
Titânio	4,5	110	0,3 – 1	4 – 12	9
SiC	3,4	400	0,4	0,1	4
Al ₂ O ₃	3,8	380	0,5	0,1	8

Tabela 2.1. Propriedades gerais de alguns tipos de matrizes [Campbell F., 2010].

Enquanto uma fibra de alta resistência apresenta tensões de cedência por vezes superiores a 3500 MPa, uma matriz polimérica raramente ultrapassa os 100 MPa. A razão entre o volume de fibras e o volume do material da matriz permite manipular o compósito de modo a que atinja as características desejadas (Figura 2.4).

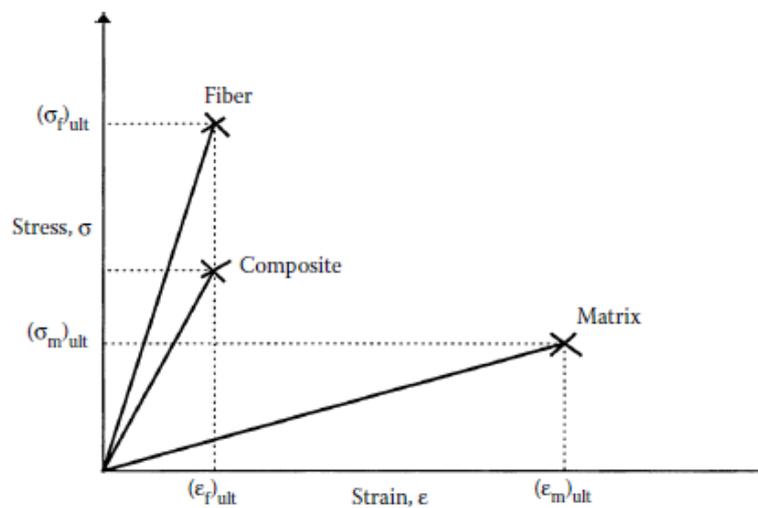


Figura 2.4. Comparação genérica de tensões entre fibras, matrizes, e compósito.

2.3. O Reforço

O reforço é o componente descontínuo do material compósito e é, em regra, mais resistente do que a matriz. Pode ser constituído por partículas, filamentos emaranhados e, no caso de assumir a forma de fibras, permite que o material tenha grande capacidade de resistência na direcção do carregamento. Partículas não têm orientação preferida e proporcionam melhorias significativas nas propriedades mecânicas. São frequentemente utilizadas como agentes de enchimento para reduzir o custo do material. Flocos são cristais que são extremamente fortes, mas são difíceis de dispersar uniformemente na matriz. Devido às vantagens de resistência e rigidez de fibras, elas são o reforço predominante para compósitos avançados. Estas podem ser contínuas ou descontínuas, alinhadas ou aleatórias, dependendo da aplicação e do processo de produção. A Tabela 2.2 demonstra as propriedades de algumas fibras.

Propriedade	Densidade	Módulo de Young	Tensão de Cedência	Alongamento de Rotura	Coefficiente de Expansão Térmica
Fibras	ρ [Mg/m ³]	E [GPa]	σ_c [GPa]	ε_R [%]	α [$\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$]
Filamento SiC	3	400	2,4	0,6	4
Filamento Boro	2,6	400	4	1,0	5
Carbono HM ¹	1,95	380	2,4	0,6	-0,7
Carbono HS ²	1,75	230	3,4	1,1	-0,4
Vidro E	2,56	76	2	2,6	4,9
Nicalon™	2,6	190	2	1,0	6,5
Kevlar™	1,45	130	3	2,3	-6
Fibra FPT™	3,9	380	2	0,5	8,5
Saffil™	3,4	300	2	0,7	7
Celulose	1,0	80	2	3	–

Tabela 2.2. Propriedades gerais de alguns tipos de fibras [Campbell F., 2010].

¹ High Modulus

² High Strength

2.4. Principais Combinações Matriz-Reforço

Compósitos reforçados por fibras, principalmente de matrizes poliméricas, tornaram-se os materiais dominantes e mais avançados na indústria dos novos materiais. São geralmente anisotrópicos devido à disposição das fibras, exceptuando-se os casos de alguns laminados multidireccionais ou de fibras aleatórias, denominados quasi-isotrópicos. Exemplos de fibras incluem as de carbono, de vidro e aramidas. As matrizes mais comuns são polímeros (epóxi, poliéster, uretano, etc.), metais (alumínio, magnésio, titânio, etc.) e cerâmicos (alumino-silicato de cálcio, por exemplo). Devido à grande diversidade deste tipo de compósitos e ao seu particular interesse para este trabalho, um estudo mais aprofundado é descrito no subcapítulo 2.5.

Compósitos reforçados com partículas dispersas consistem em materiais com partículas imersas em matrizes geralmente metálicas ou cerâmicas (Figura 2.5). São genericamente materiais isotrópicos porque as partículas são adicionadas de forma aleatória. O acrescento destas partículas surge da necessidade de melhorar algumas propriedades tais como o aumento da resistência mecânica, o aumento da temperatura de operação, a resistência à oxidação, etc. Os exemplos típicos incluem o uso de partículas de alumínio em borrachas, partículas de carboneto de silício em alumínio, e cascalho, areia e cimento para fazer betão.

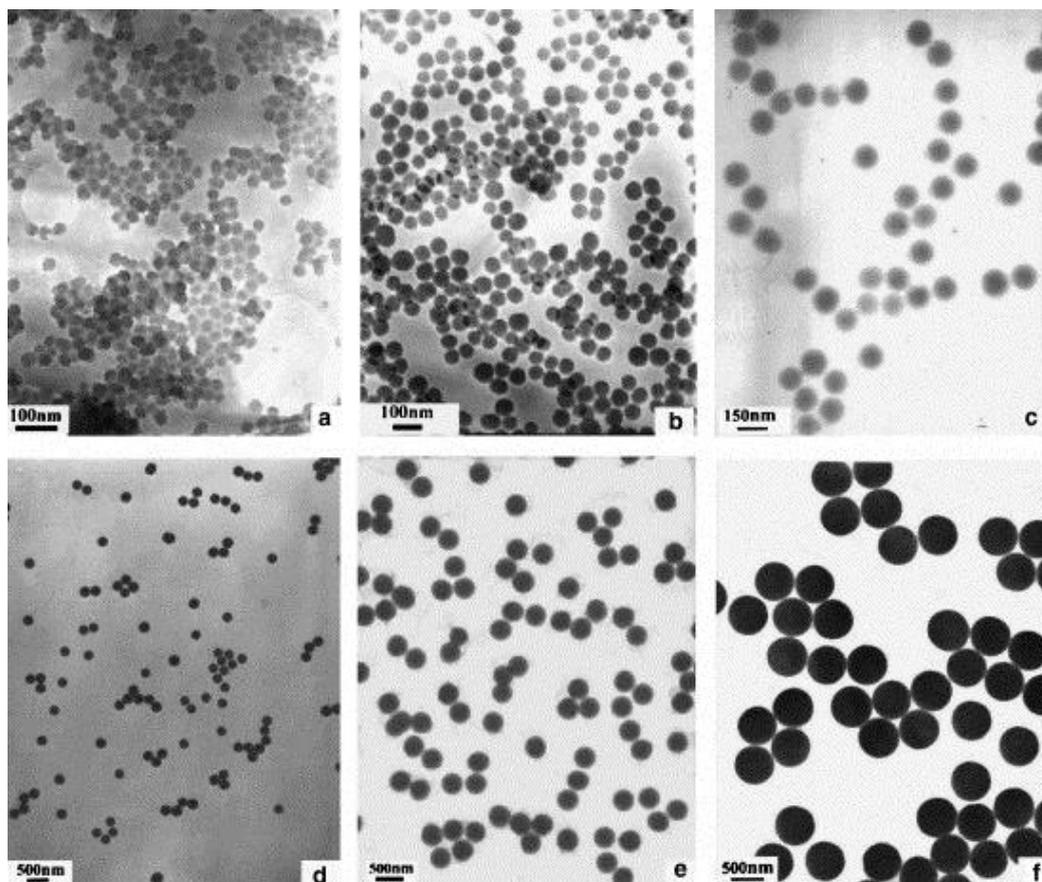


Figura 2.5. Imagem obtida com microscópio electrónico de partículas de sílica, numa matriz *PET*, de diferentes tamanhos: 32 nm (a), 54 nm (b), 110 nm (c), 250 nm (d), 380 nm (e), e 602 nm (f).

Compósitos com grandes partículas imersas (flocos) geralmente reforçam matrizes planas. Os materiais de reforço típicos são o vidro, mica, alumínio e prata. As vantagens deste tipo de reforço passam pela maior resistência à deflexão em flexão e mais baixo custo. No entanto, os flocos são difíceis de orientar e somente um número limitado de materiais estão disponíveis para uso [Kaw A., 2006].

Compósitos com matriz metálica, como o nome indica, têm uma matriz de metal. Exemplos de tais matrizes incluem alumínio, magnésio e titânio. As fibras mais comumente usadas são de carbono ou de carboneto de silício. Os metais são reforçados principalmente para aumentar ou diminuir as suas propriedades de modo a atender às necessidades de determinado projecto; a rigidez e a resistência elástica dos metais podem ser aumentadas e os coeficientes de expansão térmica e de condutividade térmica e eléctrica reduzidos, por adição de fibras. São usados principalmente para proporcionar vantagens sobre os metais monolíticos tais como aço e alumínio (Tabela 2.3). Conferem maior resistência e módulo específicos através do reforço de metais de baixa densidade, tais como o alumínio e o titânio, baixos coeficientes de expansão térmica devido ao reforço fibroso com baixo coeficiente de dilatação térmica, como a grafite, por exemplo, e a manutenção das propriedades tais como a resistência a altas temperaturas. Têm ainda algumas vantagens sobre os compósitos de matriz polimérica: propriedades elásticas maiores, maior temperatura de serviço, insensibilidade à humidade, maior condutividade térmica e eléctrica e melhor resistência ao desgaste e à fadiga. Por outro lado, como desvantagens, são materiais que apresentam densidades mais elevadas e exigem altas temperaturas de processamento para o seu fabrico [Kaw A., 2006].

Propriedade Material	Densidade Relativa ³ $d_R [adim.]$	Módulo de Young $E [GPa]$	Tensão de Cedência $\sigma_c [MPa]$	Coefficiente de Expansão Térmica $\alpha [\mu m/m/^{\circ}C]$
SiC/Alumínio	2,6	117,2	1206	12,4
Grafite/Alumínio	2,2	124,1	448,2	18
Aço	7,8	206,8	648,1	11,7
Alumínio	2,6	69,9	234,4	23

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas típicas de compósitos de matriz metálica, comparativamente ao aço e alumínio [Kaw A., 2006].

³ Entenda-se “densidade relativa” como a densidade relativamente à água.

Este tipo de materiais tem potencial para a exploração de uma grande variedade de aplicações em bombas e motores, incluindo peças para compressores, palhetas e rotores, mangas do pistão e pastilhas, bielas, blocos de motor, e assim por diante (Figura 2.6). Os componentes deste tipo ainda estão em desenvolvimento, mas poucos estão em produção comercial, além de uma ou duas aplicações limitadas em automóveis japoneses. Assim, apesar da grande variedade de métodos de fabrico que tem sido utilizado ao longo dos últimos vinte anos a uma escala laboratorial ou de desenvolvimento, os compósitos de matriz metálica ainda não embarcaram na produção comercial de larga escala.

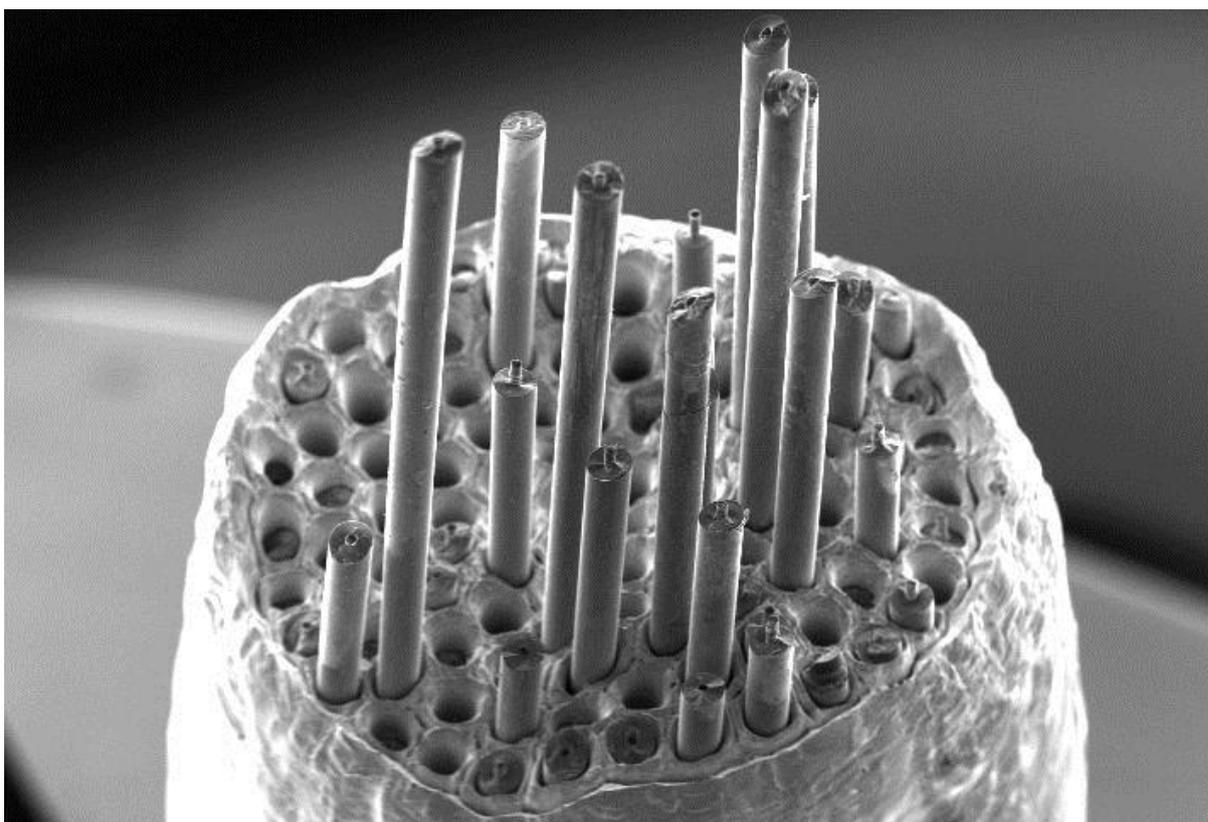


Figura 2.6. Superfície de fractura de um compósito de matriz de cobre reforçado com fibras de carboneto de silício (ampliado) [Harris B., 2000].

O início do desenvolvimento dos compósitos de matriz metálica (*MMC*) deu-se em meados da década de 60 com a produção fibras de boro e de carboneto de silício para reforçar metais leves, particularmente ligas de alumínio. Nos Estados Unidos durante a década de 70, diversas pesquisas foram feitas na aplicação de compósitos de matriz metálica em lançadores de mísseis e aeronaves militares. Actualmente, muitos compósitos de matriz metálica estão ainda em fase de desenvolvimento, mas não tão intensamente como os de matriz polimérica. Apesar de o seu uso ainda ser bastante restrito um exemplo interessante provém da empresa *Toyota* que efectuou a substituição das polias em ferro fundido pelo compósito alumínio/fibras curtas de Al_2O_3 e SiO_2 . Ainda outro exemplo mais radical, foi a fábrica

Honda que pretendeu aumentar a resistência ao desgaste e às altas temperaturas, com o uso de um compósito com matriz de alumínio contendo 12% de fibras de Al_2O_3 e 9% de fibras de grafite, no revestimento dos cilindros do motor. Outro exemplo de compósito com matriz metálica é novamente a liga de alumínio, desta vez Al-Si, com reforço de 20% SiC (partículas), substituindo ferro fundido em discos de travagem [Ventura A., 2009].

O processamento deste tipo de materiais é geralmente feito por moldagem, sólida ou líquida. A primeira caracteriza-se pela compactação e sinterização de pós metálicos e partículas ou fibras de reforço, utilizando-se uma prensa isostática a quente. Na segunda, partículas e fibras curtas são incorporadas numa liga metálica fundida. Este processo também pode ser utilizado quando o reforço tem a forma de tecido, ou formas pré-determinadas. A matriz fundida infiltra entre os interstícios do reforço [Silva J., 2001].

Compósitos de matriz cerâmica (CMC) têm geralmente uma matriz de alumina ou alumino-silicato de cálcio, reforçado por fibras de carbono ou de carboneto de silício. Possuem alta resistência e dureza e alta temperatura de serviço. No entanto, a cerâmica por si só tem baixa resistência à fractura. Sob tensão ou impacto de carga, ela falha catastróficamente. O reforço com fibras cerâmicas, tais como carboneto de silício ou de carbono, aumenta a sua resistência à fractura porque provoca fractura progressiva do composto. Esta combinação de uma matriz e fibra cerâmicas faz com que estes materiais sejam mais atraentes para aplicações em que são desejadas propriedades mecânicas elevadas e temperaturas de serviço extremas (Figura 2.7).



Figura 2.7. *Porche Ceramic Carbon Brake* – Disco de travão desenvolvido pela *Porche* de matriz cerâmica e fibra de carbono siliconizada. Capaz de suportar temperaturas extremas, 50% mais leve que os discos convencionais, permitiu uma significativa redução na formação de pó, um aumento dos intervalos de manutenção e uma maior durabilidade, especialmente em ambientes corrosivos e em condições extremas, nomeadamente em desportos de alta competição.

O crescimento de compósitos *CMC* tem ficado aquém de outros, principalmente devido às altas temperaturas envolvidas nas etapas de fabrico, sendo necessária a utilização de reforços que as suportem. Os principais tipos de compósitos de matriz cerâmica, de acordo com o tipo de reforço usado são os de fibras contínuas, os de fibras descontínuas e os reforçados por partículas. As duas principais variedades de fibras contínuas que têm sido usadas nos compósitos de matriz cerâmica são as de carboneto de silício (SiC) e as de óxido de alumínio (Al_2O_3). Para as fibras descontínuas (*whiskers*) e particulados é utilizado o carboneto de silício (SiC). Os materiais compósitos de matriz cerâmica são inerentemente resistentes à oxidação e à deterioração sob temperaturas elevadas. Não fosse pela predisposição destes materiais à fractura, alguns seriam candidatos ideais para uso em aplicações a altas temperaturas e sob severas condições de tensão, especialmente para componentes em motores de turbinas para automóveis e aeronaves [Callister W., 1994].

O processo de fabrico deste tipo de compósitos é baseado na aglomeração e compactação de partículas. Durante o processo a fase matriz e reforço são submetidas a altas temperaturas e pressão simultaneamente, para sinterização [Serra A., 2011].

Compósitos carbono-carbono usam fibras de carbono embebidas numa matriz igualmente de carbono. São compósitos com alta dureza, resistência, capazes de suportar temperaturas até aos 3315 °C. O carbono é frágil e sensível como a cerâmica, no entanto o reforço com fibras de carbono permite que o compósito fracture de forma gradual e proporciona a capacidade de suportar altas temperaturas, baixa fluência, boa resistência tanto à compressão como à tracção, alta resistência à fadiga, alta condutibilidade térmica e alto coeficiente de fricção. Como inconvenientes aponta-se o elevado custo, baixa resistência ao corte e possibilidade de oxidação a altas temperaturas. São apenas usados em circunstâncias de necessidade extrema (Figura 2.8).



Figura 2.8. Compósito carbono-carbono usado em componentes de embraiagem *Porsche*.

2.5. Polímeros Reforçados com Fibras

A família dos *FRP* (*Fiber Reinforced Polymers*) resulta, sobretudo, da conjugação de fibras com resinas termoplásticas ou termoendurecíveis. São ainda adicionados compostos secundários como agentes catalisadores, promotores ou aceleradores. As principais fibras utilizadas são o vidro, o carbono e a aramida, sendo os respectivos compósitos reforçados internacionalmente denominados por *GFRP* (*Glass Fiber Reinforced Polymer*), *CFRP* (*Carbon Fiber Reinforced Polymer*) e *AFRP* (*Aramid Fiber Reinforced Polymer*) (Figura 2.9). O comportamento final de um compósito *FRP* é acentuadamente dependente dos materiais que o constituem, da disposição das fibras de reforço e da interacção entre os referidos materiais. Os factores intervenientes nesse comportamento são a orientação, o comprimento, a forma e a composição das fibras, as propriedades mecânicas da matriz, assim como a adesão ou ligação entre as fibras e a matriz [Juvandes L, 2002].

Sem retirar importância às fibras referidas, a matriz polimérica tem como funções transmitir os esforços entre as fibras e a estrutura envolvente e ainda proteger as fibras da agressividade ambiental e dos danos mecânicos. Do mesmo modo, as propriedades da matriz influenciam a resistência ao corte, interlaminar e no plano. Representa também o suporte físico contra a instabilidade das fibras sob acções de compressão. Por estes motivos, a selecção da matriz deve ser criteriosa, justificando-se geralmente a opção pelas resinas termoendurecíveis epóxicas para a generalidade das aplicações [ACI 440R-96, 1996].

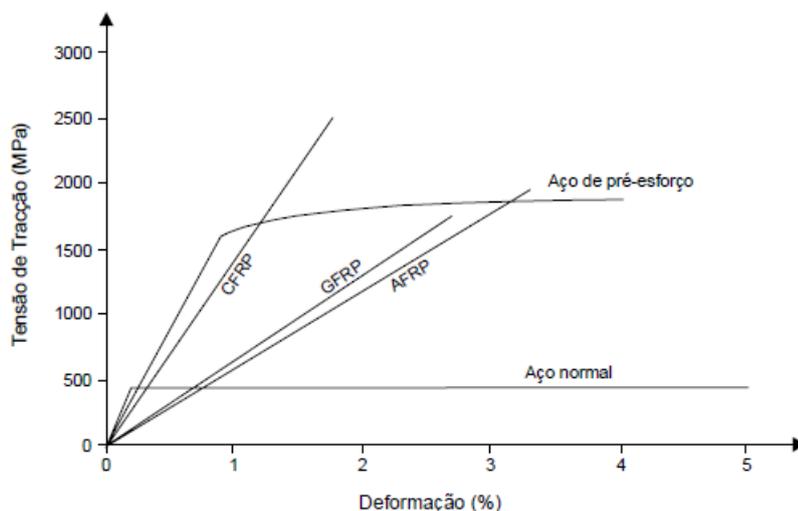


Figura 2.9. Comportamento à tracção de vários tipos de *FRP* e aço [Abdelrahman A. et al., 1997].

2.5.1. Matrizes Poliméricas

As resinas classificam-se como materiais termoendurecíveis ou termoplásticos e cada um tem as suas próprias vantagens e desvantagens (Figuras 2.10 e 2.11). Estas devem a sua grande aplicação fundamentalmente à baixa densidade e à facilidade de processamento.

Termoendurecíveis	Termoplásticos
<ul style="list-style-type: none"> •Custo relativamente elevado •Moderada contração aquando da cura da resina •Baixa tenacidade à fractura interlaminar •Apresentam boa resistência a fluídos e solventes •Boas propriedades mecânicas •Pior comportamento quando necessita de intervenções/reparações •Suporta melhor diferenças de temperatura •Boa adesão às fibras 	<ul style="list-style-type: none"> •Baixo custo •Baixa contração durante a secagem (não ocorre cura) •Alta tenacidade à fractura interlaminar •Menor resistência a fluídos e solventes •Boas propriedades mecânicas •Melhor comportamento quando necessita de intervenções/reparações •Mais débil em relação a diferenças de temperatura •Tempo de vida ilimitado •Alta temperatura de processamento

Figura 2.10. Algumas diferenças entre polímeros termoendurecíveis e termoplásticos.

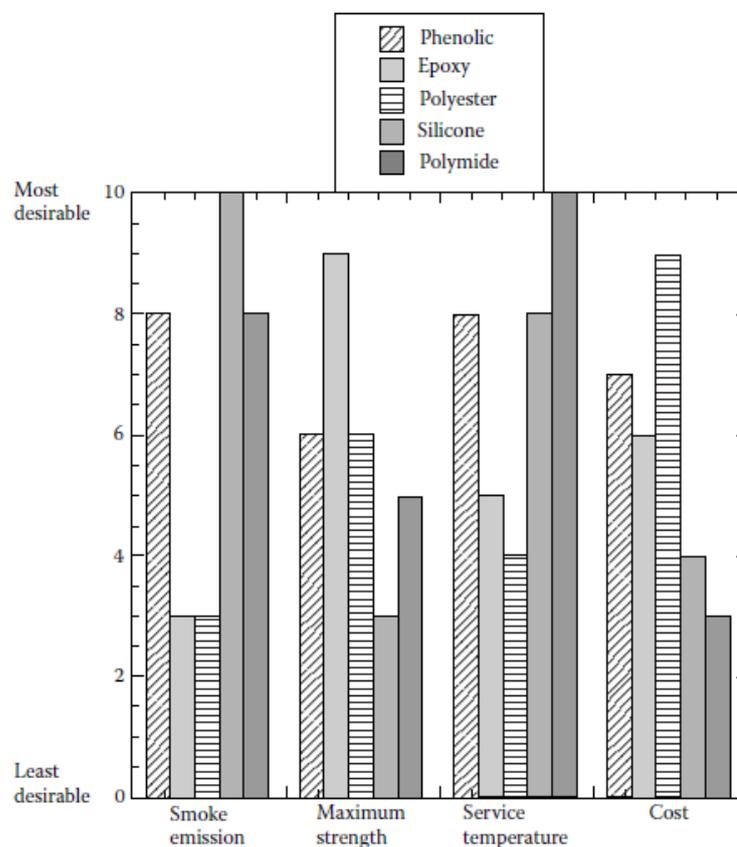


Figura 2.11. Comparação qualitativa de alguns tipos de matrizes poliméricas usadas em compósitos [Kaw A., 2006].

Os compósitos de matriz polimérica são muito mais fáceis de fabricar do que quaisquer outros tipos de matrizes, quer a matriz seja termoendurecível ou termoplástica, isto devido às relativamente baixas temperaturas requeridas para o processamento. Para as resinas termoendurecíveis, como as epóxicas, fenólicas ou forforílicas, a temperatura de fabrico ronda, no máximo, os 200°C; para os termoplásticos (poliamidas, polipropilenos, etc.), as temperaturas de processamento variam tipicamente entre os 300 e os 400 °C.

As resinas termoendurecíveis (especialmente as epóxicas) (Figura 2.12 e Tabela 2.4) são há muito usadas como matrizes poliméricas. Durante a cura, normalmente na presença de calor e pressão, uma resina termoendurecível endurece gradualmente devido à polimerização e às ligações que se formam entre as suas moléculas. As termoplásticas tornaram-se mais importantes recentemente por causa da sua boa ductilidade e da sua rapidez de processamento, em comparação às termoendurecíveis, e também devido à ainda mais recente disponibilidade de termoplásticos que conseguem resistir a altas temperaturas. A rapidez do processamento dos termoplásticos deve-se ao facto de estes poderem ser moldados e trabalhados logo após transporem a temperatura de transição vítrea, sendo que o simples arrefecimento completa o processo. Em contraste, a cura de uma termoendurecível é uma reacção que ocorre gradualmente, o que pode levar dias até uma cura completa e eficaz [Chung D., 1994].

Nestas resinas a polimerização desenvolve-se numa estrutura tridimensional, pois ocorre uma ligação covalente onde não é mais possível ocorrer um escorregamento entre as moléculas. Para estes tipos de polímeros a plasticidade não aumenta com a temperatura. São resinas que apresentam propriedades isotrópicas e quando curadas não é possível fundi-las nem dissolvê-las. Portanto, elas perdem suas propriedades elásticas quando aquecidas, limitando desta forma o uso para componentes estruturais; porém, têm melhor estabilidade dimensional, resistência ao calor, resistência química e eléctrica do que as resinas termoplásticas.

Geralmente a cura destes materiais ocorre à temperatura ambiente, porém pode ocorrer sob temperatura e tempo controlados, tentando desta forma obter propriedades óptimas. O processo de cura é exotérmico. Após as variações de temperaturas envolvidas e devido aos diferentes coeficientes de expansão térmicos entre a matriz e o reforço, pode ocorrer a formação de microfissuras [Filipe R., 2008].

<p>Poliésteres</p> <ul style="list-style-type: none"> •Extensamente utilizadas em aplicações comerciais •Relativamente baratas, podem sofrer uma ampla gama de processamentos diferentes
<p>Vinilésteres</p> <ul style="list-style-type: none"> •Semelhantes aos poliésteres, porém mais resistentes mecanicamente e à humidade
<p>Epóxicas</p> <ul style="list-style-type: none"> •Matrizes de alta performance para compósitos de fibras contínuas, sendo as de uso mais comum •Podem ser usadas até 180°C, superando as temperaturas máximas de utilização dos poliésteres e vinilésteres
<p>Bismaleimidas</p> <ul style="list-style-type: none"> •Utilizada quando se requerem altas temperaturas durante a sua utilização (até 170 °C) •Requer altas temperaturas, tanto para o processamento como para a cura
<p>Cianeto Éster</p> <ul style="list-style-type: none"> •Utilizada quando se requerem altas temperaturas durante a sua utilização (até 170 °C) •Requer altas temperaturas, tanto para o processamento como para a cura
<p>Poliimidas</p> <ul style="list-style-type: none"> •Resina extremamente resistente à temperatura, podendo operar até 300 °C •Processamento muito difícil e oneroso
<p>Fenólicas</p> <ul style="list-style-type: none"> •Resistente à temperatura, assim como ao fumo e ao fogo •Muito usada em interiores de aeronaves •Processamento moderadamente difícil

Figura 2.12. Características relativas de resinas termoendurecíveis [Campbell F., 2010].

Propriedade	Resistência à Tracção	Resistência à Compressão	Módulo de Young	Alongamento até à rotura	Temperatura de serviço máx.
Resina	$\sigma_c \text{ tracção [MPa]}$	$\sigma_c \text{ compr. [MPa]}$	$E \text{ [GPa]}$	$\epsilon_R \text{ [%]}$	$T_{máx} \text{ [}^\circ\text{C]}$
Epóxida	70 – 90	100 – 300	2,5 – 3,5	2 – 5	100 – 180
Poliéster	50 – 60	120 – 140	2 – 3	2 – 3	60 – 80
Fenólica	50 – 60	70 – 200	2 – 3	1,2	100 – 125

Tabela 2.4. Comparação das propriedades de algumas matrizes [Silva J., 2001].

As resinas termoplásticas possuem facilidade em deformar-se plasticamente. Esta deformação ocorre através do escorregamento entre as moléculas adjacentes, devido às forças de Van der Waals, ocorrendo principalmente a altas temperaturas. Estas são ditas termoplásticas devido à sua plasticidade aumentar com a temperatura: após o arrefecimento torna-se rígida novamente. Em geral, a resistência mecânica e a resistência térmica são particularmente sensíveis ao processo de fabricação, ao peso molecular e à estrutura molecular. Porém, têm alta resistência ao impacto, fácil processamento e são adaptáveis a formas e moldes complexos.

As matrizes termoplásticas são normalmente usadas com reforço de fibras curtas para a confecção de produtos através do processo de fabricação de moldagem por injeção. O comprimento destas fibras varia em torno de 1 a 3 milímetros, ficando as mesmas dispersas aleatoriamente na matriz. De uma forma geral, a variação das propriedades ocorre devido ao processo de obtenção da matriz, ao peso molecular, à distribuição do peso molecular e à sua composição química. Em geral, estes plásticos sofrem grandes deformações antes da rotura final e as suas propriedades mecânicas são extremamente dependentes da temperatura e da razão do esforço. Um facto importante a ser mencionado em relação a estes plásticos, que é comum em todos eles, é que sob uma condição de carregamento constante, a deformação aumenta com o tempo. As resinas termoplásticas mais conhecidas industrialmente são o polipropileno, a poliamida e o policarbonato [Filipe R., 2008].

O polipropileno é o plástico mais leve, tendo uma densidade de $0,905 \text{ g/cm}^3$. Caracteriza-se por uma elevada resistência à tracção, rigidez e tenacidade. O seu ponto de fusão é de $170 \text{ }^\circ\text{C}$, o que permite ser esterilizável, porém em temperaturas inferiores a $0 \text{ }^\circ\text{C}$ torna-se frágil.

As poliamidas (ou *nylon*) têm as seguintes propriedades:

- Elevada resistência à abrasão e a agentes químicos;
- Alta elasticidade, tenacidade e rigidez;
- Densidade de $1,14 \text{ g/cm}^3$;
- Conserva as suas propriedades mecânicas até aos $150 \text{ }^\circ\text{C}$.

Os policarbonatos, devido às suas excelentes propriedades mecânicas, tornam possível a moldagem de elementos estruturais de alta precisão. Algumas propriedades podem ser ressaltadas:

- São amorfos e caracterizam-se por ter uma grande transparência;
- Alta resistência à chama;
- Alta resistência ao impacto;
- Alta estabilidade dimensional;
- Baixa resistência a dissolventes orgânicos;
- Baixa absorção de humidade.

A comparação relativa das referidas resinas termoplásticas é apresentada nos gráficos da Figura 2.13.

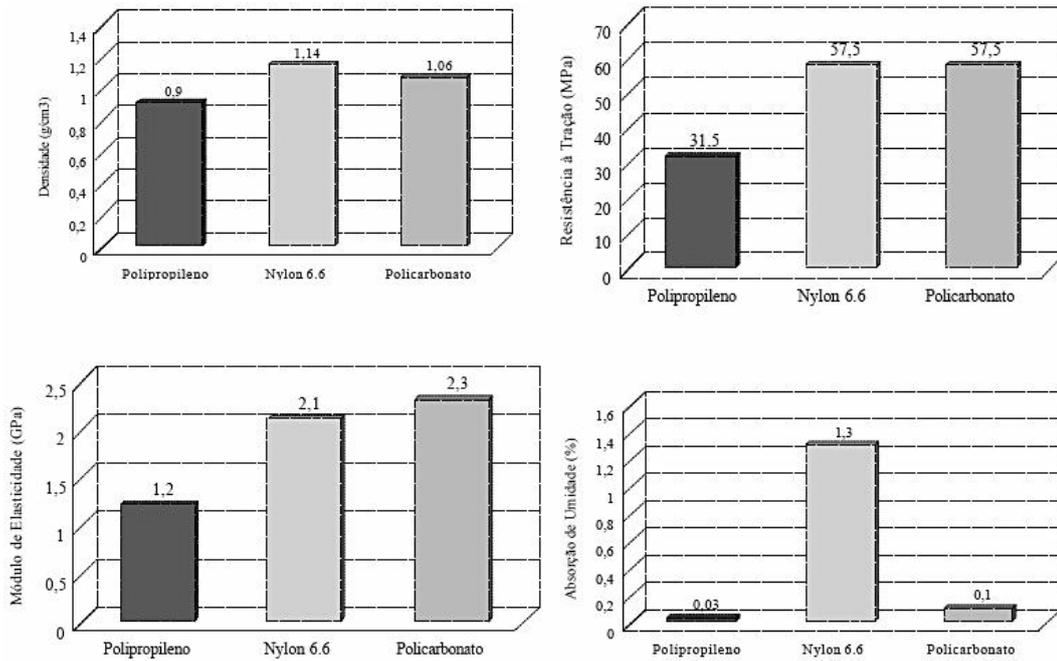


Figura 2.13. Gráficos comparativos das principais propriedades de alguns termoplásticos [Filipe R., 2008].

2.5.2. Reforços Fibrosos

As fibras de reforço são responsáveis pela garantia da maior parte da resistência dos compósitos. A sua morfologia filamentar favorece o seu desempenho mecânico, pois a probabilidade de existência de defeitos é diminuta devido à sua baixa razão de volume por unidade de comprimento [Hoskin B., 1986]. À medida que se tornam mais finas, as fibras tendem a apresentar um menor número de defeitos que possam levar a falhas e, com isto, existe uma tendência de aproximação à resistência teórica do material, como se encontra exemplificado para as fibras de vidro na Figura 2.14.

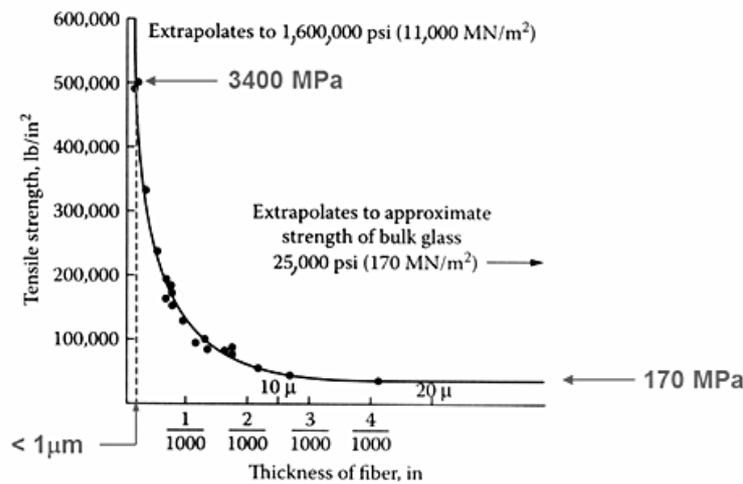


Figura 2.14. Medição da resistência em função da espessura da fibra de vidro.

O gráfico da Figura 2.15 mostra o papel dominante das fibras na determinação da resistência e rigidez dos compósitos. Quando o carregamento é efectuado na direcção das fibras (0°), o material é muito mais resistente e rígido do que quando as cargas são transversais à direcção das fibras (90°). Há uma grande diminuição na resistência e rigidez quando existe um desalinhamento de apenas alguns graus da direcção do carregamento.

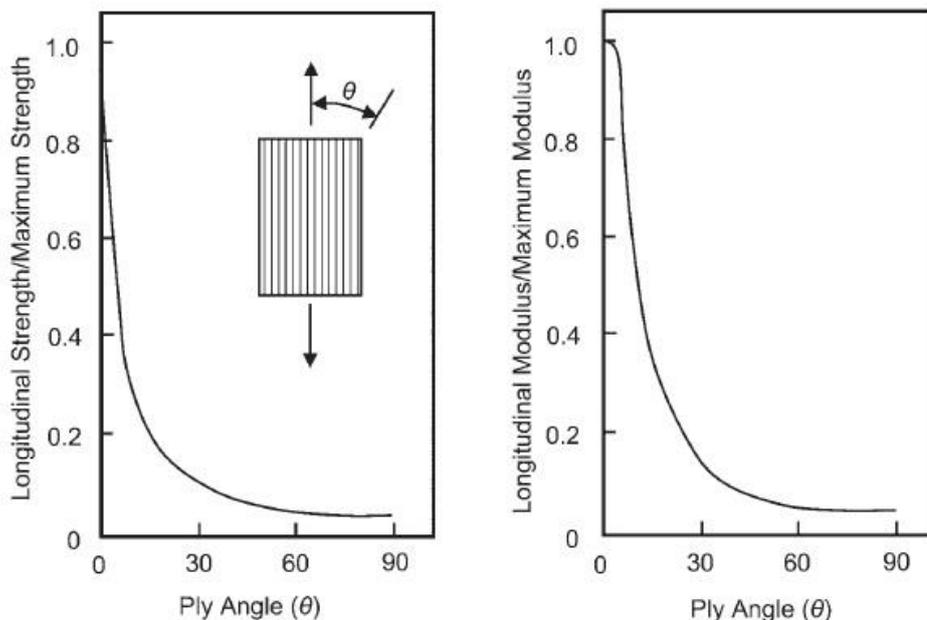


Figura 2.15. Influência do ângulo de carregamento na resistência e rigidez.

O tipo e quantidade do reforço determinam as propriedades finais do compósito. A Figura 2.16 mostra que a maior resistência e módulo são obtidos com os compostos de fibra contínua. Há um limite prático de cerca de 70 por cento em volume de reforço que pode ser adicionado para formar um compósito. Em percentagens mais elevadas, existe pouca matriz para suportar as fibras de forma eficaz. A força teórica dos compósitos de fibra descontínua pode aproximar-se dos compósitos de fibra contínua se a sua proporção for suficientemente grande e as fibras alinhadas, mas é difícil, na prática, manter um bom alinhamento com fibras descontínuas. Compósitos de fibra descontínua são normalmente aleatórios em alinhamento, o que reduz drasticamente a sua resistência. Contudo, os compósitos de fibra descontínua são geralmente muito menos dispendiosos do que compósitos de fibra contínua. Assim, os compósitos de fibra contínua são usados onde é necessário uma maior resistência e rigidez (mas a um custo mais elevado) e compósitos de fibras descontínuas são utilizadas onde o custo é o condutor principal e resistência e rigidez são menos importantes.

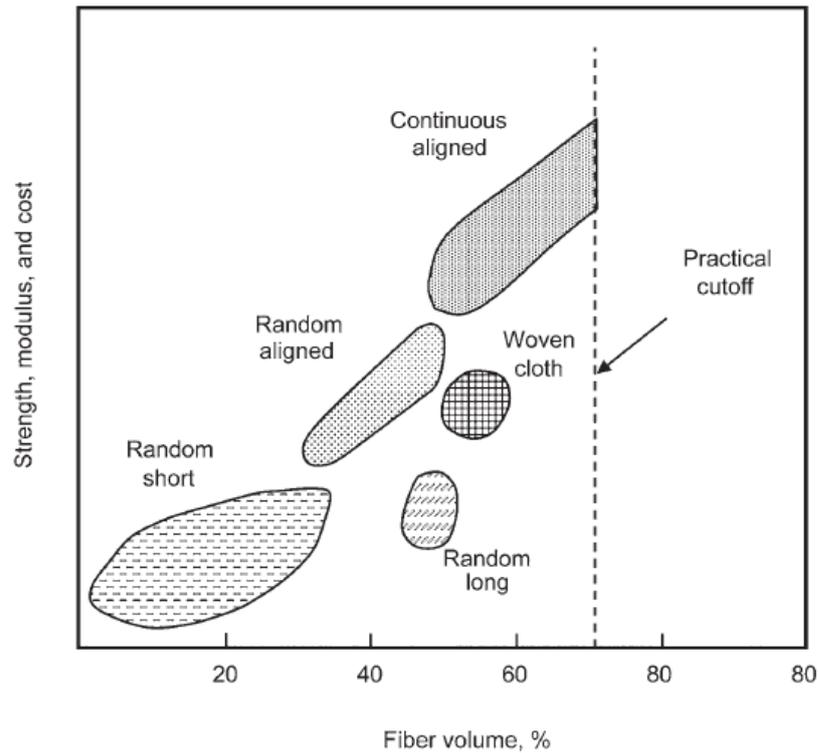
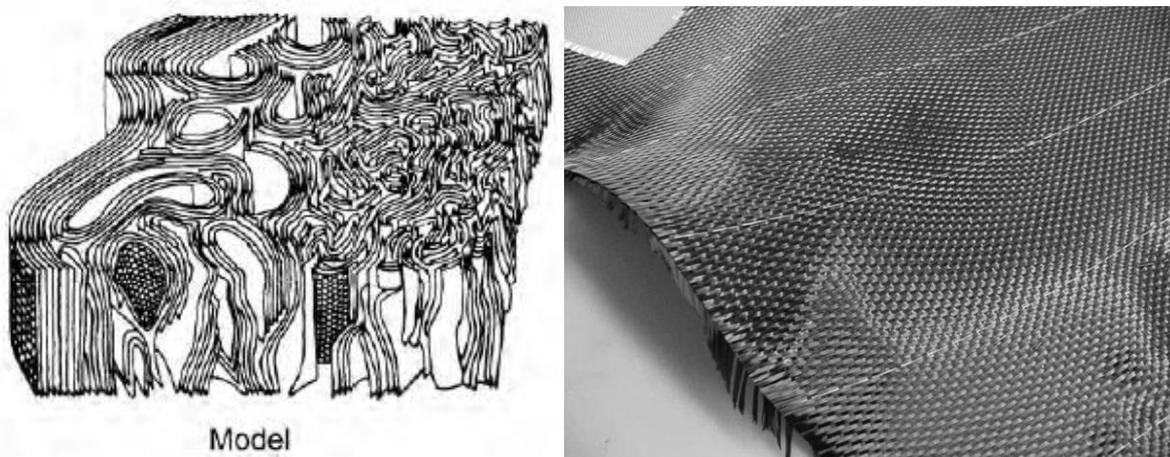


Figura 2.16. Influência da quantidade e tipo de reforço na resistência, elasticidade e custo dos compósitos [Campbell F. 2010].

A **fibra de carbono** (Figuras 2.17 e 2.18) é um material que consiste em fibras de cerca de 5 a 10 micrómetros de diâmetro e composta principalmente por átomos de carbono. Os átomos de carbono estão ligados entre si em cristais alinhados paralelamente ao longo do eixo da fibra. O alinhamento dos cristais dá às fibras uma alta proporção resistência/volume (alta resistência para o seu tamanho). Vários milhares de fibras de carbono são agrupadas em conjunto para darem origem a feixes ou tecidos muito resistentes.



Figuras 2.17 e 2.18. À esquerda, a estrutura cristalina de um filamento de carbono. À direita, um tecido ortogonal de feixes de fibras.

As fibras de carbono e de grafite são as mais predominantes e utilizadas nas estruturas de compósitos de alto desempenho. Podem ser produzidas com uma ampla gama de propriedades e apresentam geralmente resistência à tracção superior, resistência à compressão, têm elevados módulos, excelentes propriedades de resistência à fadiga e à corrosão. Embora os termos carbono e grafite possam ser facilmente confundíveis, fibras de grafite são submetidas a tratamentos térmicos acima de 1650 °C, os seus átomos são dispostos tridimensionalmente, têm teores de carbono superior a 99 por cento, e têm módulos elásticos maiores do que 345 GPa. As fibras de carbono apresentam teores de carbono inferiores a 95 por cento e são tratadas termicamente a temperaturas mais baixas [Campbell F. 2010].

São obtidas mediante a pirólise controlada de precursores orgânicos em forma de fibras. O processo de pirólise consiste basicamente no tratamento térmico do precursor removendo o oxigénio, azoto e hidrogénio, dando origem às fibras de carbono. É importante que o precursor seja altamente orientado e que a orientação seja mantida durante o processo de estabilização e carbonização sob estiramento. As propriedades finais são influenciadas pelas matérias-primas, pelo processo de produção e pelas condições utilizadas para a formação do precursor [Filipe R., 2008].

As fibras de carbono e de grafite podem ser feitas a partir de polímeros *rayon cellulose*, poliacrilonitrila (PAN), precursores *pitch* à base de petróleo ou ainda a partir de gases carbónicos. Apesar das fibras PAN serem mais caras do que as fibras de *rayon*, as PAN são amplamente utilizadas para fibras de carbono estruturais, pois o rendimento em carbono é quase o dobro do das fibras de *rayon*. O processo *pitch* produz fibras que possuem menor resistência do que aquelas produzidas a partir de PAN, mas produz fibras de alto módulo elástico (345 – 1000 GPa). Os processos de fabrico generalizado para as fibras de carbono PAN e *pitch-based* são mostrados na Figura 2.19, enquanto que na Tabela 2.5 podemos ver algumas propriedades das fibras provenientes de *rayon*, PAN e *pitch-based*.

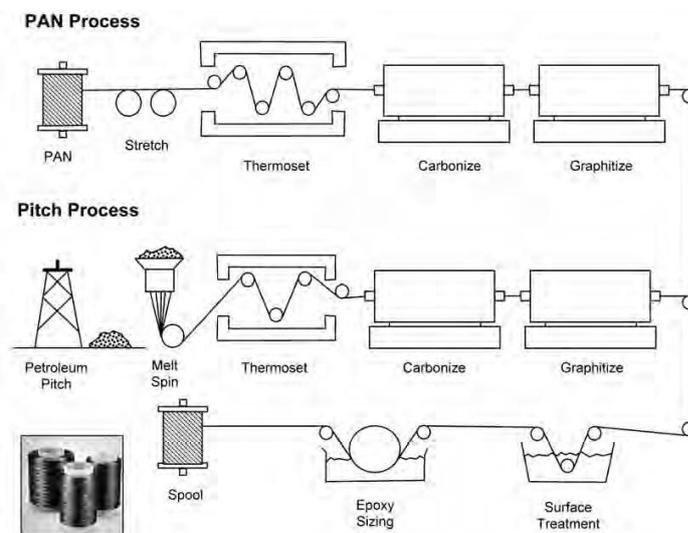


Figura 2.19. Processos de fabrico de fibras de carbono PAN e *pitch-based*.

Propriedade Percursor	Tensão de Cedência σ_c [MPa]	Módulo de Young E [GPa]	Alongamento até à rotura ε_R [%]
Rayon	600 – 1300	41	2,5
PAN	2400 – 3200	230 – 390	1,6
Pitch-Based	2800 – 3500	244 – 662	0,9

Tabela 2.5. Propriedades da fibra de carbono de acordo com o precursor [Chung D., 1994].

Considerando o módulo de elasticidade, podemos classificar as fibras de carbono em quatro tipos:

- Ultra alto módulo (*UHM*) – fibras com módulo de elasticidade maior que 500 GPa;
- Alto módulo (*HM*) – fibras com módulo de elasticidade entre 300 – 500 GPa, tendo razão resistência/módulo aproximadamente igual a 6×10^{-3} ;
- Módulo intermédio (*IM*) – fibras com módulo de elasticidade de até 300 GPa, tendo razão resistência/módulo acima de 10^{-2} ;
- Baixo módulo (*LM*) – fibras com módulo de elasticidade menor que 100 GPa, tendo baixo valor de resistência à tracção.

Considerando a resistência à tracção, as fibras de carbono são classificadas em dois tipos:

- Ultra alta resistência (*UHS*) – fibras com resistência à tracção maior que 5 GPa e razão resistência/rigidez entre 2×10^{-2} e 3×10^{-2} ;
- Alta resistência (*HS*) – fibras com resistência à tracção maior que 2,5 GPa e razão resistência/rigidez entre $1,5 \times 10^{-2}$ e 2×10^{-2} .

Considerando a temperatura de tratamento térmico final, as fibras de carbono são classificadas em três tipos:

- Tipo I: temperatura de tratamento térmico final acima de 2000 °C, sendo associada com fibras de alto módulo de elasticidade;
- Tipo II: temperatura de tratamento térmico final em média de 1500 °C, sendo associada com fibras de alta resistência;
- Tipo III: fibras com tratamento superficial menor que 1000 °C, sendo fibras de baixo módulo e baixa resistência.

As mesmas estão disponíveis na forma de cabos, tecidos (unidireccionais ou multidireccionais), tecidos híbridos (vidro-carbono, aramida-carbono) e pré-impregnados com epóxi.

Particularmente, as fibras de carbono HM têm um módulo específico 70 vezes superior ao dos fios de alumínio. Têm um coeficiente de dilatação muito baixo, o que permite uma grande estabilidade dimensional e uma condutividade térmica elevada. Apresentam ainda a propriedade de anisotropia, com sua resistência e módulo de elasticidade dependente da orientação dos planos que compõem as fibras.

Os principais inconvenientes são a baixa resistência ao choque e ainda uma grande diferença de potencial em relação aos metais favorecendo assim uma possível corrosão galvânica [Harris B., 1999].

As fibras de vidro constituem um dos tipos de reforço mais utilizados nos materiais compósitos. Apresentam excelente aderência fibra/matriz, devido ao tratamento que as mesmas recebem para serem utilizadas junto a matrizes orgânicas, possuem boas propriedades elétricas e grandes vantagens no que diz respeito à aplicação. Devido ao seu baixo custo, elevada resistência mecânica e ao impacto e boa resistência química, estas são frequentemente utilizadas em compósitos comerciais. Contudo, as suas propriedades não ultrapassam as das fibras de carbono, pois têm mais baixo módulo e propriedades de fadiga inferiores (Figura 2.20).

Estes tipos de fibras possuem diferentes composições, porém a mais utilizada é à base de sílica (SiO_2) associada a óxidos de cálcio, boro, sódio, ferro e alumínio. São normalmente amorfas, sendo que algumas podem-se cristalizar após a exposição ao calor, em altas temperaturas, fazendo com que ocorra uma redução nas suas propriedades. As principais características das fibras de vidro, que fazem com que as mesmas sejam atraentes, proporcionando desta forma grandes vantagens em relação a outras fibras, são:

- Excelente aderência fibra-matriz;
- Excelentes propriedades elétricas;
- Baixo custo;
- Alto alongamento na rotura;
- Boa resistência ao impacto;
- Elevada resistência química, ao ataque de mofo e microorganismos em geral;
- Facilidade no processamento.

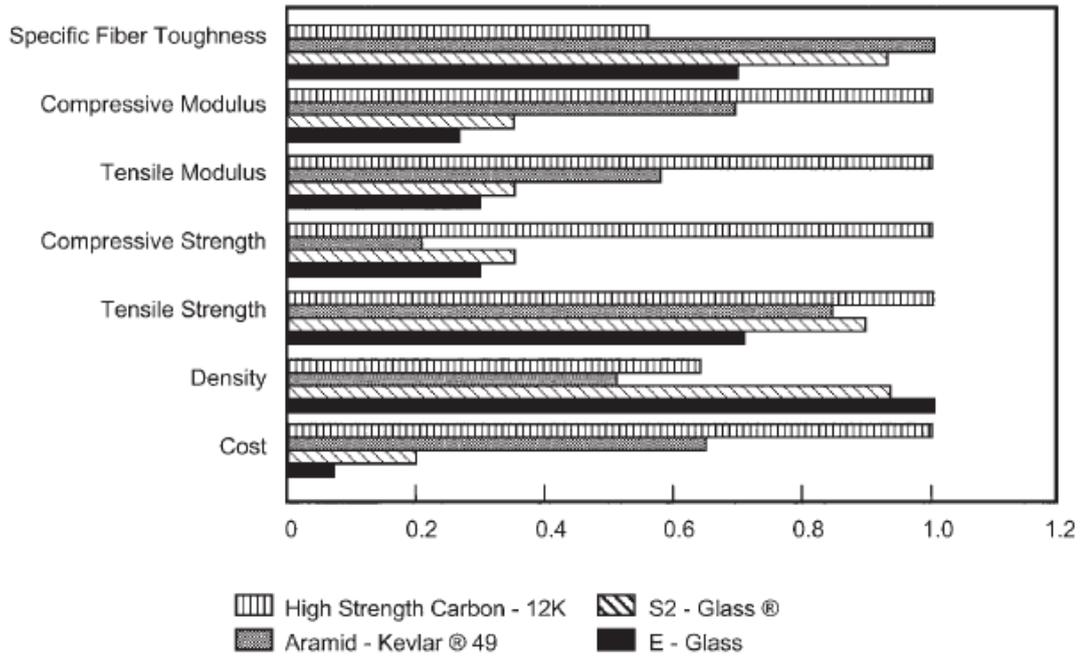


Figura 2.20. Performance e custo relativo de algumas fibras de alta resistência.

As fibras de vidro de alta resistência são feitas através da mistura de matérias-primas, derretendo-as num forno de três fases: a extrusão do vidro fundido através de buchas no fundo do cadinho, o arrefecimento dos filamentos com a água e a aplicação de um produto químico de tamanho. Os filamentos são reunidos e enrolados numa bobina. O processo de produção pode ser dividido em cinco passos básicos: dosagem, fusão, formação de fibras, revestimento, secagem e embalagem (Figura 2.21).

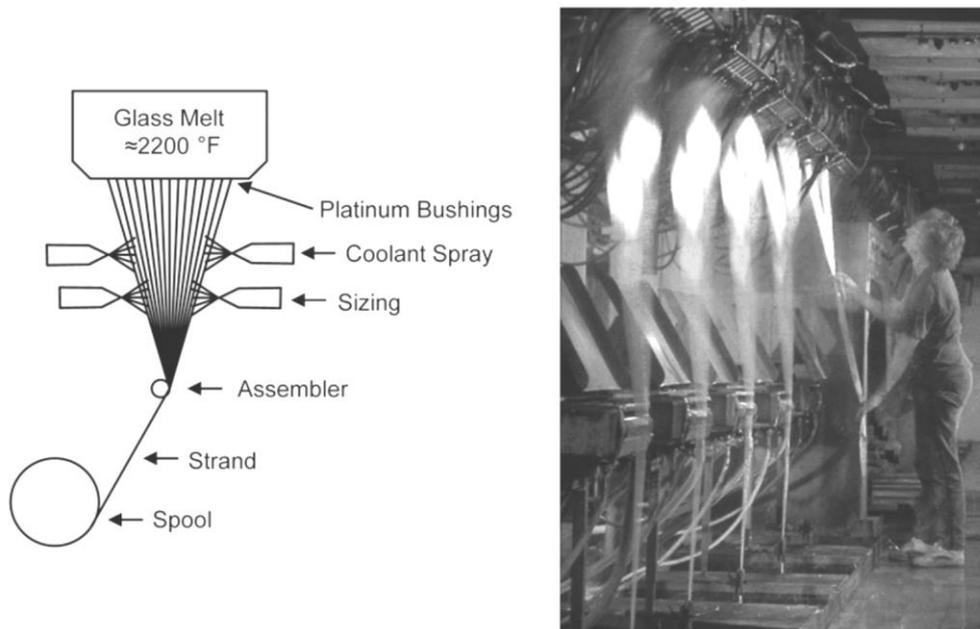


Figura 2.21. Processo de fabrico de fibras de vidro.

As fibras de aramida, conhecidas comercialmente por *Kevlar*, são obtidas de poliamidas aromáticas, podendo possuir baixo módulo ($E = 70$ GPa) ou alto módulo ($E = 130$ GPa).

Estas têm uma alta resistência específica à tracção e possibilitam a criação de estruturas altamente resistentes ao impacto, porém com a desvantagem de possuírem uma baixa resistência à compressão e uma baixa aderência a matrizes termoplásticas, no entanto podem ser utilizadas com uma matriz termoendurecível epóxida ou éster vinílica, pois as mesmas possuem uma ductilidade semelhante. As fibras de aramida, quando comparadas com as fibras de vidro, possuem uma maior resistência ao impacto e quando expostas à humidade a sua resistência não decresce. Usada na fabricação de coletes à prova de balas e em substituição do aço em pneus radiais, as propriedades da aramida vieram a consagrá-la como reforço fundamental na produção de compósitos para a indústria automobilística, aeronáutica, marítima, etc.

As fibras de carboneto de silício (SiC) têm alta resistência, alto módulo elástico, boa estabilidade termomecânica, baixa massa específica e baixo coeficiente de expansão térmica. São produzidas pelo método da deposição gasosa quando se utilizam precursores poliméricos.

As fibras de boro são produzidas depositando-se pó de boro a vapor geralmente sobre o filamento de substrato de tungsténio. Pode ser depositado sob o substrato de carbono, tornando-se neste caso mais económico. São semicondutoras, muito duras e possuem uma alta temperatura de fusão.

No gráfico da Figura 2.22 compara-se a resistência à tracção para diversos tipos de fibras.

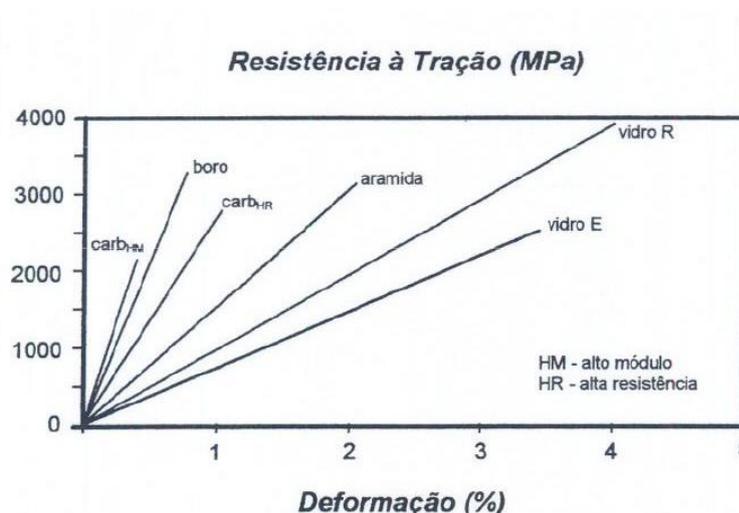


Figura 2.22. Curvas de tensão-deformação para os mais comuns tipos de fibras.

2.5.3. Interação Matriz/Reforço e Propriedades Mecânicas

O comportamento de um compósito, para além de depender da acção isolada das fibras de reforço e da matriz de suporte, está fortemente condicionado pela interface entre estas duas entidades. Fisicamente, uma interface não é mais do que uma região onde se verifica uma descontinuidade nas propriedades do material. De facto, a resistência da ligação entre a fibra e a matriz determina o modo de ruína em ambientes de solicitação estática ou dinâmica. Se a fibra tem um módulo superior ao da matriz então haverá, necessariamente, diferentes deslocamentos entre estes dois elementos, originando esforços de corte na interface. Este fenómeno é ainda mais evidente se considerarmos um carregamento não uniforme, ou então fora do eixo geométrico do material [Silva J., 2001].

De um modo simples, **a regra das misturas**, proposta por Voigt (1887), permite obter directamente algumas propriedades de **lâminas de fibras contínuas e alinhadas**, em função das propriedades das fibras e da matriz. Esta regra prediz que o módulo de elasticidade longitudinal do compósito (E_1) deverá ser:

$$E_1 = E_f V_f + E_m V_m \quad (1)$$

onde E_f e E_m são os módulos de elasticidade da fibra e da matriz, respectivamente, e V_f e V_m são as fracções volumétricas dos mesmos. A tensão de cedência longitudinal (σ_1) pode também ser estimada pela mesma regra:

$$\sigma_1 = \sigma_f V_f + \sigma_m V_m \quad (2)$$

Quando o carregamento é efectuado transversalmente às fibras, a equação para o módulo de elasticidade transversal (E_2), proposta por Reuss (1927), traduz-se em:

$$E_2 = \frac{E_m E_f}{V_m E_f + V_f E_m} \quad (3)$$

Como as propriedades da fibra dominam qualquer situação de volume no âmbito prático (as lâminas de alto desempenho têm altas fracções volumétricas de fibra), os valores da matriz podem ser ignorados no caso do carregamento longitudinal, enquanto que no carregamento transversal praticamente só as características da matriz são importantes, considerando-se portanto:

$$E_1 \approx E_f V_f \quad (4)$$

$$\sigma_1 \approx \sigma_f V_f \quad (5)$$

$$E_2 \approx E_m / V_m \quad (6)$$

$$\sigma_2 \approx \sigma_m \quad (7)$$

Algumas propriedades físicas como o coeficiente de Poisson (ν_{12}), o módulo de corte (G_{12}) e a densidade (ρ) também seguem esta regra, resultando em:

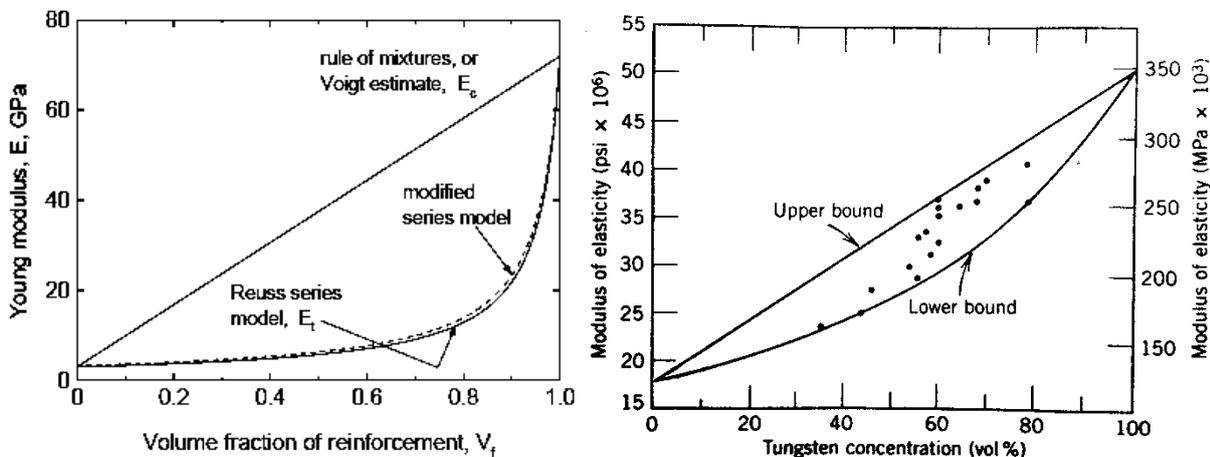
$$\nu_{12} = \nu_f V_f + \nu_m V_m \quad (8)$$

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{V_m}{G_m} + \frac{V_f}{G_f} \quad (9)$$

$$\rho = \rho_f V_f + \rho_m V_m \quad (10)$$

Convém referir que as equações anteriores têm algumas considerações que, em muitos casos, não reproduzem a realidade. No entanto, os valores obtidos a partir destas expressões aproximam-se satisfatoriamente daqueles efectivamente verificados, como representado pelo gráfico da Figura 2.23.

Estas equações semi-empíricas são válidas no caso de se tratar de fibras contínuas e alinhadas, mas também em **compósitos reforçados com partículas**, onde os valores do módulo acabam por se situar entre o limite superior representado pela equação 1 e o limite inferior dado pela equação 3 (Figura 2.24).



Figuras 2.23 e 2.24. Variação dos módulos de elasticidade longitudinal e transversal em função da fracção volumétrica das fibras (à esquerda) e variação do módulo de elasticidade em função da percentagem de volume de tungsténio num compósito com partículas deste dispersas (à direita).

No entanto, quando se trata de **compósitos de fibras curtas**, as fibras e a matriz vão experimentar tensões diferentes, devido aos diferentes módulos de elasticidade de ambas, dependendo também da qualidade da ligação fibra/matriz [Callister W., 1994].

Para uma única fibra embutida numa matriz, como mostrado na Figura 2.25, a tensão aplicada à matriz é transferida para a fibra por corte, através da interface. Na região perto das extremidades da fibra, a tensão na fibra será menor do que a da matriz. Como resultado desta

diferença de tensão, tensões de corte são induzidas em torno das fibras na direcção do eixo e a fibra é gradualmente tensionada. A distribuição analítica da tensão ao longo de uma fibra alinhada paralelamente à direcção de carregamento da matriz é mostrada na Figura 2.26 [Campbell F., 2010].

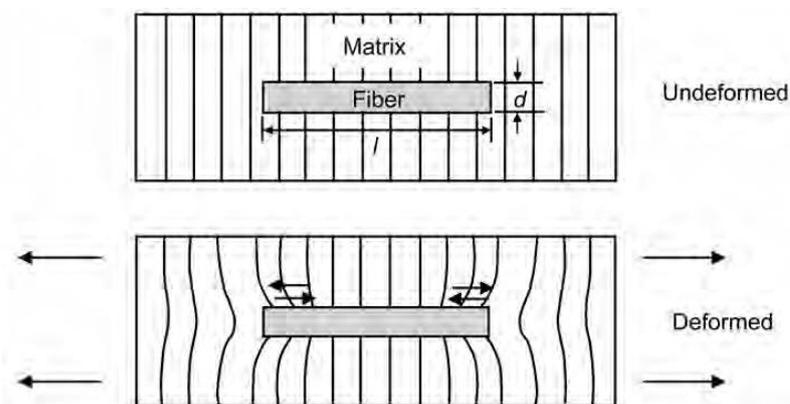


Figura 2.25. Deformação em torno de uma fibra curta.

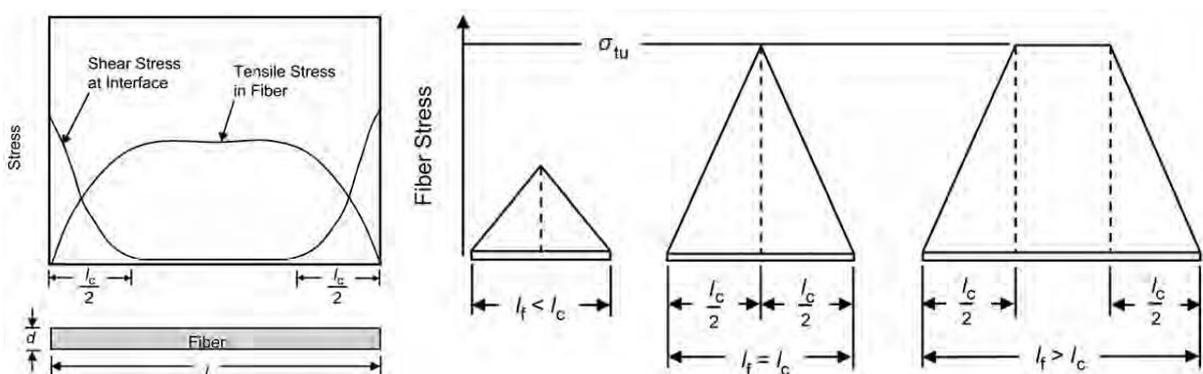


Figura 2.26. Tensão de tracção e de corte numa fibra curta em função do seu comprimento.

Para uma fibra com uma tensão de cedência σ_f e diâmetro d_f e uma tensão de adesão fibra-matriz (ou tensão de corte) τ_{fm} , o comprimento crítico l_c pode ser calculado através de:

$$l_c = \frac{\sigma_f}{2\tau_{fm}} d_f \tag{11}$$

Fibras com um comprimento $l_f \gg l_c$ (normalmente $l_f > 15l_c$) são consideradas contínuas para efeitos de cálculo das propriedades. Comprimentos de fibra menores vão influenciar significativamente as características do compósito (Figura 2.27). Nesse caso, utilizam-se as equações a seguir discriminadas.

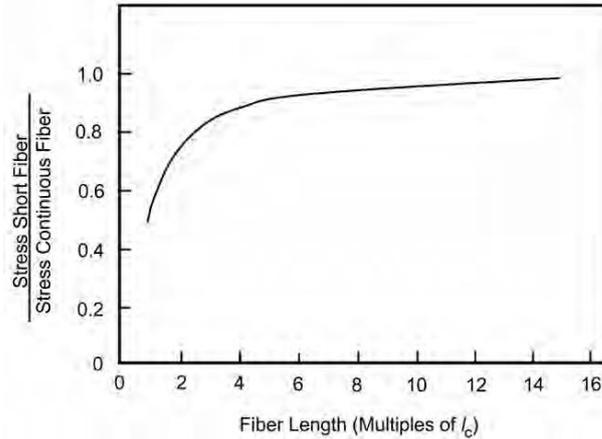


Figura 2.27. Efeito do comprimento de fibra na tensão de cedência do compósito.

As propriedades elásticas de **lâminas de fibras curtas e alinhadas** podem ser calculadas a partir das equações Halpin-Tsai:

$$E_1 = \frac{1 + 2 \left(\frac{l_f}{d_f} \right) \eta_L \nu_f}{1 - \eta_L \nu_f} E_m \quad (12)$$

$$E_2 = \frac{1 + 2\eta_T \nu_f}{1 - \eta_T \nu_f} E_m \quad (13)$$

$$G_{12} = \frac{1 + \eta_G \nu_f}{1 - \eta_G \nu_f} G_m \quad (14)$$

onde $E_{1, 2}$ são, respectivamente, o módulo de elasticidade longitudinal e transversal do compósito, G_{12} o módulo de corte e os coeficientes $\eta_{L,T,G}$ calculados da seguinte maneira:

$$\eta_L = \frac{\left(\frac{E_f}{E_m} \right) - 1}{\left(\frac{E_f}{E_m} \right) + 2 \left(\frac{l_f}{d_f} \right)} \quad (15)$$

$$\eta_T = \frac{\left(\frac{E_f}{E_m} \right) - 1}{\left(\frac{E_f}{E_m} \right) + 2} \quad (16)$$

$$\eta_G = \frac{\left(\frac{G_f}{G_m} \right) - 1}{\left(\frac{G_f}{G_m} \right) + 1} \quad (17)$$

O coeficiente de Poisson pode, neste caso, ser calculado através da equação 8.

Para calcular a tensão de cedência do compósito, recorrendo à regra das misturas, no caso de **fibras curtas alinhadas**, usa-se:

$$\sigma_1 = \sigma_f V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l_f}\right) + \sigma_m V_m \quad [l_c \leq l_f < 15l_c] \quad (18)$$

$$\sigma_1 = \left(\frac{\tau_{fm} l_f}{d_f}\right) V_f + \sigma_m V_m \quad [l_f < l_c] \quad (19)$$

De salientar novamente que estas equações são apenas aproximações que podem não traduzir a realidade, devido aos inúmeros factores e incógnitas envolvidas.

Tendo em consideração as propriedades de uma lâmina com esforços paralelos e perpendiculares às fibras, é evidente que as propriedades elásticas de um pedaço de compósito unidireccional variam continuamente com orientação entre estes dois extremos. Assim é necessário ter uma maneira de prever as propriedades em função desta variação angular.

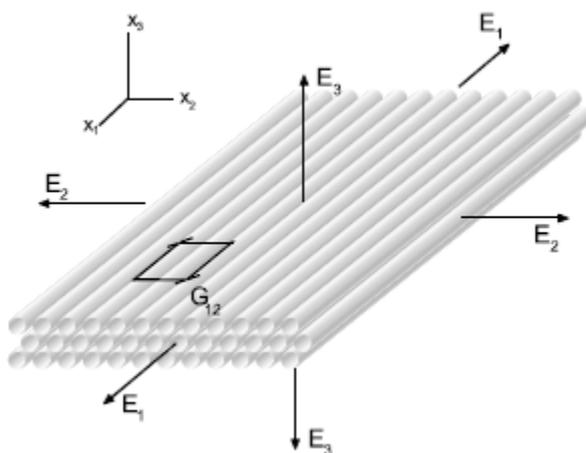


Figura 2.28. Definição das constantes elásticas para uma lâmina compósita fina anisotrópica.

O estado geral de tensão num corpo pode ser escrito na forma de um grupo de seis componentes independentes, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \tau_{12}, \tau_{23}, \tau_{31}$, onde os sufixos singulares representam componentes normais (tensão ou compressão) e os sufixos duplos representam os componentes de corte no plano respectivo. Do mesmo modo, as deformações normais e angulares formam uma série similar de seis componentes, $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3, \gamma_{12}, \gamma_{23}, \gamma_{31}$. Quando um sistema consistindo nos seis componentes de tensão actua sobre um corpo, a relação de *Hooke* entre tensão e deformação é normalmente escrita na forma de uma família de equações para os componentes de tensão:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \quad (20)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_3 + \sigma_1)] \quad (21)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \quad (22)$$

$$\gamma_{12} = \frac{1}{G} \tau_{12}, \quad \gamma_{23} = \frac{1}{G} \tau_{23}, \quad \gamma_{31} = \frac{1}{G} \tau_{31} \quad (23)$$

Estas equações podem também ser escritas na forma de uma matriz:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{21}/E_2 & -\nu_{31}/E_3 & & & \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & -\nu_{32}/E_3 & & & \\ -\nu_{31}/E_1 & -\nu_{23}/E_2 & 1/E_3 & & & \\ & & & 1/G_{23} & & \\ & & & & 1/G_{31} & \\ & & & & & 1/G_{12} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (24)$$

Os espaços em branco na matriz, que são zeros, mostra que os componentes de tensão normal não provocam deformações de corte, e as tensões de corte não provocam deformações de tracção ou de compressão. Para uma lâmina fina de material isotrópico sob um esforço de tensão simples, σ , as equações 23 e 24 reduzem-se à forma familiar da lei de *Hooke* dada por:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (25)$$

Apesar de uma lâmina ter características anisotrópicas, pode considerar-se intuitivamente a existência de dois planos de simetria formados pelas direcções paralela (1) e perpendicular (2) às fibras de reforço que, por sua vez, estão dispostas de uma forma unidireccional. Nestas condições, o material pode ser considerado ortotrópico, o que simplifica consideravelmente as relações gerais de tensão-deformação. Assim, para uma lâmina sujeita a um único plano de tensão, onde não existem componentes com o sufixo 3 ($\sigma_3 = \tau_{13} = \tau_{23} = 0$), a relação entre os componentes da equação 24 reduzem-se a:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{21}/E_2 & 0 \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (26)$$

2.5.4. Processos de Fabrico

As propriedades finais de um compósito não estão apenas dependentes das propriedades individuais dos materiais, mas variam em função do modo de como os materiais são produzidos e da forma como são inseridos nesse compósito. São inúmeros os processos de fabrico e devem ser seleccionados segundo requisitos como: dimensões, forma, qualidade, produtividade, custo, etc.

A fabricação de um material composto polimérico, não importando o tipo de molde utilizado, pode ser realizada em três etapas, sejam estas executadas simultaneamente ou em separado, são elas:

- Impregnação do reforço (fibras) pela resina (polímero);
- Adaptação do material composto ao molde, obtendo, desse modo, à forma e dimensão desejada;
- Cura do material composto (endurecimento da resina) e desmoldação da peça final.

Moldação Manual (Hand Lay Up)

Neste método, o empilhamento e a impregnação de sucessivas camadas de reforço (manta/tecido) é feito manualmente em molde aberto. Previamente, sobre a face do molde utilizada, é aplicada uma resina de poliéster, designada *gel-coat* cuja função é a de garantir um bom acabamento superficial. Em seguida o *gel-coat* é endurecido num forno a uma temperatura de aproximadamente 50°C. Para facilitar a desmoldação, é aplicado sobre o molde um agente desmoldante. Tipicamente a percentagem de fibras no produto final realizado por este processo é de 25%. A moldação manual, ilustrada na Figura 2.29, adequa-se ao fabrico de pequenas séries (abaixo de 1000 peças por ano).

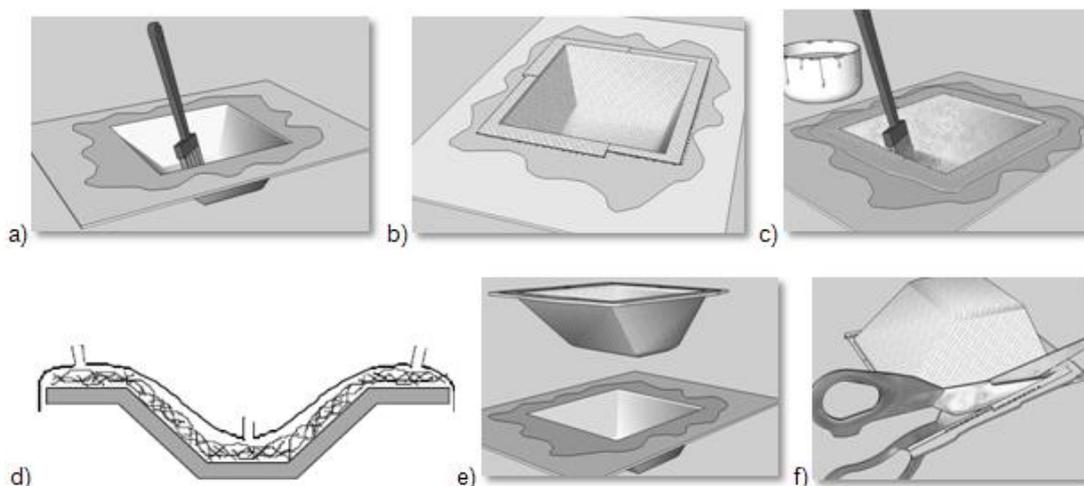


Figura 2.29. Moldação Manual: a) Aplicação do desmoldante, b) Colocação da fibra, c) Impregnação da fibra com a resina, d) Etapas da laminação usando vácuo, e) Desmoldagem, f) Cortar os excessos.

Devido à libertação de voláteis, sobretudo estireno, exige-se que seja realizada em locais de boa ventilação. As principais vantagens do método são: simplicidade, reduzido investimento inicial, poucas restrições à geometria das peças a realizar. As maiores desvantagens estão associadas à necessidade de uma quantidade de mão-de-obra importante, à forte dependência da habilidade e cuidado do operário, baixa produtividade, bom acabamento superficial numa só face e necessidade de rebarbagem e acabamento da peça [Moura F., 2005].

Moldagem por Compressão

A técnica de moldagem por compressão aplica-se a polímeros termoplásticos ou termoendurecíveis. No entanto, a maioria das aplicações actuais destina-se a polímeros termoendurecíveis. Neste método, o material (fibras e resina) é colocado dentro do molde que é subsequentemente fechado e mantido a alta pressão. Geralmente o molde é aquecido para iniciar a reacção de cura da resina.

A técnica de moldagem por compressão garante alto volume de produção e compósitos com alta qualidade superficial, além de permitir o uso de reforços com diferentes geometrias. Os factores básicos que influenciam no método são: a taxa de aquecimento o molde, a taxa de compressão, o tempo para a desmoldagem e o tempo de pós cura. Algumas resinas emitem gases durante a cura, o que pode implicar em espaços vazios no produto final, variando a viscosidade da resina, o que pode influenciar na orientação das fibras.

Na moldação de compósitos de alto desempenho utiliza-se um sistema pré-formulado, denominado *SMC* (*sheet molding compound*), ilustrado na Figura 2.30, composto de fibras, resina e aditivos, que podem ser moldados sem preparação adicional [Silva R., 2003].

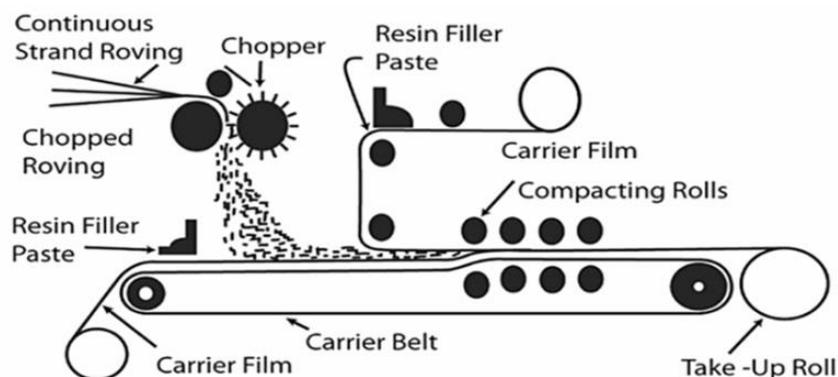


Figura 2.30. Esquemática do processo *SMC*.

Moldagem por Projecção

O processo consiste na aplicação simultânea de resina e fibra sobre um molde, através de uma pistola de projecção (Figura 2.31). A moldação por projecção adequa-se ao fabrico de pequenas séries e embora possa ter algum grau de automatização, na maioria dos casos a projecção é feita por um operário. Normalmente as características mecânicas das peças obtidas são piores do que as que se conseguem na moldação manual, sobretudo porque, tipicamente, atingem-se apenas 15% de fibras incorporadas [Moura F., 2005].



Figura 2.31. Operário a operar uma pistola de projecção.

Moldagem por Vácuo

A moldação por vácuo é semelhante à prensagem a frio, com a vantagem de existir um investimento menor em moldes e equipamentos. O processo consiste na aplicação de vácuo no interior do molde. A utilização de moldes estanques permite reduzir as emissões de produtos voláteis, nocivos à saúde. A resina é injectada a baixa pressão no interior do molde ou, alternativamente, a resina e o reforço são introduzidos previamente no interior do molde. Quando o molde é fechado, aplica-se vácuo no seu interior. Este processo permite a obtenção de duas superfícies lisas, com quantidades reduzidas de bolhas e percentagens até 70% de fibras [Moura F., 2005].

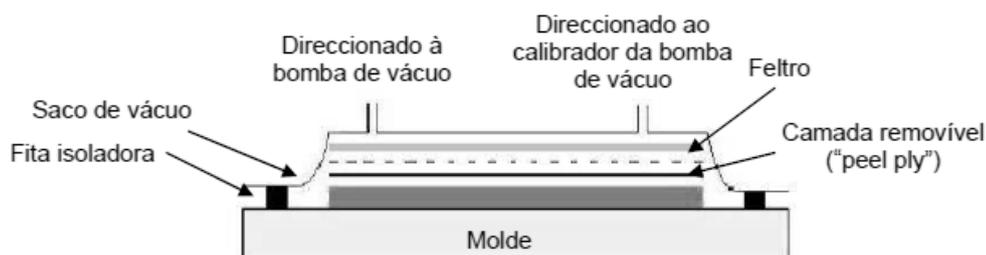


Figura 2.32. Esquema do processo de fabrico em vácuo.

Moldagem por Injecção

A moldação por injecção é um processo muito utilizado para produção de grandes séries de peças. Pode ser aplicado a compostos de moldação de matriz termoendurecível ou termoplástica. No que diz respeito à produção de componentes termoendurecíveis reforçados, podem-se distinguir a moldação por injecção de granulados reforçados prontos a moldar e a moldação de compostos de moldação. Os primeiros apresentam a vantagem de serem facilmente processados em equipamentos convencionais. Os segundos são preparados a partir de uma resina líquida, sobretudo de poliéster insaturado. A principal vantagem é o facto do comprimento de fibras permitir obter compósitos de características mecânicas elevadas [Moura F., 2005].

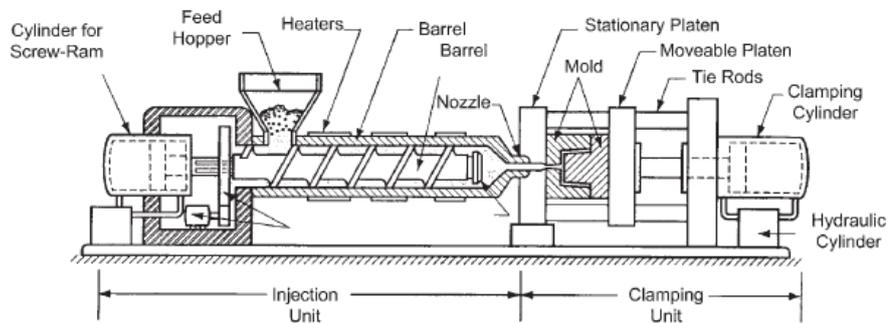


Figura 2.33. Esquema da máquina de injecção de resina.

Moldagem por RTM (Reaction Transfer Moulding)

Neste tipo de processo o reforço é colocado na parte inferior do molde e quando o mesmo é fechado injecta-se resina sob pressão dentro da cavidade de moldação. A resina impregna o reforço e cura, formando o compósito. Estando tradicionalmente associada a uma técnica com cadências limitadas de produção e baixas taxas de reforço conseguidas, o processo *RTM* desenvolveu-se significativamente nos últimos anos. Nesta evolução é importante referir o papel da produção automatizada de pré-formas recorrendo a métodos de corte mais rápidos baseados na tecnologia *CNC*.



Figura 2.34. Molde *RTM*.

Uma variante do processo *RTM* recorre à utilização de vácuo após a injeção da resina. Este processo, designado por *VARTM*, permite que a resina impregne mais facilmente o reforço, aumentando os teores de fibra até 70%, e minimizando a formação de porosidades [Moura F., 2005].

Moldagem em Autoclave

O processo de moldação em autoclave consiste em consolidar um componente pré-formado através da aplicação simultânea de temperatura, pressão e vácuo. Numa primeira fase, procura-se baixar a viscosidade da resina para a eliminação de voláteis e promover o fluxo de resina, de modo a garantir teores de fibra elevados e homogêneos. Caso não sejam usados pré-impregnados, a boa impregnação será também um objectivo fundamental. A aplicação do vácuo no molde é sempre decisiva. A etapa seguinte é a cura e consolidação do componente, na qual a pressão desempenha o papel mais relevante. Este processo de moldação é frequentemente utilizado na produção de laminados.



Figura 2.35. Autoclave.

A moldação em autoclave permite a moldação de peças de grandes dimensões e geometrias complexas com elevada qualidade e excelentes propriedades mecânica, devido a elevada fracção volumétrica de reforço. É particularmente adequada para o fabrico de pequenas séries de componentes sujeitos aos mais exigentes requisitos de desempenho mecânico e de qualidade, como se verifica na indústria aeronáutica e no desporto automóvel. As suas principais desvantagens são o forte investimento inicial e a morosidade na moldação que torna o processo inadequado para a produção em série [Moura F., 2005].

Enrolamento Filamentar

Este processo é principalmente usado em componentes circulares, com espaços vazios ou com secções ovais, como tubulações e tanques. As fibras, com varias orientações controladas pelo sistema de alimentação, são “reboçadas” por uma peça cilíndrica rotativa e passam por um banho de resina. Este processo pode ser rápido e, por isso, um método económico [Franco R., 2008].

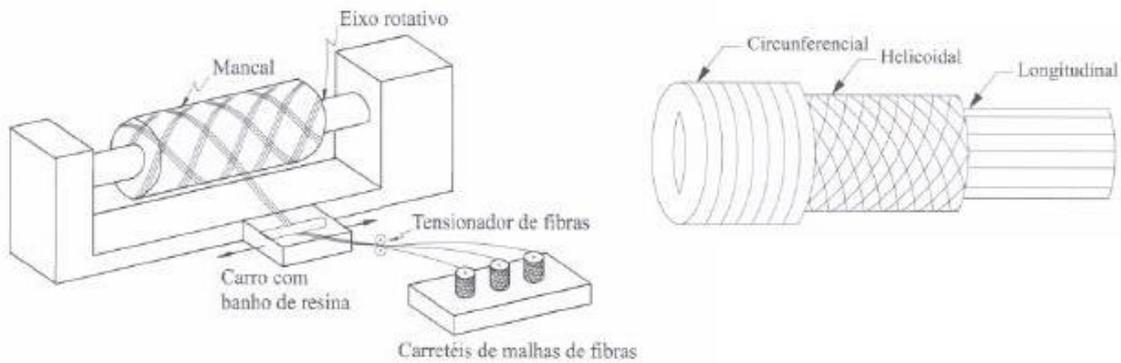


Figura 2.36. Esquema do processo de enrolamento filamental (à esquerda) e tipos de enrolamento (à direita).

Pultrusão

Neste processo, as fibras são puxadas de uma urdideira (dispositivo onde estão colocadas as fibras de forma a serem puxadas e colocadas no laminado na configuração desejada), passando por um banho de resina e posteriormente por um sistema aquecedor (ferramenta de pultrusão). Esse sistema aquecedor completa a impregnação da resina, controla a quantidade de resina e cura o material na sua forma final. A Figura 2.37 ilustra esse processo [Franco R., 2008].

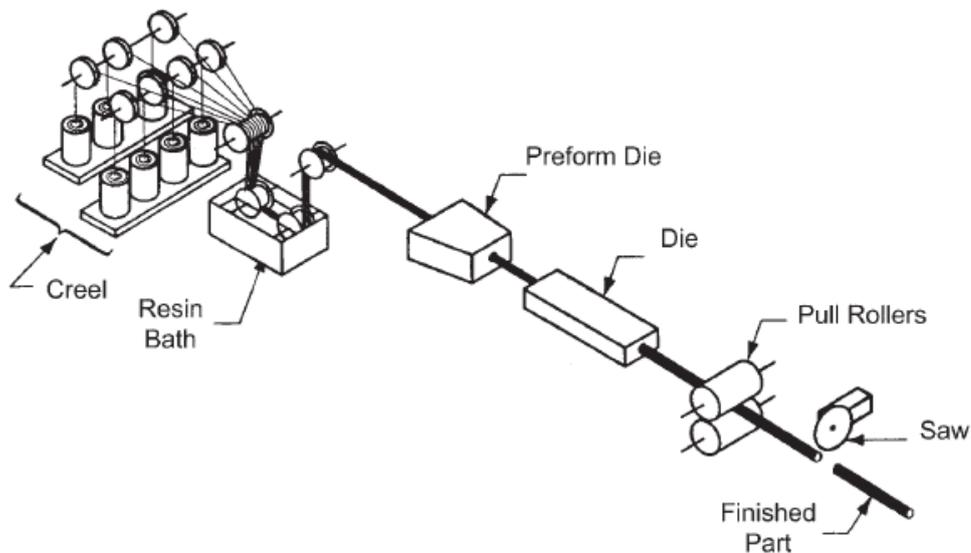


Figura 2.37. Esquemática do processo de pultrusão.

2.5.5. Formas de agregação das Fibras de Reforço

Roving

O *roving* (Figura 2.38.a) é basicamente um cordão de filamentos contínuos enrolado helicoidalmente em bobines. Habitualmente o *roving* é constituído por fibras com diâmetro de 9 a 13 μm . Pode destinar-se à produção de fibras curtas (por exemplo para a moldação por projecção), tecidos ou pode ser processado para a produção de mantas, entrançados, malhas ou híbrido.

Mantas

Nas mantas (Figura 2.38.b) as fibras são distribuídas aleatoriamente e agregadas com um ligante especial em emulsão ou em pó que confere estabilidade e deve ser solúvel na impregnação. Podem-se distinguir três tipos fundamentais de mantas: as mantas de filamentos cortados, designados por *CSM* (*Chopped Strand Mat*), as mantas de filamentos contínuos designados por *CRM* (*Continuous Random Mat*) e as mantas de superfície.

Nas *CSM*, as fibras apresentam comprimentos típicos menores do que 50 mm e as propriedades mecânicas são baixas. Com o *CRM* consegue-se melhor conformabilidade e melhores propriedades do compósito. As mantas de superfície caracterizam-se pela sua leveza (20 a 30 g/m^2) e são constituídas por fibras curtas pré-impregnadas com resina, nas quais se evita o afloramento de fibras à superfície. Apresentam bom acabamento superficial e possuem uma maior resistência química.

Tecidos 2D – Tecidos entrelaçados (*woven fabrics*)

São produzidos pelo entrelaçamento de fibras segundo direcções perpendiculares, podendo apresentar padrões variados. Os mais comuns são designados por *plane weaves*, *twill weaves* e *satín weaves*. Nos tecidos *plane weave* cada fibra orientada a 0° passa, alternadamente, por baixo e por cima de cada fibra orientada a 90° (Figura 2.38.c). O tecido é simétrico e com boa estabilidade. Nos tecidos *twill weave* (Figura 2.38.d) uma ou mais fibras a 0° é tecida, alternadamente, por cima e por baixo de duas ou mais fibras a 90° de forma regular ou repetida. Os tecidos *satín weave* (Figura 2.38.e) são basicamente tecidos do tipo *twill weave* modificados de forma a provocar poucas intersecções entre fibras a 0° e as fibras a 90° .

Tecidos quase unidireccionais

Estes tecidos caracterizam-se por apresentarem uma elevada predominância de fibras orientadas a 0° (até 95% da massa total). A principal função das fibras na trama é garantir alguma estabilidade, permitindo colocar as fibras, num determinado componente, no local exacto pretendido e nas quantidades necessárias.

Tecidos Híbridos

Os tecidos híbridos (Figura 2.38.c) resultam de combinações de diferentes tipos de fibras, como por exemplo vidro e carbono ou carbono e aramida. Desta forma, juntam-se as características mais favoráveis de cada tipo de fibra. A utilização de tecidos híbridos permite confeccionar compósitos com algumas vantagens relativamente aos compósitos convencionais, nomeadamente minimização de distorções de origem térmica, melhor compromisso entre resistência mecânica, rigidez e tenacidade ou ainda reduções de peso e/ou custo.

Tecidos 3D – Entrançados (*Braids*)

Os entrançados 3D são geralmente mais caros do que as mantas devido ao processo de confecção. A sua resistência específica é mais elevada. Os entrançados estão disponíveis em configuração tubular e plana, apresentam boa conformabilidade podendo ser utilizados como forma de reforço no fabrico de produtos diversos como raquetes de ténis, *sticks* de hóquei ou pás de hélices de avião.

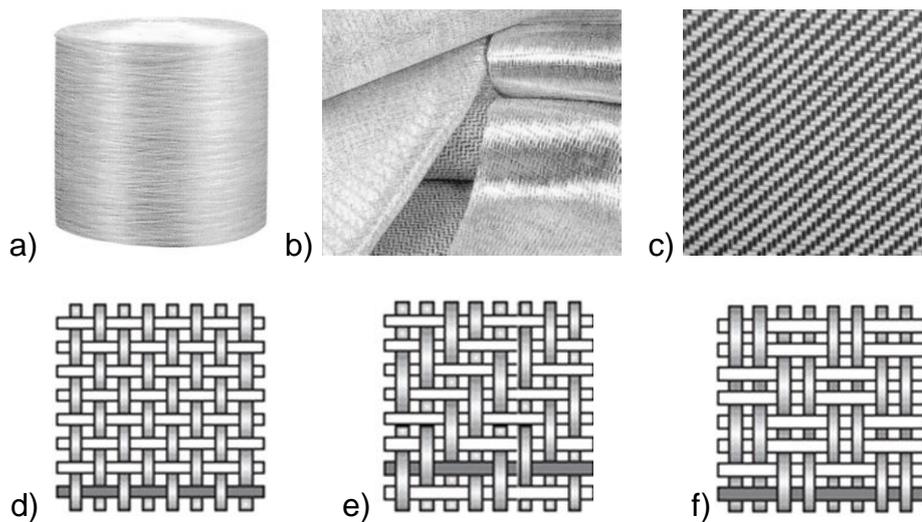


Figura 2.38. Formas de reforços: a) bobine de roving, b) manta, c) tecido híbrido, d) *plane weave*, e) *twill weave*, f) *satin weave*.

2.5.6. Principais Aplicações

A utilização de compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras abrange uma ampla gama de aplicações, desde as raquetes para a prática de ténis até às aeronaves espaciais. Ao invés de enumerar apenas as áreas em que estes são utilizados, foram tomados alguns exemplos de cada indústria.

A indústria da aviação é pioneira no uso de compósitos, graças às enormes vantagens que estes compósitos concedem, devido principalmente à razão resistência/peso, permitindo reduzir substancialmente o peso e, conseqüentemente, aumentar a eficiência das aeronaves. A Figura 2.39 ilustra um exemplo de aplicação de compósitos fibrosos.

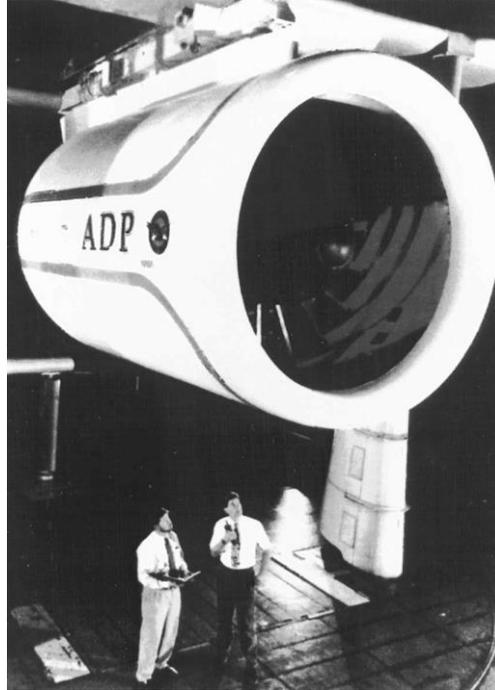


Figura 2.39. Carcaça de uma turbina em carbono/epoxy e núcleo de aramida.

Dois factores contribuem para que os compósitos sejam o material de selecção para a indústria aeroespacial: alto módulo de elasticidade e resistência e alta estabilidade dimensional na presença de grandes diferenças de temperatura. A Figura 2.40 mostra uma antena de alto-ganho para uma estação espacial, a qual é constituída por painéis de sanduíche formados por laminados de carbono/epoxy e um núcleo “favo-de-mel” em alumínio.



Figura 2.40. Antena da estação espacial.

Os desportos de competição também não fugiram à proliferação dos compósitos. As bicicletas (Figura 2.41), por exemplo, têm uma construção híbrida de carbono/epoxy conjugada com alumínio ou espuma de poliuretano reforçada com fibra de vidro. O peso é reduzido em mais de 25%, e a resistência ao impacto aumentada.



Figura 2.41. Bicicleta com partes em fibra de carbono, pesa 1,74 kg.

Aplicações na medicina incluem o uso de vidro-kevlar/epoxy em máscaras para pacientes epiléticos, devido ao seu baixo peso; pulmões portáteis artificiais grafite-vidro/epoxy são feitos de modo a que possam ser transportados com o doente; mesas de raios X feitas de grafite/epóxi são utilizadas pela sua elevada rigidez, baixo peso, e transparência à radiação. Esta última característica permite ao paciente ficar numa cama para a operação e ser submetido a uma dosagem mais baixa de radiação.

A aplicação de fibra de vidro em barcos é bem conhecida. Híbridos de Kevlar-vidro/epoxy substituem agora a fibra de vidro, para melhorar a poupança de peso, anti vibração e resistência ao impacto. Kevlar/epoxy por si só tem propriedades de compressão pobres.

Pontes feitas de materiais compósitos poliméricos (Figura 2.42) estão a ganhar ampla aceitação devido ao seu baixo peso, resistência à corrosão, maior ciclo de vida, e boa resistência a terremotos. Embora os componentes de uma ponte feita de compósitos possam custar até 10 vezes mais que uma de betão, a primeira pesa 80% menos do que a última. Além disso, devido ao longo ciclo de vida dos compósitos, menos pontes seriam necessárias construir.



Figura 2.42. Ponte em Zaragoza (Espanha), feita de betão reforçado com fibras de vidro e cobertura com carbono/epoxy.

Polímeros reforçados com fibras têm também muitas outras aplicações comerciais. Exemplos incluem esfregonas com fibra de vidro e algumas vassouras utilizadas nas fábricas farmacêuticas, que não têm juntas ou costuras, as superfícies são lisas e seladas; isto afasta as bactérias de permanecer e crescer. Outras aplicações incluem vasos de pressão para aplicações em fábricas de produtos químicos. Ferramentas de jardim podem ser mais leves do que as ferramentas de metal tradicionais e, portanto, mais adequados para crianças e pessoas com deficiências físicas.

3. Previsão e Análise da Resistência à Fadiga

3.1. O Fenômeno de Fadiga nos Materiais Comuns

Desde a metade do século XIX que cientistas e engenheiros têm feito contribuições pioneiras para entender a fadiga numa ampla variedade de materiais metálicos e não-metálicos, frágeis e dúcteis, monolíticos e compostos, naturais e sintéticos.

O interesse em estudar a fadiga começou a expandir-se com o aumento do uso do aço em estruturas, particularmente pontes de sistemas ferroviários. A primeira pesquisa detalhada do esforço de fadiga nos metais foi iniciada em 1842 com um acidente ferroviário perto de Versailles, na França, que resultou em muitas mortes. A causa deste acidente foi traçada por uma falha de fadiga originada no eixo frontal da locomotiva. Em 1843, W. J. M. Rankine, um engenheiro ferroviário britânico que ficou famoso pela sua contribuição na engenharia mecânica, reconheceu características de rotura por fadiga e notou o perigo das concentrações das tensões nos componentes das máquinas.

Segundo diversos autores, entre todas as distintas causas de falha de componentes mecânicos, a mais comum é devida à fadiga do material. Do número total de falhas, as provocadas por fadiga perfazem de 50% a 90%, sendo que na maioria das vezes as falhas ocorrem de forma inesperada, repentinamente, portanto de forma bastante perigosa.

A fadiga pode ser definida como sendo a alteração estrutural, progressiva, localizada e permanente, que ocorre nos materiais submetidos a condições de deformações dinâmicas sob tensões nominais, mesmo que inferiores às respectivas tensões de cedência estática. [Abreu L., 2007]. É uma redução gradual da capacidade de carga do componente, pela rotura lenta do material, consequência do avanço quase infinitesimal das fissuras que se formam no seu interior. Este crescimento ocorre para cada flutuação do estado de tensões. As cargas variáveis, sejam cíclicas ou não, fazem com que, pelo menos em alguns pontos, surjam deformações plásticas também variáveis com o tempo. Estas deformações levam o material a uma deterioração progressiva, dando origem à fissura, a qual cresce até atingir um tamanho crítico, suficiente para a rotura final, em geral brusca, apresentando características macroscópicas de uma fractura frágil [Costa D., 2011].

Um investigador chamado Wohler conduziu investigações sistemáticas da falha por fadiga durante o período de 1852 a 1869 em Berlim. Ele observou que as forças nos eixos de aço das locomotivas sujeitos a cargas cíclicas eram menos perceptíveis que as forças estáticas. Os estudos de Wohler envolviam cargas axiais de flexão e de torção compreendendo testes de fadiga nos comboios em escala real e na variedade de componentes estruturais usados em pequenas máquinas. O seu trabalho levou à caracterização do comportamento da fadiga em termos das curvas de tensão/ciclos ($S-N$) e ao conceito de “limite de resistência à fadiga” (Figura 3.1).

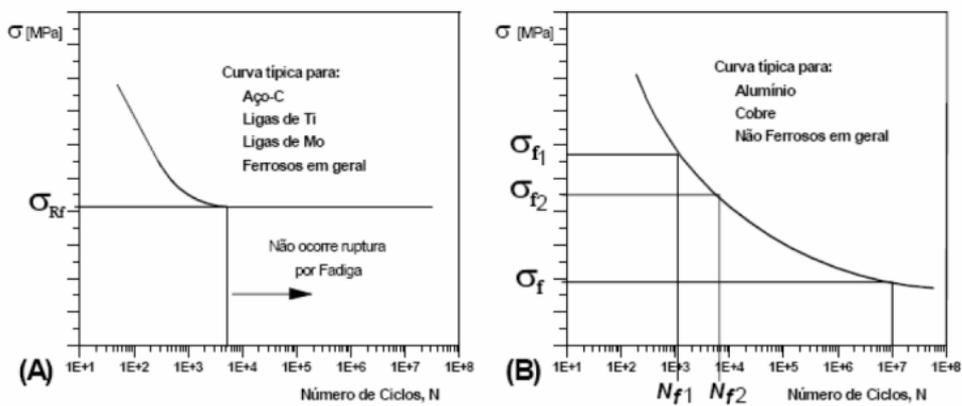


Figura 3.1. Curvas $S-N$ típicas: (A) ligas ferrosas, (B) ligas não ferrosas.

Em 1910, O. H. Basquin propôs leis empíricas para caracterizar a curva $S-N$ dos metais. Ele mostrou que logaritmo do número de repetições de carga pelos níveis de tensão resultava numa relação linear sobre um amplo limite de tensão.

3.1.1. Caracterização do Processo de Fadiga

Existem diferentes estágios de dano por fadiga em componentes onde os defeitos podem “nuclear” numa secção inicial ílesa e propagar-se de uma maneira estável, até resultar em fracturas catastróficas. Para este tipo de situação, uma sequência de danos por fadiga pode ser amplamente classificada nos seguintes estágios:

- Mudanças subestrutural e microestrutural que causam nucleação e danos permanentes;
- Criação de fissuras microscópicas;
- Crescimento e coalescência de defeitos microscópicos para formar fissuras “dominantes”, que podem eventualmente conduzir a uma falha catastrófica;
- Propagação estável da microfissura dominante;
- Instabilidade estrutural ou fractura completa.

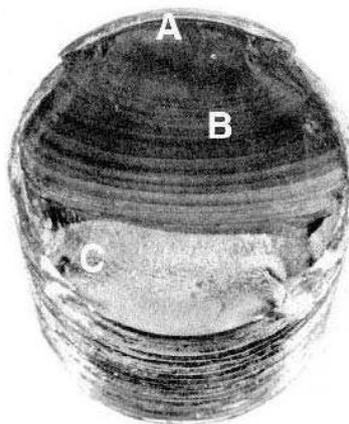


Figura 3.2. Rotura por fadiga num parafuso; são visíveis três zonas distintas: A – nucleação e início da fenda microscópica, B – propagação da fenda; C – fractura final.

A Figura 3.3 resume a morfologia das superfícies de fractura por fadiga para solicitações axiais e de flexão. A tracejado está representada a zona de rotura final, e as setas representam a direcção da propagação da fenda.

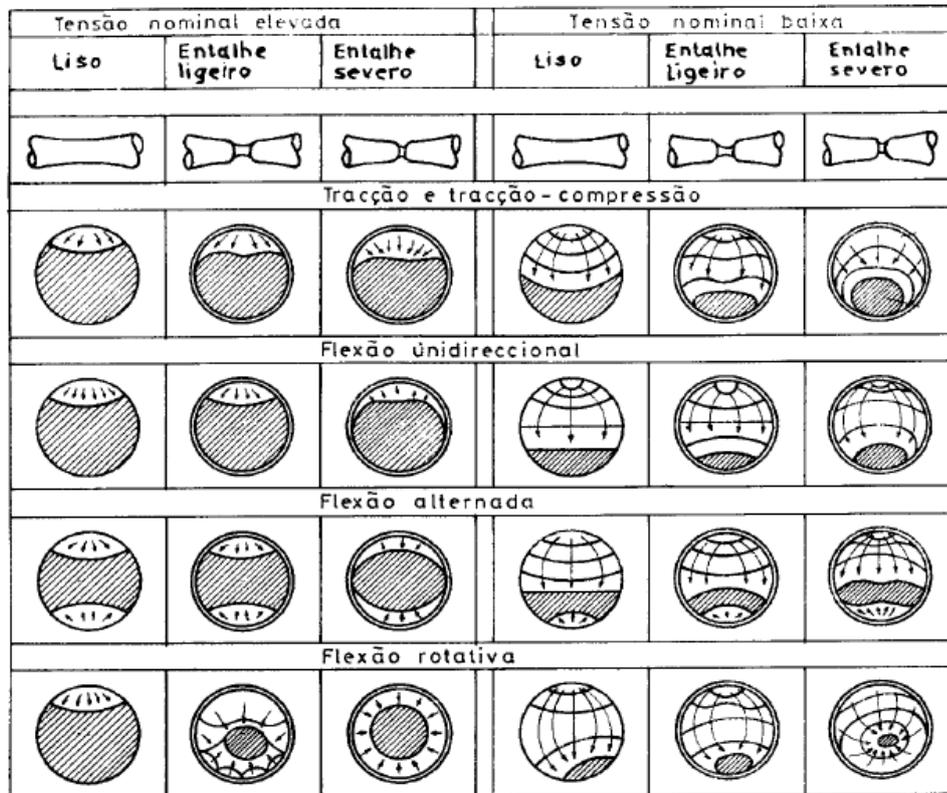


Figura 3.3. Morfologia das superfícies de fractura sujeitas a diferentes condições de tensão [Branco C. *et al*, 2005].

A propagação da fenda macroscópica é normalmente a fase mais duradoura durante todo o processo de fadiga. Esta pode revelar uma gama bastante extensa de mecanismos diferentes. Os três modos mais vulgares são os representados na Figura 3.4.



Figura 3.4. Superfícies de fractura de diferentes aços; à esquerda, estriação dúctil, ao centro, coalescência de microcavidades, à direita, microclivagem.

Os materiais dúcteis apresentam fundamentalmente estriação e coalescência de microcavidades. A microclivagem surge com frequência em materiais de alta resistência ou frágeis [Branco C. *et al*, 2005].

3.1.2. Leis Fenomenológicas do Comportamento à Fadiga

As leis ou equações que definem o comportamento dos materiais à fadiga são geralmente relações obtidas experimentalmente ensaiando provetes de material. Nestas leis relaciona-se a amplitude de tensões ou extensões com o número de ciclos decorridos até se atingir a rotura.

A fadiga só se manifesta numa peça se a tensão aplicada for dinâmica, isto é, variar com o tempo. Um ciclo de tensão de fadiga relaciona assim a variação de tensão aplicada com o tempo, ou com o número de ciclos de aplicação da carga. Na Figura 3.5 apresentam-se alguns tipos de ciclos de tensão de fadiga.

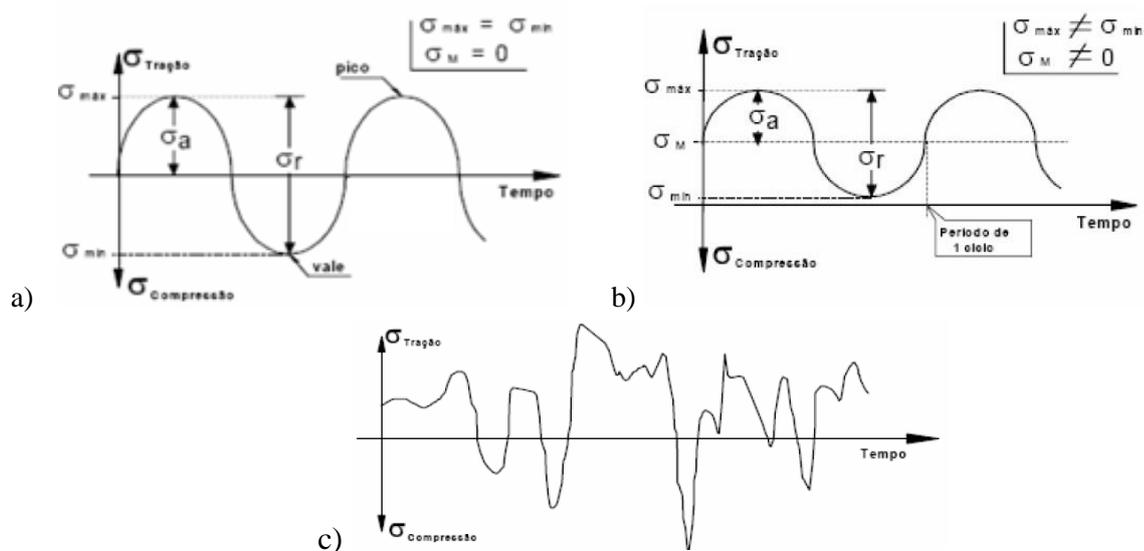


Figura 3.5. Ciclos de tensão de fadiga típicos e os seus parâmetros gerais:

a) Alternado; b) Repetido; c) Aleatório [Abrahão R., 2008].

Uma solicitação a amplitude de tensão constante é constituída por N ciclos com a mesma onda (Figura 3.5.a e b), o que não sucede nas solicitações a amplitude de tensão variável (Figura 3.5.c). A relação entre o tempo e o número de ciclos é dada pela equação

$$f = \frac{N}{t} \quad (27)$$

em que f é a frequência de aplicação da carga, em ciclos/segundo ou ciclos/minuto.

Num ciclo de tensões, define-se a amplitude de tensão (σ_a) como a diferença entre a tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$), ou mínima ($\sigma_{m\acute{i}n}$), e a tensão média (σ_m). Por sua vez a tensão média é a semi-soma da tensão máxima com a tensão mínima

$$\sigma_a = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (28)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (29)$$

e a gama de tensões ($\Delta\sigma$) é o dobro da amplitude.

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (30)$$

O ciclo de tensões alternado (Figura 3.3.a) tem $\sigma_m = 0$ ($\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_{m\acute{i}n}$), enquanto o ciclo repetido (Figura 3.3.b) tem tensão média diferente de zero, podendo esta ser de tracção ou de compressão. No caso particular em que a tensão mínima é nula ($\sigma_{m\acute{i}n} = 0$), o ciclo diz-se pulsante.

A tensão média é geralmente quantificada pela razão de tensões R definida pela equação

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (31)$$

No ciclo alternado $R = -1$, e no pulsante $R = 0$.

As solicitações de fadiga também podem ser de tensão variável por blocos (Figura 3.6.). Estes são constituídos por uma sucessão bem definida de blocos, onde cada um é caracterizado por um determinado número de ciclos, pela tensão máxima e pela mínima.

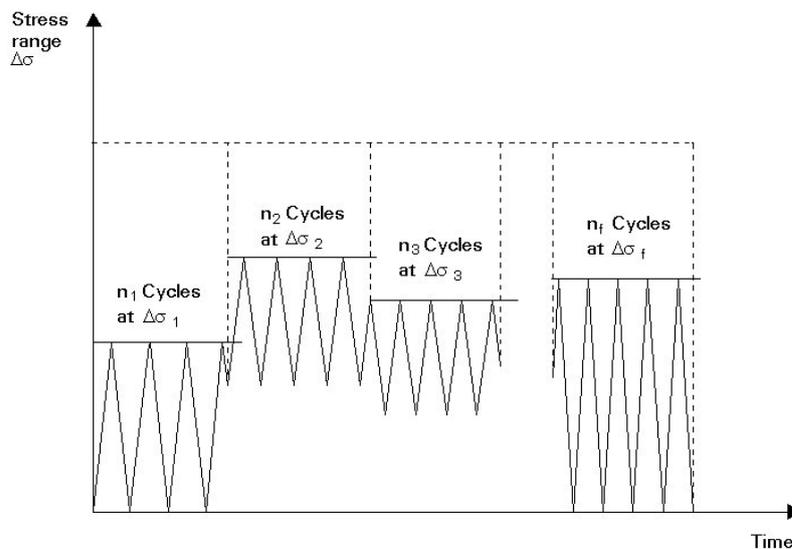


Figura 3.6. Ciclos de fadiga de tensão variável por blocos.

Os ciclos aleatórios de tensões não apresentam uma lei definida sobre a variação da tensão em função do tempo. Estes ciclos de tensão são, em geral, os verificados em condições de serviço. Nestas situações a vida à fadiga pode ser estimada com base numa lei de acumulação de dano. Para tal, nos carregamentos com ciclos aleatórios, pode ser utilizado um procedimento de contagem de ciclos, que permita a divisão de um carregamento dinâmico complexo em eventos analisáveis.

Segundo Fatemi *et al.* (1998), são vários os modelos de acumulação de dano para os carregamentos de amplitude variável por blocos. No entanto, o de utilização mais generalizada é o designado por *regra de Miner* (1945) e considera uma acumulação linear de dano, segundo a equação 32. Para um carregamento constituído por u níveis de amplitude de tensão, a rotura ocorre quando o dano D , obtido pelo somatório do quociente entre o número de ciclos aplicados, N_j , e o número de ciclos necessários para a rotura com essa solicitação, N_{rj} , for igual ou superior à unidade.

$$D = \sum_{j=1}^u \frac{N_j}{N_{rj}} \quad (32)$$

O modelo definido pela *regra de Miner* não considera o efeito da ordem de aplicação dos blocos e não distingue os blocos com cargas inferiores ao limite de fadiga. Contudo, em situações de interesse prático, os modelos mais complexos de acumulação de danos não apresentam melhores resultados do que os lineares.

3.1.3. Ensaios de Fadiga

O comportamento dos materiais, componentes e estruturas em termos de resistência à fadiga é avaliado com os resultados obtidos nos ensaios de fadiga. Os ensaios de fadiga podem ser realizados em provetes do material ou nas próprias peças, estruturas ou detalhes. Na maior parte dos casos, os ensaios em provetes só têm interesse comparativo porque só muito raramente o provete a ensaiar terá uma geometria idêntica ou semelhante à da peça em serviço. São os ensaios mais vulgarizados por serem os de mais fácil execução e menor custo de realização, encontrando-se normalizados em vários países.

Os ensaios em provetes destinam-se quase exclusivamente a fazer selecção de materiais, tratamentos térmicos, mecânicos ou químicos, condições de processamento, sensibilidade a entalhes, efeitos da temperatura e corrosão, optimização de formas geométricas e estabelecimento de tensões admissíveis.

Na Tabela 3.1 encontram-se algumas das normas mais importantes de ensaios de fadiga.

Designação	Título
<i>ASTM (American Society for Testing and Materials)</i>	
<i>E467 - 08e1</i>	Standard Practice for Verification of Constant Amplitude Dynamic Forces in an Axial Fatigue Testing System
<i>E1942 - 98 (2010) e1</i>	Standard Guide for Evaluating Data Acquisition Systems Used in Cyclic Fatigue and Fracture Mechanics Testing
<i>E647 - 13e1</i>	Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates
<i>E1457 - 13</i>	Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Times and Rates in Metals
<i>E466 - 07</i>	Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials
<i>E468 - 11</i>	Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials
<i>E399 - 12e1</i>	Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials
<i>E561 - 10e2</i>	Standard Test Method for K-R Curve Determination
<i>E436 - 03(2008)</i>	Standard Test Method for Drop-Weight Tear Tests of Ferritic Steels
<i>E1304 - 97(2008)e1</i>	Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials
<i>E739 - 10</i>	Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data
<i>E1049 - 85(2011)e1</i>	Standard Practices for Cycle Counting in Fatigue Analysis
<i>ISO (International Organization for Standardization)</i>	
<i>ISO 1099:2006</i>	Metallic materials -- Fatigue testing -- Axial force-controlled method
<i>ISO 1143:2010</i>	Metallic materials -- Rotating bar bending fatigue testing
<i>ISO 1352:2011</i>	Metallic materials -- Torque-controlled fatigue testing
<i>ISO 4965-1:2012</i>	Metallic materials -- Dynamic force calibration for uniaxial fatigue testing -- Part 1: Testing systems
<i>DIN (Deutsches Institut für Normung)</i>	
<i>DIN 50113</i>	Ensaio de Fadiga em Flexão Rotativa

Tabela 3.1. Algumas normas de ensaios de fadiga.

Os ensaios de fadiga em provetes são normalmente realizados aplicando solicitações uniaxiais dos seguintes tipos:

- Flexão rotativa (alternada);
- Flexão plana (alternada, repetida ou pulsante);
- Torção alternada;
- Tracção-compressão alternada, repetida ou pulsante.

Podem também realizar-se ensaios biaxiais em que se sobrepõem as solicitações atrás referidas. Os ensaios biaxiais mais frequentes são:

- Flexão alternada ou tracção alternada;
- Tracção ou compressão biaxiais;
- Torção alternada com tracção estática.

Para efeitos comparativos, qualquer um destes ensaios poderá satisfazer o objectivo dos estudos. Contudo, deve escolher-se um tipo de ensaio em que as solicitações analisadas sejam tanto quanto o possível análogas às existentes em serviço. Neste aspecto é de referir que os ensaios biaxiais são mais caros que os uniaxiais devido essencialmente ao custo mais elevado dos equipamentos e montagens [Branco C. *et al*, 2005].

3.1.4. Obtenção e Caracterização das Curvas Tensão – Número de Ciclos até à Rotura (Curvas S-N)

O método mais utilizado na análise dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga baseia-se nas curvas de tensão aplicada em função do número de ciclos de rotura (N_f), designadas por curvas *S-N* (*stress – number of cycles*) (Figura 3.7). Cada provete é submetido a uma determinada amplitude de tensão (ou tensão alternada), que se mantém constante durante o ensaio, o qual termina quando se verificar a rotura ou quando se atingir um número de ciclos suficientemente grande, geralmente 10^7 ou 10^8 ciclos. Para valores do número de ciclos superiores a 10^4 a representação da tensão alternada em função do número de ciclos é, geralmente, uma linha recta numa escala bilogarítmica. A equação da curva *S-N* será dada então por

$$\log \sigma_a = \log C - c \log N_f \quad (33)$$

ou

$$\sigma_a N_f^c = C \quad (34)$$

onde c e C são constantes do material e das condições do ensaio.

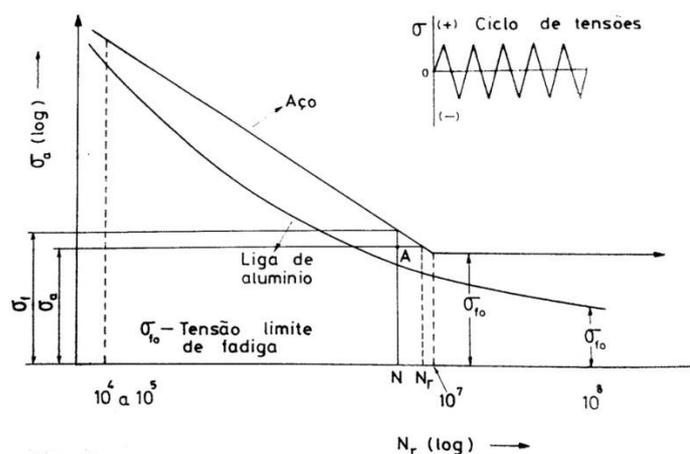


Figura 3.7. Curvas $S-N$ esquemáticas para um aço macio e uma liga de alumínio, e respectivo ciclo de tensões.

Em alguns materiais, como os aços e o titânio, as curvas tornam-se horizontais a partir de uma determinada tensão limite (σ_f). Para tensões abaixo desta tensão limite, chamada de *tensão limite de fadiga*, o material poderá provavelmente suportar um número infinito de ciclos sem partir. Este comportamento não é, no entanto, generalizado, porque em muitos materiais ferrosos, como o alumínio, magnésio e ligas de cobre, as curvas têm uma inclinação que decresce gradualmente com o número de ciclos; não existe um limite de fadiga verdadeiro, porque a curva nunca se torna horizontal, mas para efeitos de cálculo pode considerar-se a tensão de resistência à fadiga o valor de tensão correspondente a 10^8 ciclos [Branco C., 1985].

As curvas $S-N$ acima representadas dizem respeito a números de ciclos de rotura superiores a $10^4 - 10^5$; quando isto acontece, na grande maioria dos casos a tensão nominal é elástica. A região em que $N_f < 10^4 - 10^5$ ciclos denomina-se zona de fadiga a baixo número de ciclos ou **fadiga oligocíclica**. Nesta zona as tensões e extensões na peça são predominantemente plásticas e neste tipo de fadiga existem leis de comportamento diferentes.

3.2. A Fadiga nos Materiais Compósitos

3.2.1. Mecanismos de Fractura

A caracterização das propriedades mecânicas dos materiais compósitos não é uma tarefa simples. Estudos iniciais mais relevantes sobre as características da fractura nos compósitos relatam que o processo de deformação e o dano nestes materiais é diferente do que o que acontece nos metais e nos polímeros.

Uma das primeiras peculiaridades observadas no mecanismo de fractura dos compósitos foi a sua dependência com relação ao sistema fibra/matriz e o tipo de carga aplicada. Nestas análises constata-se que, por exemplo, os laminados compostos submetidos a cargas estáticas apresentam uma propagação simultânea de todos os tipos de dano que possam ocorrer nestes materiais: microfissuração da matriz, desaderência fibra/matriz, delaminação e rotura de fibras [Silva R., 2003]. A Figura 3.8 é uma ilustração desses problemas.

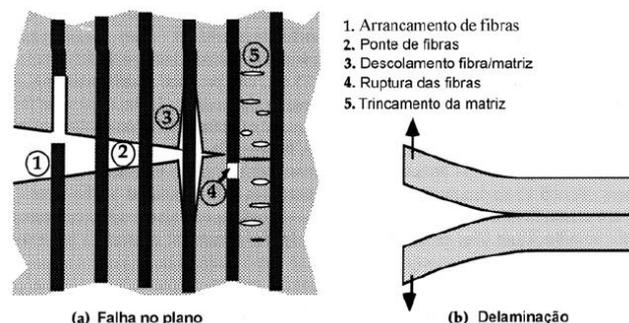


Figura 3.8. Mecanismos de falha em materiais compósitos.

Vários destes mecanismos podem actuar simultaneamente durante o processo de fractura de um compósito. Obviamente, a importância de cada mecanismo no processo de fractura dependerá do tipo de compósito em estudo, do tipo de carregamento aplicado e da orientação das fibras. Quando as fibras estão orientadas paralelamente à direcção de propagação da fenda observa-se principalmente descolamento das fibras, e quando elas estão orientadas perpendicularmente, ocorre deslizamento e fractura das fibras.

O processo de fractura por delaminação é bastante comum nos compósitos com fibras contínuas e ocorre devido às propriedades mecânicas ortotrópicas destes compósitos. Neste tipo de fractura, a propagação da fenda pode ocorrer ente as camadas do laminado e neste caso são denominadas de *fendas interlaminares*, ou entre as fibras, sendo denominadas de *fendas intralaminares*. As tensões que conduzem à delaminação podem surgir da própria estrutura geométrica do compósito, de tensões externas aplicadas, ou ainda devido à diferença nos módulos de elasticidade da matriz e das fibras. Sendo o mecanismo de fractura mais comum nos compósitos laminados de alto desempenho, a fractura por delaminação tem sido amplamente estudada [Silva R., 2003].

3.2.2. Comportamento à Fadiga

Genericamente, os materiais compósitos, quando comparados aos metálicos, apresentam uma resistência superior à fadiga [Buhl H., 1992] (Figura 3.9). De facto, alguns metais têm um limite de resistência à fadiga inferior a 50% do valor máximo admissível para carregamentos estáticos, enquanto os compósitos podem atingir valores limite entre 60 a 80% da tensão de rotura.

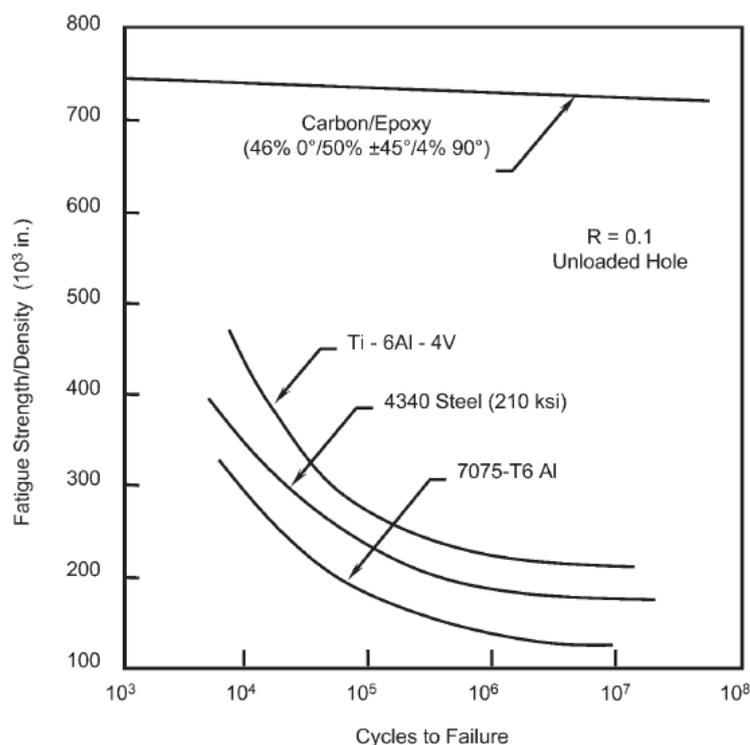


Figura 3.9. Propriedades de fadiga de alguns materiais aeroespaciais [Campbell F., 2010].

Este facto pode ser explicado. O processo de propagação de fissuras nos compósitos é lento e abarca, habitualmente, extensas regiões do material. Por outro lado, a facilidade de adesão das matrizes poliméricas com a maior parte das fibras de reforço favorece a integridade de todo o conjunto. Porém este ponto é controverso, pois outros autores afirmam que alguma diminuição da energia da adesão entre estes elementos pode ajudar na diminuição de aparecimento de zonas de concentração de tensões, onde normalmente se iniciam as fendas. Esta desagregação entre as fibras e a matriz pode funcionar como um bom agente de dissipação de energia associada à degradação do material quando está sujeito a carregamentos cíclicos [Silva J., 2001].

Nos materiais homogéneos e isotrópicos, a rotura por fadiga é ditada pela iniciação e propagação de uma fenda, ao passo que nos materiais compósitos, como já referido, ocorre uma acumulação generalizada de dano de natureza diversa: fissuração transversal e longitudinal, descoesão fibra-matriz, delaminação e rotura de fibras.

A caracterização do comportamento à fadiga de materiais compósitos faz-se geralmente através de ensaios do tipo tracção-tracção uniaxial, uma vez que os ensaios tracção-compressão ou compressão-compressão apresentam problemas de encurvadura nos laminados finos. É por isso comum recorrer-se a ensaios de fadiga em flexão para se obter solicitações do tipo tracção-compressão com tensão média nula.

Os compósitos unidireccionais possuem uma boa resistência à fadiga na direcção das fibras, o que se explica pelo excelente comportamento destas à fadiga. Nos materiais com

fibras de alto módulo, como é o caso do carbono/epoxy, as curvas $S-N$ são praticamente planas e estão na banda de resultados da resistência estática (Figura 3.10). Dependendo do valor máximo da tensão aplicada, dois mecanismos de dano podem ocorrer em compósitos unidireccionais. Para cargas altas, o dano inicia-se pela rotura individual de algumas fibras, devido à variabilidade estatística da resistência da fibra ao longo do seu comprimento. Isto origina zonas de concentração de tensões e promove mais roturas de fibras na vizinhança. Rapidamente este fenómeno debilita o compósito resultando numa rotura catastrófica que ocorre após algumas centenas de ciclos. Para cargas de fadiga mais baixas, as tensões na fibra são inferiores à sua resistência mas a deformação da matriz pode exceder o seu limite de fadiga. Neste caso, o dano inicia-se por rotura da matriz que induz descoesão fibra/matriz. Este processo ocorre durante 10^6 ciclos. Para valores intermédios da solicitação o mecanismo de dano consiste numa mistura dos dois processos descritos. Assim, a rotura de algumas fibras induz na vizinhança uma sobrecarga na matriz e na interface fibra/matriz, originando a descoesão entre ambas e a rotura da matriz [Silva R., 2003].

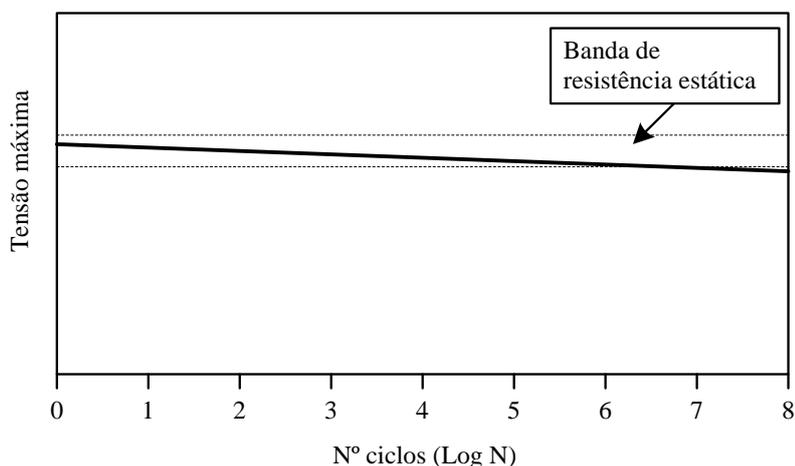


Figura 3.10. Representação esquemática da curva $S-N$ para compósitos.

Os compósitos multidireccionais apresentam, obviamente, menores rigidez e resistência que os unidireccionais relativamente a solicitações na direcção das fibras. Como consequência, o mecanismo de dano é diferente e a sua sequência pode ser dividida em três fases. A primeira fase caracteriza-se por uma queda abrupta da rigidez que se justifica pelo aparecimento de rotura da matriz nas camadas com orientação diferente da solicitação. A iniciação do dano ocorre nas camadas cuja diferença de orientação é máxima relativamente à solicitação. Em geral, consiste em descoesão fibra/matriz provocando fissuras que, por coalescência, originam a rotura da matriz. A descoesão é favorecida pela diferença de rigidez entre a matriz e fibra, e por factores concentradores de tensão como é o caso de vazios, zonas ricas de resina, desalinhamentos de fibras, micro-deslocamentos fibra/matriz, tensões residuais de origem térmica entre outros. Após iniciação a fissura propaga-se paralelamente às fibras e estende-se a toda a espessura da camada. A densidade destas fissuras aumenta com o

número de ciclos até à saturação e a sua ocorrência origina um ligeiro decréscimo de rigidez, o que caracteriza a segunda fase. Quando as fissuras atingem as interfaces entre camadas diferentemente orientadas originam delaminações, cuja propagação rápida resulta na separação do laminado em camadas isoladas, o que promove a rotura de fibras das camadas alinhadas com a solicitação levando à rotura final do laminado [Silva R., 2003].

Os ciclos de tracção-compressão são geralmente críticos nos laminados multidireccionais. Assim, os picos de tracção induzem a fissuração e a iniciação de delaminação e os de compressão são responsáveis pela propagação instável desta. Finalmente, refira-se, os compósitos multidireccionais apresentam menos resistência à fadiga que os unidireccionais quando a solicitação está alinhada com as fibras, e que a diminuição da resistência à fadiga é mais acentuada quanto maior for o ângulo entre a solicitação e as fibras a 90° num material unidireccional, pois estas impedem o aparecimento da rotura da matriz paralelamente às fibras (*splitting*) sem afectar de modo marcante a rigidez longitudinal [Silva R., 2003].

Os compósitos de tecido apresentam mecanismos de dano similares aos multidireccionais, nomeadamente nos laminados cruzados do tipo $0^\circ/90^\circ$. Todavia, a sua resistência à fadiga é inferior devido à ondulação das fibras. De facto, as zonas de ondulação constituem fonte de iniciação de fissuras da matriz e delaminação [Silva R., 2003].

O gráfico da Figura 3.11 relaciona o número de ciclos e a tensão máxima suportados para diferentes orientações de fibras.

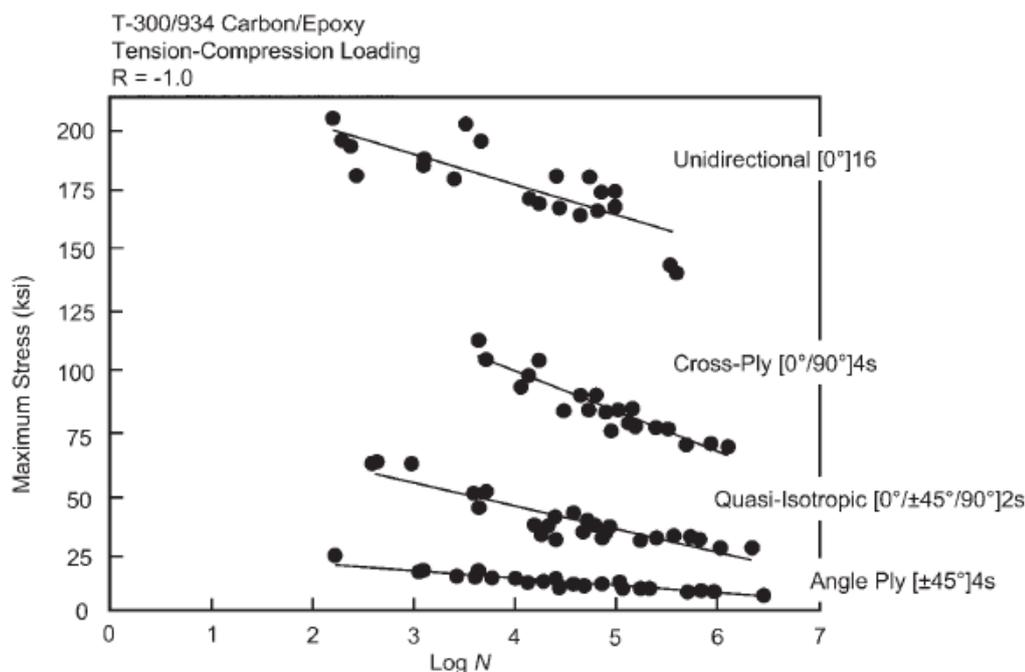


Figura 3.11. Curvas S-N para laminados carbono/epoxy com diferentes orientações das fibras.

Deve ser feita, ainda, uma referência sobre a influência da frequência das solicitações mecânicas no comportamento à fadiga dos compósitos. Parece evidente que as frequências acima dos 10 Hz podem suscitar aumentos de temperatura do material por histerese, prejudicando a sua resistência à fadiga [Suresh S., 1998]. Este aspecto merece uma especial atenção quando se utilizam matrizes poliméricas que, por natureza, são más condutoras de calor; em contrapartida, as fibras de carbono, com elevada condutividade térmica, atenuam esse problema [Chawla K., 1998].

3.2.3. Critérios de Rotura

Os mecanismos de falha de um material compósito variam bastante com suas propriedades e com o tipo de carregamento. Mesmo que os mecanismos de falha obtidos através de uma análise micromecânica sejam conhecidos, a interacção entre os mesmos no caso de um carregamento genérico pode tornar as previsões de resistência do material não confiáveis. Assim, uma abordagem macromecânica e principalmente fenomenológica é preferível para a análise de falha. De um ponto de vista macroscópico, a resistência de uma lâmina é uma propriedade anisotrópica, isto é, varia com a orientação das fibras. Por isso os critérios de falha procuram relacionar a resistência em uma direcção arbitrária com parâmetros básicos do material que são as resistências em direcções específicas. Para o caso de compósitos, estes parâmetros são as resistências à compressão e à tracção nas direcções normal e perpendicular à fibra, além da resistência ao corte [Costa D., 2011].

Critério de Falha de Tensão Máxima

No critério de falha de tensão máxima, admite-se que ocorre falha se alguma das condições seguintes se verificar:

$$\begin{aligned}\sigma_{11} \geq X_T, \sigma_{22} \geq Y_T, \sigma_{33} \geq Z_T \\ \sigma_{23} \geq R, \sigma_{13} \geq S, \sigma_{12} \geq T\end{aligned}\tag{51}$$

em que σ_{ij} são as componentes das tensões no sistema de eixos coordenados da lâmina (x_1, x_2, x_3), X_T, Y_T e Z_T são as tensões de rotura da lâmina para situações de tracção nas direcções x_1, x_2 e x_3 , respectivamente, e R, S e T são as tensões de rotura em situações de corte nos planos x_2 - x_3, x_1 - x_3 e x_1 - x_2 , respectivamente. Se as tensões σ_{11}, σ_{22} e σ_{33} forem de compressão devem ser comparadas com X_C, Y_C e Z_C que representam as tensões de rotura da lâmina em compressão nas direcções x_1, x_2 e x_3 , respectivamente.

Critério de Falha de Deformação Máxima

No critério de falha de deformação máxima, considera-se que ocorre falha se alguma das condições seguintes se verificar:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11} \geq X^e_T, \quad \varepsilon_{22} \geq Y^e_T, \quad \varepsilon_{33} \geq Z^e_T \\ \gamma_{23} \geq R^e, \quad \gamma_{13} \geq S^e, \quad \gamma \geq T^e \end{aligned} \quad (52)$$

sendo ε_{ij} e γ_{ij} são as componentes das extensões e distorções no sistema de eixos coordenados da lâmina (x_1, x_2, x_3), X^e_T, Y^e_T, Z^e_T são as extensões de rotura da lâmina para situações de tracção nas direcções x_1, x_2 e x_3 , respectivamente, R^e, S^e e T^e são as distorções de corte correspondentes à rotura nos planos x_2 - x_3, x_1 - x_3 e x_1 - x_2 , respectivamente. Quando as extensões são negativas devem ser comparadas com X^e_C, Y^e_C e Z^e_C , que representam as extensões de rotura da lâmina para situações de compressão.

Nos critérios de tensão máxima e deformação máxima, assume-se que os mecanismos de rotura longitudinal, transversal e de corte se produzem de forma independente. De maneira a levar em consideração todos estes mecanismos simultaneamente, foram desenvolvidos os critérios interactivos ou energéticos.

Critério de Falha de Hill

A energia de distorção para um material ortotrópico onde as tensões de corte τ_{12}, τ_{23} e τ_{31} são diferentes de zero, é obtida de maneira análoga à obtida por um material isotrópico. Igualando a energia de distorção de corte com a energia no ponto de rotura, estabelece-se o critério de rotura para tensão combinada para materiais compostos.

Este critério dita que ocorrerá rotura se a seguinte condição se verificar:

$$\begin{aligned} \left(\frac{\sigma_{11}}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22}}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{33}}{Z}\right)^2 - \left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2}\right)\sigma_{11}\sigma_{22} \\ - \left(\frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{X^2}\right)\sigma_{22}\sigma_{33} - \left(\frac{1}{Z^2} + \frac{1}{X^2} - \frac{1}{Y^2}\right)\sigma_{11}\sigma_{33} \\ + \left(\frac{\sigma_{23}}{R}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{T}\right)^2 \geq 1 \end{aligned} \quad (53)$$

Critério de Falha de Tsai-Hill

No critério de Tsai-Hill, o critério de Hill analisado para o estado plano de tensão é simplificado fazendo-se $Z=Y$. Neste caso, admite-se que existe rotura quando

$$\left(\frac{\sigma_1}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{Y}\right)^2 - \left(\frac{\sigma_1\sigma_2}{X^2}\right) + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}}\right)^2 \geq 1 \quad (54)$$

Critério de Falha de Hoffman

No critério de Hoffman é tido em consideração a diferença do comportamento em tração e em compressão. Este critério admite que a rotura acontece quando a seguinte inequação é verdadeira:

$$\begin{aligned} & \frac{1}{2} \left(\frac{1}{Y_T Y_C} - \frac{1}{X_T X_C} + \frac{1}{Z_T Z_C} \right) (\sigma_{22} \sigma_{33})^2 + \frac{1}{2} \left(\frac{1}{X_T X_C} - \frac{1}{Y_T Y_C} + \frac{1}{Z_T Z_C} \right) (\sigma_{33} \sigma_{11})^2 \\ & + \frac{1}{2} \left(\frac{1}{X_T X_C} - \frac{1}{Y_T Y_C} + \frac{1}{Z_T Z_C} \right) (\sigma_{11} \sigma_{22})^2 + \left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C} \right) \sigma_{11} \\ & - \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C} \right) \sigma_{22} + \left(\frac{1}{Z_T} - \frac{1}{Z_C} \right) \sigma_{33} + \left(\frac{\sigma_{23}}{R} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{T} \right)^2 \\ & \geq 1 \end{aligned} \quad (55)$$

Considerando apenas o estado plano de tensão, simplifica-se para:

$$\frac{\sigma_1^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_2^2}{Y_T Y_C} - \frac{\sigma_1 \sigma_2}{X_T X_C} + \frac{X_C - X_T}{X_T X_C} \sigma_1 + \frac{Y_C - Y_T}{Y_T Y_C} \sigma_2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \quad (56)$$

Critério de Falha de Tsai-Wu

O critério de Tsai-Wu foi desenvolvido de maneira a melhorar a correlação entre os resultados experimentais e teóricos a partir da introdução de parâmetros adicionais. Considerando somente o estado plano de tensão, o critério de Tsai-Wu tem a forma

$$\frac{\sigma_1^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_2^2}{Y_T Y_C} + 2F_{12} \frac{\sigma_1 \sigma_2}{X_T X_C} + \left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C} \right) \sigma_1 + \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C} \right) \sigma_2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \quad (57)$$

onde F_{12} é um coeficiente de acoplamento expresso como:

$$F_{12} = \frac{1}{2\sigma^2} \left\{ 1 - \left[X_C - X_T + \frac{X_C X_T}{Y_C Y_T} (Y_C - Y_T) \right] \sigma + \left(1 + \frac{X_C X_T}{Y_C Y_T} \right) \sigma^2 \right\} \quad (58)$$

onde σ é a tensão de rotura determinada no ensaio biaxial. O coeficiente de acoplamento F_{12} é normalmente utilizado para ajustar aos resultados obtidos experimentalmente e pode variar de $-1 < F_{12} < 1$. Fazendo $F_{12} = -1/2$, o critério de Tsai-Wu transforma-se no critério de Hoffman (56). Se, além disso, se igualar $X_T = X_C = X$ e $Y_T = Y_C = Y$, o critério torna-se no critério de Tsai-Hill (54).

Todos os critérios polinomiais anteriores podem ser simplificados para o caso bidimensional, e caso $\sigma_{22} = 0$, convergem em:

$$\left(\frac{\sigma_1}{X}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}}\right)^2 \geq 1 \quad (59)$$

Influência da Tensão Média

Em geral, as curvas $S-N$ são obtidas em ensaios mecânicos com tensão média nula. Porém, inúmeros componentes mecânicos estão sujeitos a carregamentos com tensão média diferente de zero. Para estes carregamentos as curvas de resistência à fadiga sofrem alterações significativas (Figura 3.12). À medida que a tensão média aumenta, verifica-se que há uma redução tanto no limite de fadiga, quanto na resistência à fadiga do material para uma vida infinita.

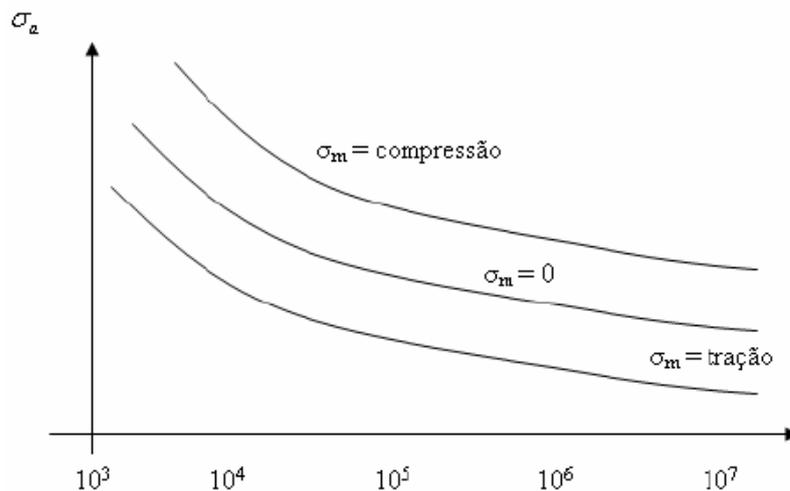


Figura 3.12. Efeito da tensão média na resistência à fadiga.

Diferentes modelos foram formulados, combinando tensão alternada e tensão média. Os mais conhecidos são Gerber (1874), Goodman (1899) e Soderberg (1939). As curvas provenientes destes estão ilustradas na Figura 3.13.

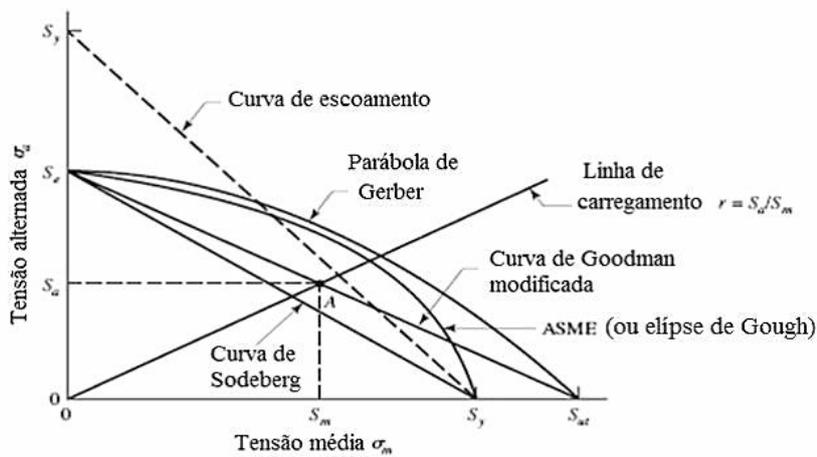


Figura 3.13. Relação entre a amplitude de tensão e a tensão média, segundo diferentes critérios.

As equações 60, 61, 62 e 63 representam matematicamente os critérios de Goodman, Gerber, Soderberg e Elíptico, respectivamente:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{rf}} + \frac{\sigma_m}{S_{rt}} = 1 \quad (60)$$

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{rf}} + \left(\frac{\sigma_m}{S_{rt}}\right)^2 = 1 \quad (61)$$

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{rf}} + \frac{\sigma_m}{S_e} = 1 \quad (62)$$

$$\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{rf}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_m}{S_e}\right)^2 = 1 \quad (63)$$

S_e é o limite elástico do material, S_{rt} é o limite de resistência à tracção e σ_{rf} é a resistência à fadiga do material.

Para materiais dúcteis, os resultados experimentais, em geral, aproximam-se da curva de Gerber, mas devido à dispersão de resultados que ocorrem em fadiga, e para ter maior margem de segurança, o critério de Soderberg é o mais utilizado. De acordo com a Figura 3.21, observa-se que o critério de Soderberg é o mais conservador, seguido de Goodman e Gerber.

4. Material, Equipamento e Procedimento Experimental

4.1. Corpos de Prova

Para a realização dos ensaios foram utilizados provetes de perfil tubular reforçado com fibras de carbono em tecido do tipo *plain weave*, embebidas numa resina polimérica termoendurecível epóxida (Figura 4.1). Estes podem ser produzidos com as mais variadas composições, cujas propriedades variam quer consoante as matérias-primas utilizadas, quer consoante as suas composições e/ou processos de fabrico.



Figura 4.1. Tubos de carbono do tipo dos utilizados nos ensaios.

Os principais componentes utilizados na produção de compósitos tubulares de fibra de carbono são:

- A fibra de carbono que constitui o material do reforço;
- A resina que constitui o material da matriz;
- O agente de cura para curar o material da matriz;
- O diluente que ajuda na redução da viscosidade da resina.

As resinas *epoxy* constituem uma família de materiais poliméricos termoendurecíveis que não dão origem a produtos de reacção durante a sua cura, apresentando por isso baixos valores de retracção. Estas resinas apresentam como propriedades gerais uma boa adesão a outros materiais, boa resistência química e ao meio ambiente, boas propriedades mecânicas e boas propriedades de isolamento eléctrico e apresentam uma estrutura química do tipo da apresenta na Figura 4.2.

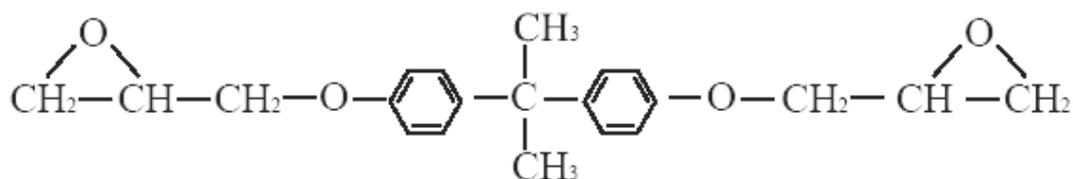


Figura 4.2. Estrutura típica de uma resina epóxida.

A resina epoxy utilizada na elaboração de compósitos tubulares laminados de fibra de carbono tem a designação comercial de *EPOXY SR1500* da *SICOMIN Epoxy Systems* e foi fornecida pela *REBELCO*. Esta é uma resina de média viscosidade utilizada em diversas aplicações nas quais o processo de fabrico utilizado seja, por exemplo, a deposição manual. Apesar de ser uma resina de viscosidade média, este oferece uma impregnação muito boa em todo o tipo de fibras e enchimentos. A resistência termomecânica deste sistema pode ser otimizada através de uma pós-cura. Para o presente estudo utilizou-se o endurecedor com a referência *SD2505*, com uma relação de 33 para 100 de resina (em peso). As propriedades da resina, endurecedor e da mistura resultante são apresentadas nas Tabelas 4.1 e 4.2.

Propriedade	Densidade a 20°C	Aspecto	Viscosidade a 20°C	Polimerização total a 20°C
Material	ρ [g/cm ³]	–	[cps]	dias
Resina Epoxy SR1500	1,13	Líquido	2100	–
Endurecedor SD2505	1,0	Líquido	280	–
Mistura	1,09	Líquido	1700	14

Tabela 4.1. Especificações da resina, do endurecedor e da mistura resina + endurecedor.

Propriedade	Tensão de Rotura	Alongamento Máximo	Resistência ao choque	Temperatura Máxima
Material	σ_R [MPa]	ϵ_R [%]	Charpy [kJ/m ²]	$T_{máx}$ [°C]
Resina + Endurecedor	74	6	30	68

Tabela 4.2. Propriedades mecânicas da mistura.

O processo de fabrico dos provetes foi inicialmente idealizado com três fases principais. A fase de criação do molde individual para definição da geometria exterior do provete, a fase de criação dos provetes através de um processo de vácuo interior contra o molde e a fase de pós cura.

Na primeira fase de fabrico do molde individual para definição da geometria exterior do provete em poliuretano de alta densidade (PU) foi elaborado um molde que permitia uma única moldação com cerca de 200 mm de comprimento. O molde era constituído por duas metades em que se maquinou metade do provete em cada uma delas.

Para a segunda fase de fabrico foi criada uma camara de ar de forma a possibilitar a fibragem sobre a mesma. O objectivo passava por fibrar o provete sobre algo que permitisse uma expansão, aquando dentro do molde, e projectasse a fibra contra as paredes do molde de forma a introduzir-lhe a forma geométrica do próprio molde.

Pela Figura 4.3 verifica-se que após a operação de fibragem do provete sobre a camara de ar, este foi colocado dentro do molde e fechado com grampos de aperto rápido, de forma a deixar as extremidades da camara de ar fora do molde.

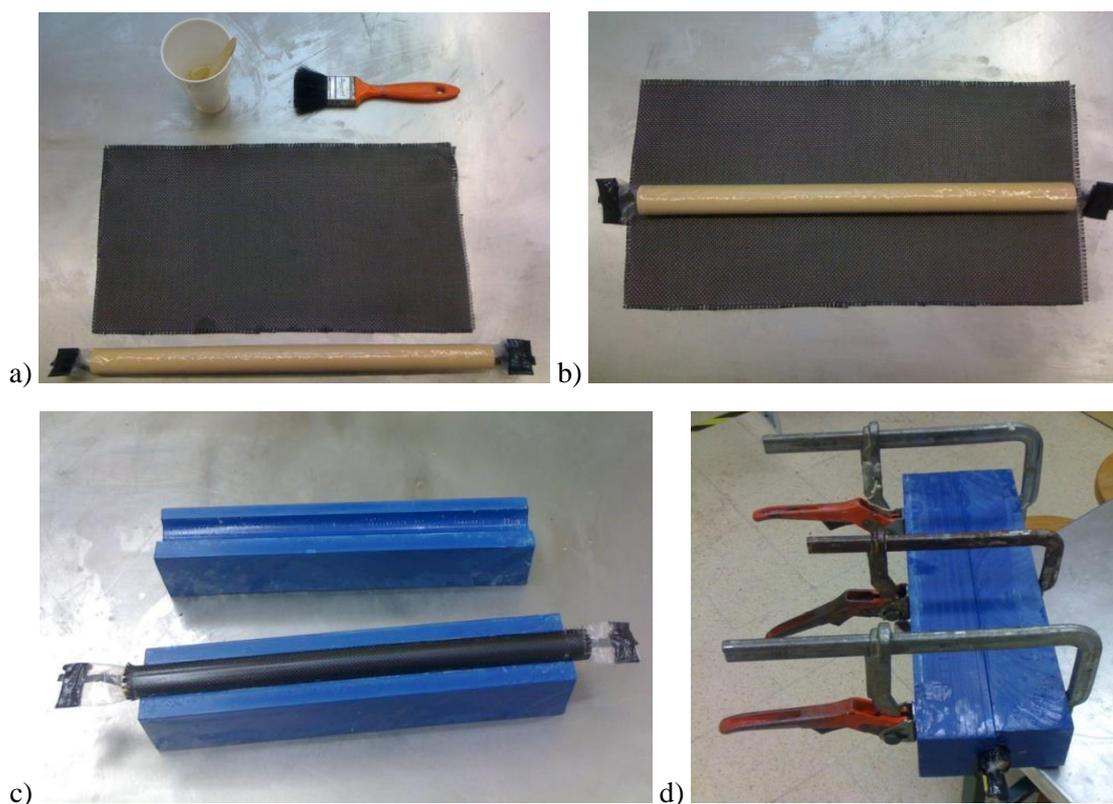


Figura 4.3. Processo de fabrico dos provetes: a) e b) fibragem dos provetes; c) e d) moldação do provete em molde fechado.

A geometria dos provetes utilizada nos ensaios é ilustrada na Figura 4.4 e difere um pouco da dos provetes apresentados até aqui. Isto deve-se ao facto dos provetes ensaiados no presente estudo terem sofrido alterações geométricas, apesar do modo de fabrico e das propriedades permanecerem idênticos. De referir também que, devido a este processo de fabrico ser manual, é relativamente pouco rigoroso quanto a tolerâncias geométricas (a espessura na zona calibrada é de $1,25 \pm 0,25$ mm). O número de defeitos e porosidades também é igualmente elevado, o que se traduz numa previsível grande dispersão de resultados. A não homogeneidade entre os diversos provetes também foi verificada.

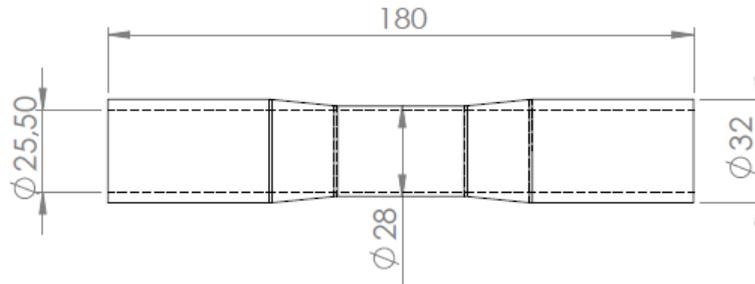


Figura 4.4. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios.

4.2. Equipamento e Procedimento Experimental

4.2.1. Equipamento de Testes

Todos os ensaios foram realizados numa máquina de ensaios servo-hidráulica *Dartec* com 100 kN de capacidade de carga (Figura 4.5). A unidade de comando da máquina é composta por um sistema de controlo digital *Instron* (modelo 8800), que permite uma interface com o computador através do software *FastTrack*, também fornecido pela *Instron*.



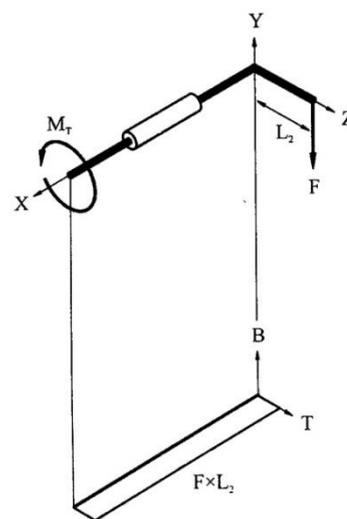
Figura 4.5. Equipamento de testes e respectivo controlador (à esquerda) e computador (à direita).

O sistema servo-hidráulico trabalha em circuito fechado e permite a realização de testes a amplitude de carga constante ou de extensão constante. Permite também a escolha do tipo de onda de sollicitação (sinusoidal, triangular ou quadrada) e da frequência de aplicação das cargas.

Todos os ensaios realizados foram realizados com este equipamento, porém cada tipo de ensaio requereu um sistema de amarras adequado ao ensaio em questão, sistemas esses desenvolvidos pelo Grupo de Construções Mecânicas do DEM/FCTUC e descritos a seguir.

4.2.2. Ensaio de Torção

Para realizar os ensaios de torção pura, foi utilizado o sistema de fixação ilustrado na Figura 4.6 e esquematizado na Figura 4.7. Este sistema proporciona um alinhamento correcto do eixo do provete com a direcção de aplicação do carregamento. Para além disso, o aperto do provete também é feito sem a introdução de tensões de corte.



Figuras 4.6 e 4.7. Sistema de fixação dos provetes utilizado nos ensaios de torção pura (esquerda) e esquematização das forças actuantes no sistema (direita), respectivamente.

Numa das extremidades do sistema, onde o provete se encontra fixo, encontra-se uma mola que restringe os deslocamentos vertical e horizontal, assim como a rotação do mesmo, permitindo apenas ligeiras deslocações na direcção axial do provete, de modo a impedir tensões de tracção/compressão induzidas pelo momento torsor, devido ao efeito de *Poisson*. No diagrama de corpo livre (Figura 4.7) é possível verificar que, neste tipo de ensaio, todo o provete se encontra em igual estado de tensão. Sendo F a força aplicada (lida pela célula de carga), B e T (“*bending*” e “*torsion*”) o momento flector e torsor, respectivamente, L_2 o braço da força aplicada, e D e d os diâmetros externo e interno, a tensão de corte verificada, em qualquer ponto da superfície externa do provete, pode ser expressa como:

$$\tau_{m\acute{a}x} = \frac{16TD}{\pi(D^4 - d^4)} = \frac{16FL_2D}{\pi(D^4 - d^4)} \Leftrightarrow F = \frac{\pi(D^4 - d^4)\tau_{m\acute{a}x}}{16L_2D} \quad (64)$$

Os parâmetros de cada ensaio foram previamente calculados com recurso ao *Microsoft® Excel*, de acordo com os objectivos pretendidos, e depois inseridos no controlador. Posteriormente foram igualmente tratados os dados obtidos pela leitura da célula de carga e da posição das amarras.

Quando o sistema é analisado com cuidado, verifica-se que os dados lidos pelos sensores do equipamento não reflectem os valores reais das aplicações de carga nem dos deslocamentos. Para corrigir e obter valores mais próximos da realidade, tem de se ter em consideração o seguinte diagrama do corpo livre:

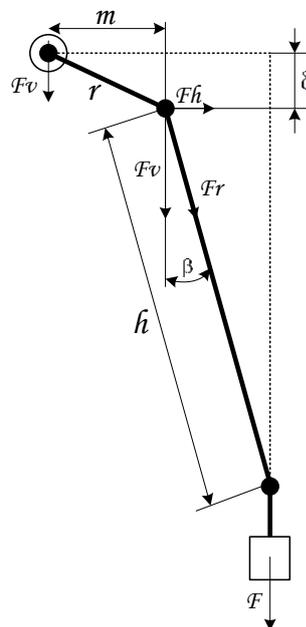


Figura 4.8. Diagrama de corpo livre do sistema de torção.

Sendo as seguintes variáveis conhecidas:

- F_v – Força vertical (lida pela célula de carga);
- δ – Distância deslocação vertical (lida pelo sensor de posição *LVDT*);
- r – Braço de torção inicial (distância entre o centro do veio e a rótula);
- h – Comprimento do tirante (distância entre rótulas);

São variáveis a calcular:

- F_h – Força horizontal;
- m – Distância horizontal entre a rótula e o centro do veio;
- β – Ângulo do tirante em relação à vertical.

Determinam-se assim as variáveis necessárias:

$$r^2 = m^2 + \delta^2 \Leftrightarrow m = \sqrt{r^2 - \delta^2} \quad (65)$$

$$\sin \beta = \frac{(r - m)}{h} \Leftrightarrow \beta = \arcsin \frac{(r - m)}{h} \quad (66)$$

$$\tan \beta = \frac{Fh}{Fv} \Leftrightarrow Fh = Fv \times \tan \beta \quad (67)$$

$$T = Fv \times m - Fh \times \delta \quad (68)$$

Onde T é o valor real do momento torsor.

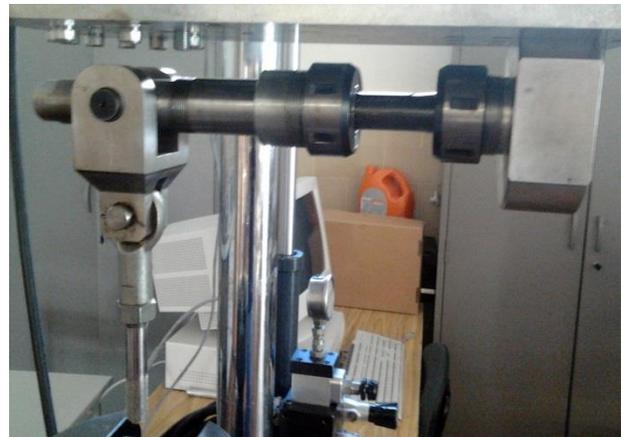
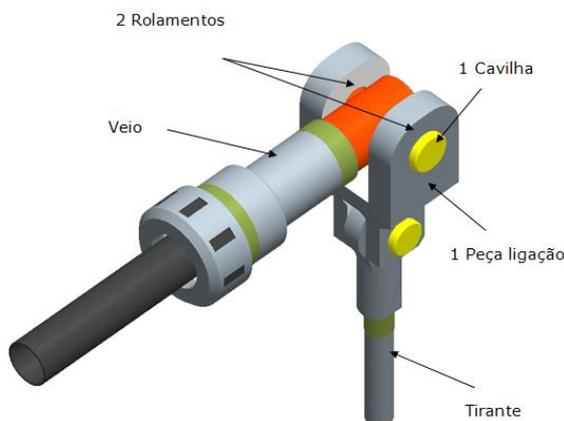
Para calcular a rotação do provete (α) a partir da deslocação vertical δ recorreu-se à seguinte equação:

$$\alpha = \arcsen \left(\frac{\delta}{r} \right) \quad (69)$$

As variáveis anteriores (equações 64 a 69) são também válidas para calcular correctamente os parâmetros dos ensaios biaxiais apresentados no capítulo 4.2.4.

4.2.3. Ensaio de Flexão

Para a realização de ensaios de flexão pura de provetes tubulares numa máquina de tracção convencional foi utilizada uma estrutura protótipo de amarras circulares desenvolvida e materializada pelo GCM/DEM/FCTUC (Figura 4.9). Essa estrutura foi montada na máquina de ensaios (Figura 4.10). Este sistema de flexão encontra-se esquematizado na Figura 4.11.



Figuras 4.9 e 4.10. Sistema de flexão utilizado.

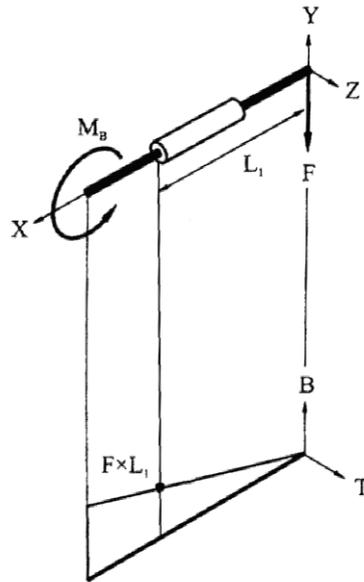


Figura 4.11. Diagrama do corpo livre e estado de tensões do sistema de flexão.

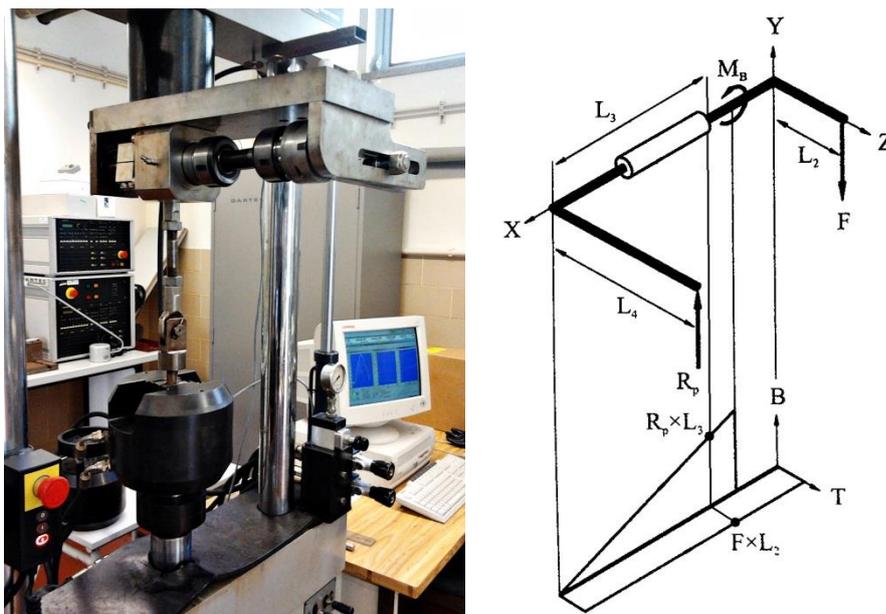
A Figura 4.11 pode ser usada para estabelecer relações entre a força aplicada pela máquina de testes e as tensões que actuam no provete. Neste tipo de ensaio, o provete encontra-se encastrado numa das extremidades. Na extremidade oposta actua a força F , que se encontra alinhada com o eixo da máquina. Assim, a tensão máxima de flexão verifica-se na zona do provete junto ao encastramento, e será dada por:

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{32BD}{\pi(D^4 - d^4)} = \frac{32FL_1D}{\pi(D^4 - d^4)} \Leftrightarrow F = \frac{\pi(D^4 - d^4)\sigma_{m\acute{a}x}}{32L_1D} \quad (70)$$

4.2.4. Ensaio Biaxiais

Para a realização destes ensaios numa máquina de tracção/compressão foi, mais uma vez, utilizado um sistema de amarras desenvolvido pelo GCM do DEM/FCTUC (Figura 4.12) que permite a realização de testes de flexão/torção proporcionais e em fase, isto é, com uma relação directa constante entre as tensões de flexão e as de torção ao longo do tempo. Isto implica que quando se atinge o momento flector máximo, é igualmente atingido o momento torsor máximo.

O sistema para ensaios biaxiais de flexão com torção baseia-se no mesmo utilizado em ensaios de torção pura, aplicando um sistema de duas placas horizontais (na zona onde o provete se encontrava fixo, nos ensaios de torção) ligadas entre si através de um pino. O pino pode ser colocado e apertado em qualquer lugar ao longo das placas de forma a ser alcançada a relação de valores entre a flexão e a torção pretendida.



Figuras 4.12 e 4.13. Sistema de ensaios acoplado à máquina (esquerda) e esquema das forças actuantes (direita).

Na Figura 4.12 é visível um ensaio biaxial de flexão com torção. A solicitação de torção é conseguida pela força aplicada directamente no tirante e pelo braço \$L_2\$ do sistema, gerando torção logo à saída da amarra do lado de aplicação de carga. A solicitação de flexão é provocada devido à força aplicada sobre o pino (\$R_p\$) e leva a que as placas se desloquem uma sobre a outra, elevando o provete no sentido ascendente (sentido vertical, segundo o sentido de rotação do provete), sendo então obtida a flecha de flexão ente a amarra do lado de carga e o centro da placa móvel do lado oposto. O pino de ligação tem uma área de contacto curva onde toca num só ponto central, que será o ponto máximo do arco que este descreve nessa zona. A zona onde se atinge os valores máximos de flexão é na amarra onde se gera a força de torção. Utilizando o esquema da Figura 4.13 o valor da tensão de flexão máxima é:

$$\begin{aligned} \sigma_{m\acute{a}x} &= \frac{32BD}{\pi(D^4 - d^4)} = \frac{32R_p L_3 D}{\pi(D^4 - d^4)} = \frac{32 \frac{FL_2}{L_4} L_3 D}{\pi(D^4 - d^4)} = \frac{32FL_2 D \frac{L_3}{L_4}}{\pi(D^4 - d^4)} \Leftrightarrow \\ &\Leftrightarrow F = \frac{\pi(D^4 - d^4)\sigma_{m\acute{a}x}L_4}{32L_2L_3D} \end{aligned} \quad (71)$$

A razão entre a tensão de flexão e a tensão de torção \$\left(\frac{\sigma}{\tau}\right)\$, usando as equações 64 e 71, é definida pela equação 72. Assim, modificando os valores de \$L_3\$ e \$L_4\$, a relação \$\frac{\sigma}{\tau}\$ também se altera. Portanto, para o caso em análise (\$B=T\$) a relação de tensões é \$\frac{\sigma}{\tau} = 2\$, onde \$L_3 = L_4\$.

$$\frac{\sigma}{\tau} = \frac{\frac{32FL_2D \frac{L_3}{L_4}}{\pi(D^4 - d^4)}}{\frac{16FL_2D}{\pi(D^4 - d^4)}} \Leftrightarrow \frac{\sigma}{\tau} = 2 \left(\frac{L_3}{L_4} \right) \quad (72)$$

4.2.5. Sumário das Condições Gerais dos Ensaio

Com o objectivo de simplificar e sintetizar todos os ensaios efectuados usando provetes de carbono de perfil tubular, foi elaborada a Tabela 4.3. Os valores das tensões utilizados foram calculados de modo a que o intervalo de resultados estivesse compreendido entre os 10^2 e os 10^6 ciclos de solicitações.

Característica Ensaio	Razão de Tensões R <i>R [adim.]</i>	Tensão Máxima (estática) <i>σ_{máx} ou τ_{max} [MPa]</i>	Gama de Tensões <i>Δσ ou Δτ [MPa]</i>	Número de Ciclos <i>N_f</i>	Provetes ensaiados (válidos)
Torção	0,05	51,5 – 61,2	26 – 43	301 – 1146600	12
	0,3		25 – 34	766 – 1016815	6
Flexão ⁴	0,05	210 – 299,6	105 – 179	170 – 626265	9
	0,3		97 – 140	240 – 560874	11
Torção + Flexão ⁵ (B=T)	0,05	210 – 299,6	43 – 73	3280 - 986546	7
	0,3		33 – 41	120 – 858589	10

Tabela 4.3. Sumário das condições gerais dos ensaios.

As tensões de rotura dos provetes variam significativamente, isto porque a geometria e o modo de fabrico das séries de provetes também variaram ao longo da realização dos ensaios. No entanto, quando necessário, será feita uma normalização dos novos valores das propriedades (mais elevados) para assim se puder fazer uma comparação directa entre os diferentes provetes e os diferentes tipos de ensaios.

⁴ Os ensaios de flexão com R=0,05 foram realizados num trabalho anterior.

⁵ Os ensaios biaxiais com R=0,05 foram realizados num trabalho anterior. Consideram-se as tensões de flexão.

5. Apresentação e Discussão de Resultados

5.1. Ensaios de Torção

Para fins de análise das forças e tensões de corte em qualquer ponto da superfície do provete carregado, foi elaborado em *Matlab*® o círculo de Mohr e o respectivo estado plano de tensões e suas tensões principais (Figura 5.1). Para tal foi utilizado o valor da tensão de corte máxima obtida no ensaio estático de 61 MPa.

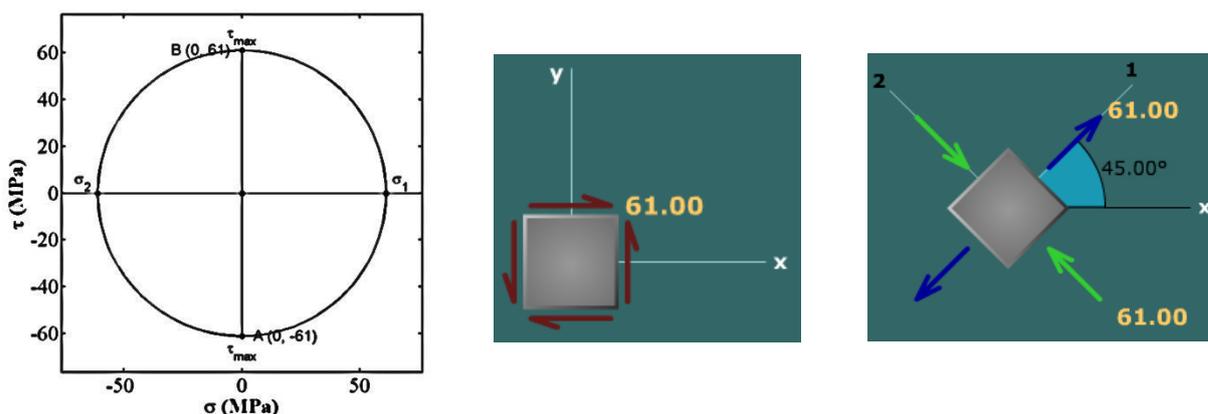


Figura 5.1. Círculo de Mohr, estado plano de tensões e tensões principais à superfície do corpo de prova nos ensaios de torção.

5.1.1. Ensaio Estático

Para determinar a tensão máxima de corte suportada por este tipo de provetes, procedeu-se ao ensaio estático de 3 provetes. Foi utilizada uma velocidade de 5 mm por minuto (aproximadamente 5,1°/min) para se obter os registos apresentados no gráfico da Figura 5.2. A Tabela 5.1 apresenta os valores da tensão máxima obtidos.

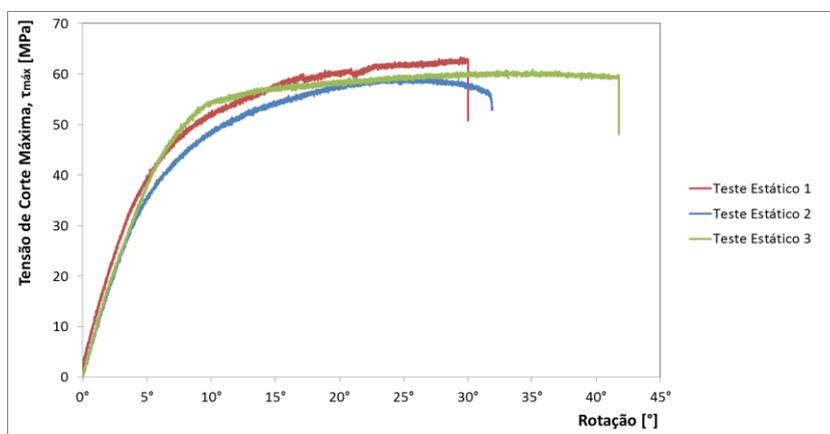


Figura 5.2. Tensão de corte registada nos 3 provetes.

Propriedade Provete	Tensão de Corte Máxima $\tau_{m\acute{a}x} [MPa]$	Tensão de Corte Máxima Média $\tau_{m\acute{a}x} [MPa]$
E1	63,3	61,2
E2	59,3	
E3	60,9	

Tabela 5.1. Tensões de corte máximas nos 3 provetes.

No domínio elástico do material (até cerca de 6° de rotação) verifica-se uma tendência mais ou menos linear e proporcional entre a tensão e a deformação. Contudo, o domínio plástico não é tão simples de analisar: a rotação até à rotura final não é constante, varia com as características intrínsecas de cada corpo de prova, e envolve variáveis como a espessura, a impregnação da resina nas fibras ou mesmo o processo de cura de cada provete estar mais ou menos consolidado. Conforme se irá verificar posteriormente, independentemente da carga aplicada, alguns provetes apresentam uma fractura aparentemente frágil, enquanto outros apresentam uma grande deformação até à rotura, típica nos materiais dúcteis.

No domínio elástico, admite-se como tensão de cedência o valor de tensão verificado para 6° de deformação (Tabela 5.2), rotação a partir da qual a inclinação das curvas se altera drasticamente. Pode assim calcular-se o valor aproximado do módulo de resistência à torção G recorrendo à equação 73, sendo J o momento de inércia polar, α a rotação, em radianos, e L o comprimento de parte do corpo de prova sujeito a deformação (cerca de 80 mm).

Propriedade Provete	Tensão de Corte de Cedência $\tau_c [MPa]$	Tensão de Corte de Cedência Média $\tau_c [MPa]$
E1	42,9	41,7
E2	38,9	
E3	43,2	

Tabela 5.2. Valores da tensão de cedência dos 3 ensaios.

$$G = \frac{TL}{J\alpha} = \frac{\frac{J\tau_c}{D/2}L}{J\alpha} = \frac{\tau_c L}{\frac{D}{2}\alpha} \Leftrightarrow G = \frac{41,7 \times 80}{\frac{28}{2} \times 0,1047} = \mathbf{2275,9 MPa} \quad (73)$$

Depois de ter uma noção mais precisa das tensões e deformações verificadas nos provetes, prosseguiu-se com os ensaios de fadiga utilizando tensões máximas em torno de 70% da tensão de rotura.

5.1.2. Ensaio de Fadiga

Na Tabela 5.3 estão discriminados os resultados obtidos nos ensaios de fadiga à torção pura, para $R=0,05$ e $R=0,3$. Os corpos de prova com defeitos não foram considerados. Todos os ensaios foram realizados com uma frequência de 3 Hz.

Propriedade	Razão de Tensões	Momento Torsor Máximo	Momento Torsor Mínimo	Amplitude de Tensão	Gama de Rotação Média	Rotação até à Rotura	Ciclos até à Rotura
Proveite	R [adim.]	$T_{máx}$ [N.m]	$T_{mín}$ [N.m]	τ_a [MPa]	Δ° [graus]	$^\circ$ [graus]	N_f
1.1	0,05	80,20	0,06	25,5	2,90°	9,93°	301
1.2		73,82	11,16	19,9	4,00°	10,54°	9046
1.3		72,19	6,42	20,9	4,07°	4,32°	14592
1.4		60,06	7,14	16,8	3,68°	22,38°	24827
1.5		52,04	3,42	15,5	2,65°	3,48°	1146600
1.6		67,25	4,92	19,8	3,83°	4,15°	114071
1.7		61,37	4,68	18,0	4,94°	19,68°	10360
1.8		66,89	7,26	19,0	5,13°	33,21°	19280
1.10		57,00	3,84	16,9	5,00°	26,92°	105766
1.11		64,92	7,74	18,2	5,12°	25,84°	3952
1.12		57,51	3,48	17,2	5,48°	5,76°	1086300
1.13		0,3	73,28	22,80	16,1	2,90°	17,14°
1.14	78,49		24,42	17,2	3,59°	31,14°	12228
1.15	67,97		21,24	14,9	4,40°	10,51°	1016815
1.17	73,21		22,80	16,0	2,96°	22,43°	400745
1.19	78,53		23,34	17,6	3,46°	15,69°	16548
1.20	89,84		27,12	19,96	3,12°	26,41°	766

Tabela 5.3. Valores obtidos para os ensaios de torção pura.

A gama de rotação é definida como a diferença média (em graus) entre o momento torsor máximo e mínimo, ao longo dos ciclos.

Os gráficos seguintes representam as curvas $S-N$ obtidas, tanto em função da amplitude de tensão, como em função da tensão máxima.

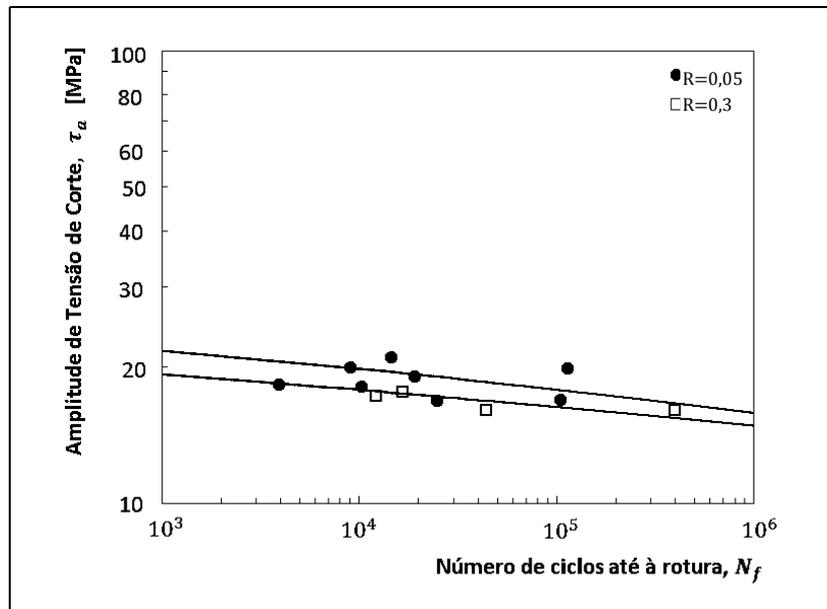


Figura 5.3. Curvas amplitude de tensão – ciclos em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Como seria de esperar, os ensaios de torção com tensão média superior ($R=0,3$) suportam uma menor amplitude de tensão para o mesmo número de ciclos. Porém, conforme demonstra o gráfico da Figura 5.4, os provetes com uma tensão mínima mais elevada, também suportam uma tensão máxima superior.

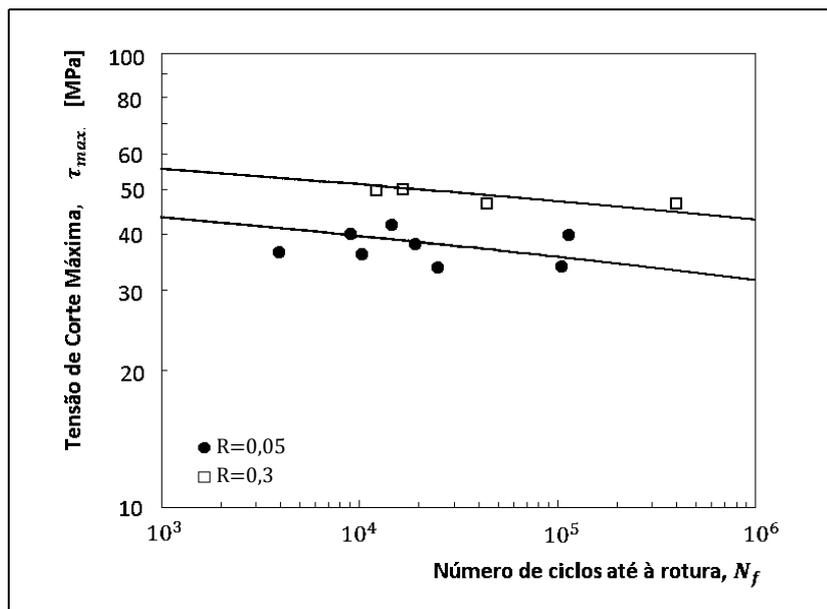
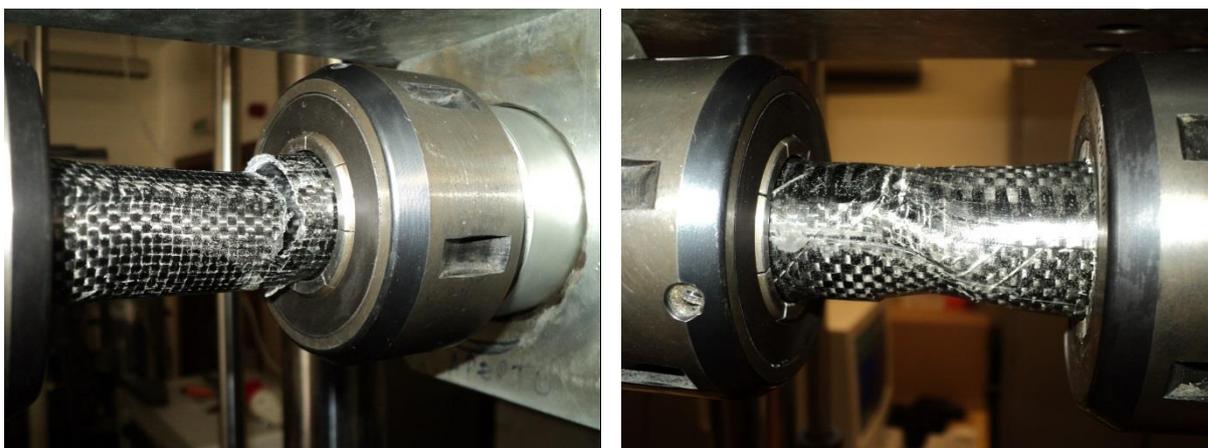


Figura 5.4. Curvas tensão máxima – ciclos em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

É de salientar que grande parte dos provetes foi ensaiada com uma tensão máxima acima da tensão de cedência (41,7 MPa) e algumas vezes perto da tensão de rotura (61,6 MPa), o que demonstra a grande resistência à fadiga deste tipo de material. Todos os provetes ensaiados abaixo de 80% da tensão de cedência não atingiram a rotura, nem sofreram deformações significativas, mesmo quando atingiam 10^6 ciclos.

O comportamento elastoplástico é relativamente difícil de caracterizar e pouco preciso, devido principalmente à geometria dos provetes, à sua heterogeneidade e os parâmetros dos testes de fadiga neste material se encontrarem muitas vezes no domínio plástico. No entanto é possível retirar algumas conclusões importantes.

Quanto à rotação até à rotura, verifica-se uma certa aleatoriedade e imprevisibilidade na determinação da rotação que o provete suporta até se dar a fractura final. Tal facto pode ser comprovado pela Figuras 5.5 e 5.6, onde apesar de os provetes serem ensaiados sensivelmente com a mesma carga, apresentam modos de fractura distintos.



Figuras 5.5 e 5.6. À esquerda vê-se um provete partido sem deformação plástica generalizada, enquanto à direita se vê um provete que ainda não atingiu a rotura, porém com uma considerável deformação plástica acumulada.

Tal fenómeno pode ter várias razões, tais como:

- Diferenças nas propriedades entre os diferentes provetes;
- Ligeiro aquecimento na zona tensionada, o que pode propiciar uma maior deformação em alguns provetes, principalmente na resina;
- Defeitos e inclusões.

Devido à orientação de tecido utilizada na fabricação destes provetes ($0/90^\circ$) é muito difícil um provete fissurar a 45° , como é típico quando se trata de tensões de corte. No entanto, devido à isotropia da resina, as marcas das fendas a 45° ficam impressas na mesma, como se pode ver na Figura 5.7.



Figura 5.7. Fissuração a 45° visível na resina.

Nos ensaios de torção pura realizados, geralmente, o processo de fadiga dá-se sempre numa área extensa de material, o que leva ao aparecimento do fenómeno de fluência cíclica. Apesar da rigidez dos provetes se manter constante ao longo dos ensaios, o provete vai acumulando uma relativamente alta deformação plástica, o que acaba por levar o material à rotura.

No gráfico da Figura 5.8 podem confirmar-se os elevados valores de rotação que a generalidade dos provetes admite até atingirem a rotura.

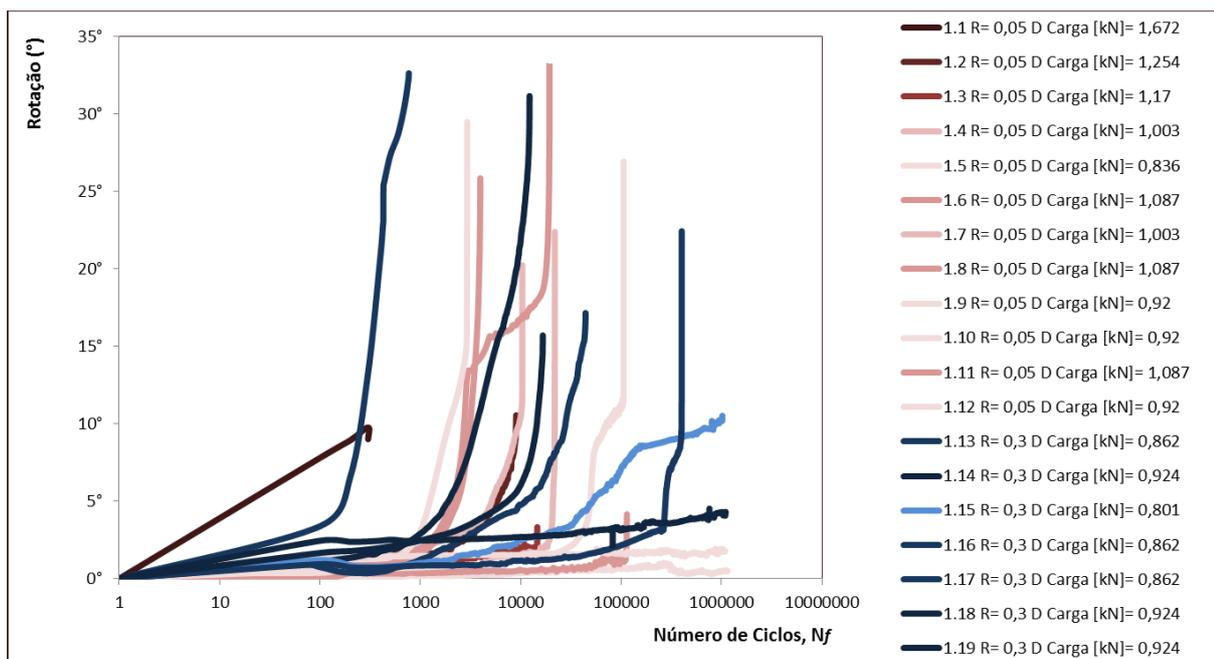


Figura 5.8. Curvas *deformação média – ciclos* em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Sendo as linhas escuras vermelhas e azuis representativas dos ensaios realizados com maiores solicitações com $R=0,05$ e $R=0,3$, respectivamente, teoricamente era de esperar que estas tivessem uma maior inclinação e uma menor duração em número de ciclos do que as linhas mais claras, que representam solicitações com cargas menores. No entanto, tal não se verifica claramente, o que sugere que alguns provetes são mais sensíveis à fluência que outros, independentemente da carga.

Analisando a rigidez dos corpos de prova ao longo da vida, verifica-se no gráfico da Figura 5.9 que ela se mantém mais ou menos constante ao longo do número de ciclos, variando maioritariamente entre os 60% e os 100%.

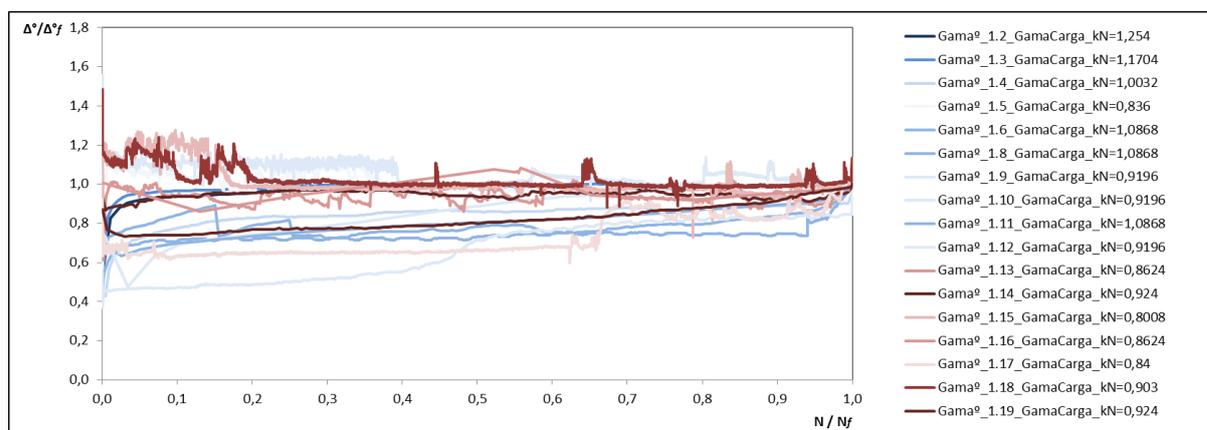
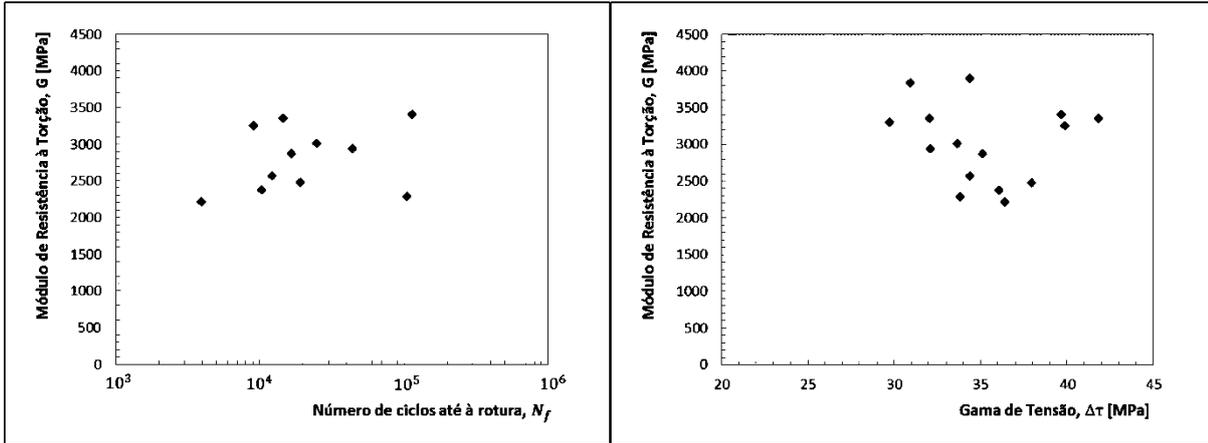


Figura 5.9. Curvas rigidez – ciclos normalizadas em torção pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

As maiores variações de rigidez verificam-se logo nos primeiros ciclos de solicitação, zona em que os provetes sofrem uma grande deformação generalizada e ainda estão a “acamar” nas amarras, e nos últimos ciclos, onde a rotura progressiva das fibras sofre uma grande aceleração. Durante grande parte do ensaio, que por vezes dura dias, a rigidez mantém-se mais ou menos constante, com uma ligeira tendência para diminuir ao longo dos ciclos, independentemente do valor da carga. As oscilações que se verificam ao longo do ensaio podem dever-se a vários factores, entre os quais:

- Oscilações de temperatura e humidade, que alteram tanto as propriedades do material como as leituras dos sensores da máquina;
- Escorregamento nas amarras e folgas no sistema de torção usado;
- Rotura de conjuntos de fibras isolados.

Numa tentativa de averiguar se haveria alguma relação entre o módulo de rigidez à torção e o número de ciclos ou em relação à amplitude de tensão aplicada, elaboraram-se os gráficos das Figuras 5.10 e 5.11. No entanto, apesar de se verificar uma grande dispersão do módulo de rigidez, não se apurou nenhuma tendência. Contudo, em relação ao módulo de resistência estático (2276 MPa), verificou-se um aumento, sendo a média dos módulos dos ensaios dinâmicos igual a **3007 MPa**.



Figuras 5.10 e 5.11. Relação entre G e o número de ciclos (esquerda) e a gama de tensão (direita).

Para investigar a influência da tensão média, foram aplicados os critérios de Goodman e Gerber, equações 60 e 61, respectivamente. Devido às diferenças das propriedades entre diferentes lotes de provetes, tanto a tensão média como a amplitude de tensão foram divididas pela correspondente tensão de rotura. As coordenadas dos pontos foram calculadas a partir das curvas de fadiga e da tensão média, ambas para 10^5 ciclos. Obtém-se assim o gráfico da Figura 5.12.

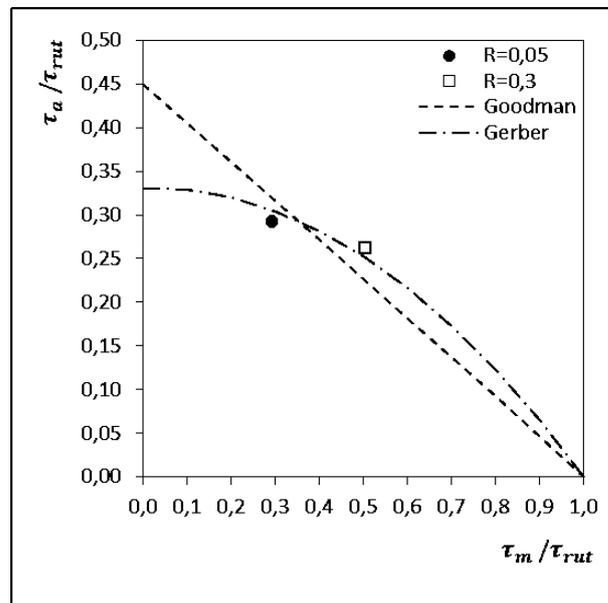


Figura 5.12. Critérios de Goodman e Gerber aplicados em fadiga em torção pura.

Numa primeira análise, o critério aparentemente mais adequado é o critério de Gerber. No entanto o estudo não é conclusivo devido à inexistência de mais dados.

Na Tabela 5.4 apresentam-se as principais propriedades do material face aos ensaios de torção pura.

Ensaio de Torção			Estático	Dinâmico	
Propriedade					
Razão de Tensões	R	–	–	0,05	0,3
Módulo de Torção	G	[MPa]	2276	3008	3006
Rotação até à Rotura (média)	θ	graus	34,4°	15,1°	20,5°
Equação da Curva S-N	–	–	–	$\tau_a = -0,865\ln(N_f)+27,78$	$\tau_a = -0,645\ln(N_f)+23,744$
Amplitude da Tensão Limite de Fadiga (10^6 ciclos)	τ_{af}	[MPa]	$\tau_{ced} = 41,7$ $\tau_{rot} = 61,6$	15,8	14,8
Critério de Goddman	–	–	–	$\tau_a = 0,4496-0,4473\tau_m$	
Critério de Gerber	–	–	–	$\tau_a = -0,3488\tau_m^2 + 0,0191\tau_m + 0,33$	

Tabela 5.4. Propriedades gerais do material calculadas a partir dos ensaios de torção.

No Anexo 8.1 são apresentadas mais algumas relações entre as várias propriedades do material e algumas fotos dos corpos de prova.

5.2. Ensaio de Flexão

Para estes ensaios foi construído o círculo de Mohr e analisado o estado do plano de tensões na secção crítica do provete (junto ao encastramento). Estes encontram-se representados na Figura 5.13, onde se utilizou a tensão máxima como referência (300 MPa).

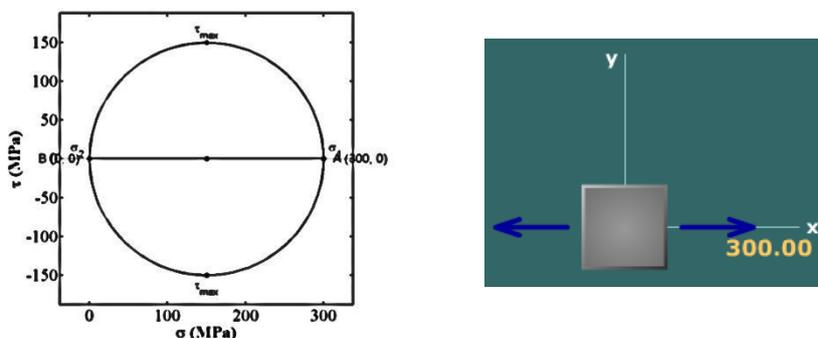


Figura 5.13. Círculo de Mohr e estado do plano de tensões no ensaio de flexão.

5.2.1. Ensaio Estático

A sequência de trabalhos nos ensaios de flexão é semelhante à dos ensaios de torção. Iniciaram-se os procedimentos com um ensaio estático para determinação da tensão e da deformação máxima. Ao contrário dos ensaios de torção, aqui verificou-se um crescimento constante e directamente proporcional entre a tensão e a deformação até ao ponto em que se dá a rotura brusca do provete, como se pode ver no gráfico da Figura 5.14. Recorreu-se à equação 70 para se calcular as tensões verificada nos provetes, e a tensão máxima registada foi de **299,9 MPa**.

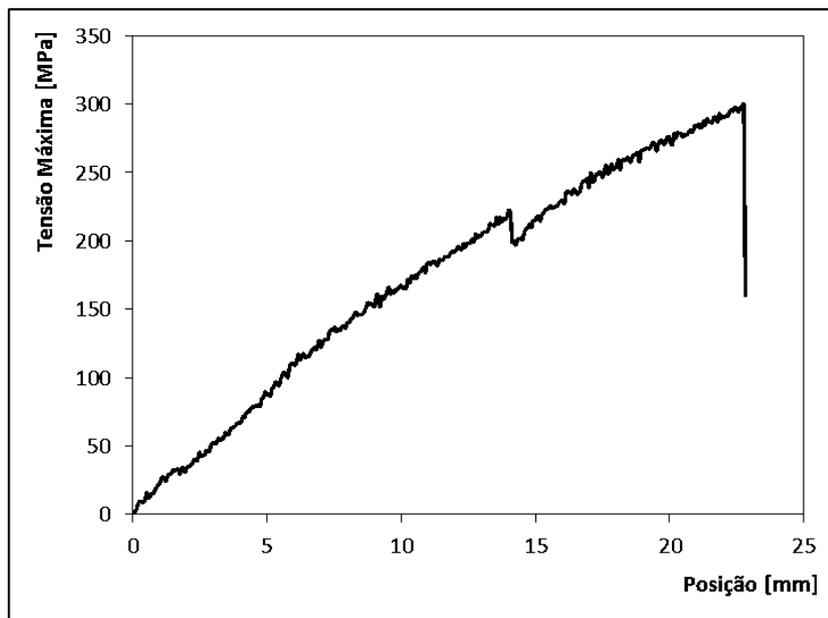


Figura 5.14. Curva *tensão – deformação* em flexão pura.

A deformação verificada não é a flecha do provete. Devido ao sistema utilizado, tornou-se impossível conhecer o valor da flecha real, no entanto multiplicando o valor da posição lida pelo sensor da máquina por 0,3, obtém-se uma boa aproximação. Este valor foi obtido empiricamente utilizando um comparador instalado no extremo do provete.

Assim, não sendo distinguível a zona elástica da zona plástica, procedeu-se ao cálculo do modelo de elasticidade E pela equação 74:

$$E = \frac{FL^3}{3fI} \Leftrightarrow E = \frac{936 \times 80^3}{3 \times 23,9 \times 0,3 \times \frac{\pi(28^4 - 25,25^4)}{64}} = \mathbf{2180,3 MPa} \quad (74)$$

5.2.2. Ensaio de Fadiga

Foram realizados ensaios dinâmicos com $R=0,05$ em 11 provetes (9 válidos) e $R=0,3$ em 20 provetes (11 válidos), à frequência de 3 Hz. Alguns corpos de prova foram excluídos do estudo porque ou partiam logo nos primeiros ciclos, ou então atingiam elevados valores do número de ciclos sem partir. Isto deveu-se ao facto de os provetes apresentarem grandes divergências no seu diâmetro ($1,25 \pm 0,5$ mm), sendo assim difícil prever qual a carga a aplicar a cada provete. Para dar a volta a este problema foi necessário rectificar o diâmetro de cada provete após este fracturar e calcular a distância da fractura ao ponto de aplicação da carga, para apurar com mais rigor o verdadeiro valor da tensão máxima no local da rotura.

Para além disso, os ensaios realizados com $R=0,05$ foram realizados com um lote de provetes com tensão de rotura muito inferior (210 MPa). Foi assim necessário proceder a uma normalização de modo a permitir uma comparação directa entre os ensaios com diferente razão de tensões; todas as tensões dos testes com $R=0,3$ foram divididas pela correspondente tensão de rotura e multiplicadas pela tensão de rotura dos ensaios com $R=0,05$.

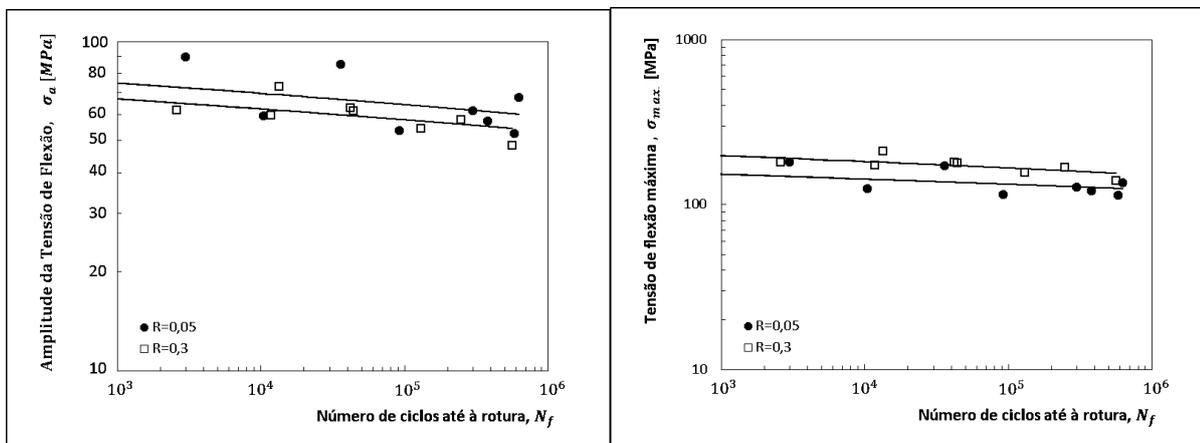
Apresenta-se a seguir a Tabela 5.5 com os dados principais dos ensaios de flexão para já normalizados.

Propriedade	Razão de Tensões	Tensão Máxima	Tensão Mínima	Amplitude de Tensão	Gama da Flecha Média	Ciclos até à Rotura	
Provete	R [adim.]	$\sigma_{máx}$ [MPa]	$\sigma_{mín}$ [MPa]	σ_a [MPa]	Δf [mm]	N_f	
F2	0,05	114,06	7	53,53	—	92000	
F4		123,98	5	59,49	—	10500	
F5		127,21	4	61,61	—	300000	
F6		113,12	8	52,56	—	582000	
F7		120,43	6	57,22	—	378500	
F8		142,24	3	69,62	—	170	
F9		135,42	0	67,71	—	626265	
F10		171,9	2	84,95	—	36000	
F11		179,9	1	89,45	—	3000	
2.4		0,3	180,98	55,51	62,73	2,30	41901
2.7			200,25	68,76	65,74	2,03	279
2.10	180,77		57,12	61,8	2,02	2601	

Propriedade	Razão de Tensões	Tensão Máxima	Tensão Mínima	Amplitude de Tensão	Gama da Flecha Média	Ciclos até à Rotura
Provette	R [adim.]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [MPa]	$\sigma_{m\acute{i}n}$ [MPa]	σ_a [MPa]	Δf [mm]	N_f
2.11	0,3	177,82	54,95	61,43	1,87	44020
2.15		167,24	51,44	57,89	1,93	248882
2.16		208,66	70,65	69,00	1,66	240
2.17		172,57	53,27	59,64	2,06	11760
2.18		156,79	47,94	54,42	1,69	130620
2.19		210,35	64,62	72,86	2,56	13410
2.20		204,88	64,97	69,95	2,08	461

Tabela 5.5. Dados gerais dos ensaios de torção pura, para $R=0,05$ e $R=0,3$.

Com os dados anteriores construíram-se as curvas $S-N$ para os dois grupos de ensaios, tanto em função da amplitude de tensão, como em função da tensão máxima.



Figuras 5.15 e 5.16. Curvas amplitude de tensão – ciclos e tensão máxima – ciclos em flexão pura, $R=0,05$ e $R=0,3$.

Mais uma vez se verifica em grande parte dos provetes uma tensão máxima muito próxima da tensão de rotura, o que demonstra a grande resistência à fadiga do material.

Quanto ao comportamento elastoplástico, para os provetes com $R=0,3$, existe alguma fluência cíclica, embora nada constante. A flecha absoluta (entre o início do ensaio até ao ultimo ciclo) varia entre 1 e 6 mm, mas não apresenta nenhuma correlação com a carga aplicada, sendo que uns provetes toleram mais deformação que outros.

Quanto à gama de deformação em cada ciclo, ela permanece constante desde o primeiro ciclo até ao último, conforme se pode ver no gráfico da Figura 5.17. O módulo de elasticidade E calculado para cada provete, varia entre os 13 e os 17 GPa, e é significativamente maior do que o calculado para o ensaio estático.

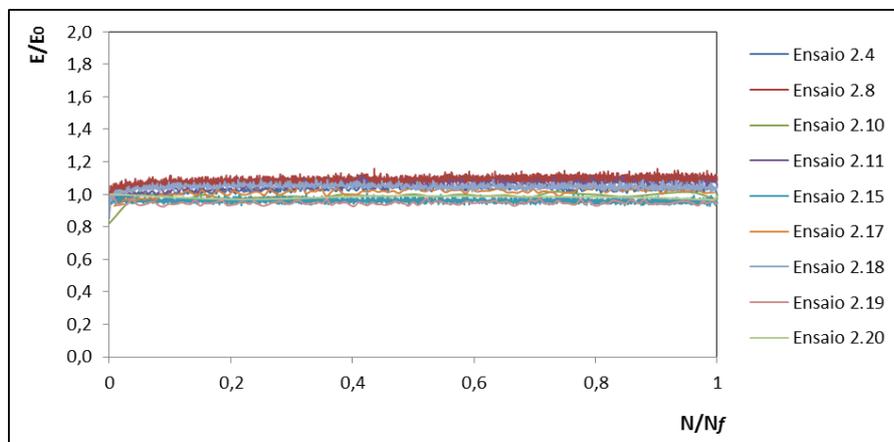


Figura 5.17. Comportamento do módulo de elasticidade ao longo dos ciclos.

Recorre-se novamente aos critérios de Goodman e Gerber para averiguar a influência da tensão média nos ensaios. Os pontos obtidos foram obtidos a partir das curvas da tensão média e da amplitude de tensão, para 10^5 ciclos, e estão assinalados no gráfico a seguir.

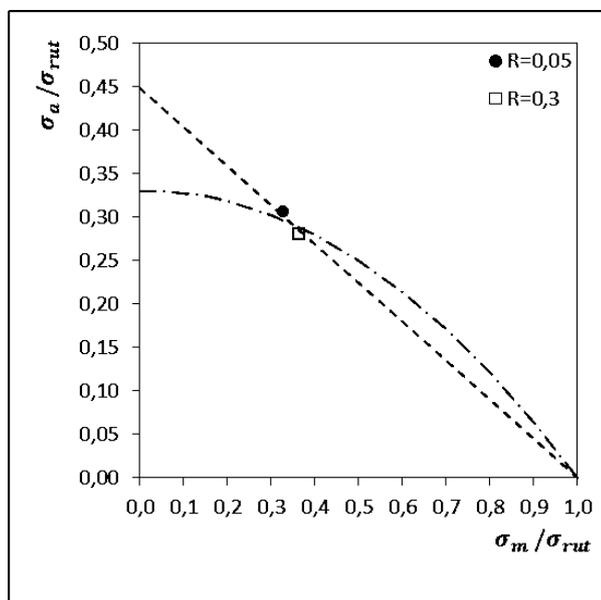


Figura 5.18. Critérios de Goodman e Gerber aplicados em fadiga em flexão pura.

Mais uma vez os dados que existem não são suficientes para afirmar com certeza qual o critério que melhor define a relação entre a tensão média e a amplitude de tensão para os ensaios de flexão pura. Estes ou outros critérios poderão mostrar-se válidos quando se realizarem ensaios com tensões médias diferentes.

Na Tabela 5.6 estão descritas as principais características dos tubos de carbono face aos ensaios de flexão.

Ensaio de Flexão			Estático	Dinâmico	
Propriedade					
Razão de Tensões	R	–	–	0,05	0,3
Módulo de Elasticidade	E	[MPa]	2180	–	15463
Flecha até à rotura (média)	f_r	[mm]	8,8	–	4,2
Equação da Curva S–N	–	–	–	$\sigma_a = -2,3\ln(N_f)+90,868$	$\sigma_a = -1,969\ln(N_f)+80,571$
Amplitude da Tensão Limite de Fadiga (10^6 ciclos)	σ_{af}	[MPa]	$\sigma_{rot} = 210$	59,1	53,4
Critério de Goddman	–	–	–	$\sigma_a = -0,4479\sigma_m+0,4479$	
Critério de Gerber	–	–	–	$\sigma_a = -0,3402 \sigma_m^2+0,0102\sigma_m+0,33$	

Tabela 5.6. Propriedades gerais do material calculadas a partir dos ensaios flexão.

Para mais informações e comportamento dos provetes durante os ensaios de flexão pode-se consultar o Anexo 8.2.

5.3. Ensaios Biaxiais

Para os ensaios de flexão e torção combinados, foi construído o círculo de Mohr que se apresenta a seguir (Figura 5.19), assim como o estado plano de tensão e as tensões principais na zona mais solicitada do corpo de prova. Foram utilizados como exemplo os valores de 20 e 40 MPa como tensão de corte e normal, respectivamente.

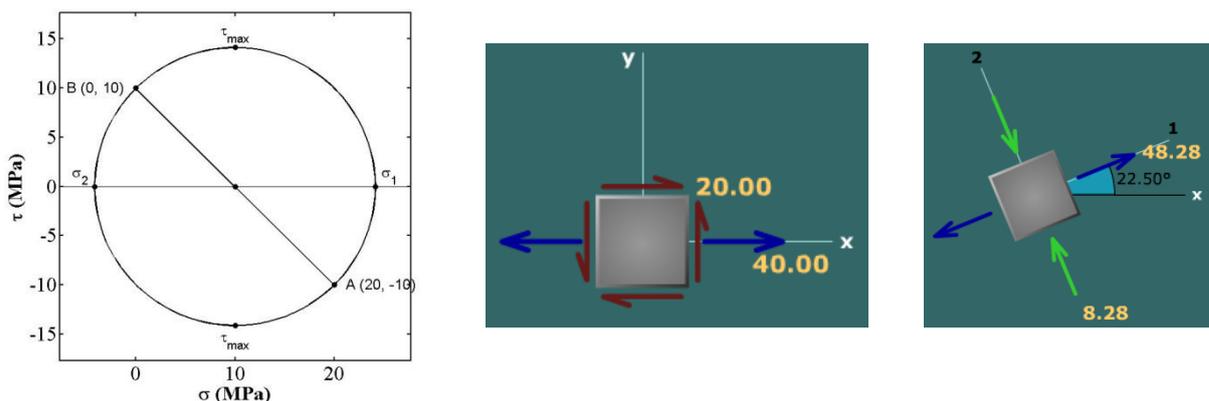


Figura 5.19. Círculo de Mohr, plano de tensões e tensões principais à superfície do corpo de prova nos ensaios de torção.

5.3.1. Ensaios de Fadiga

Realizaram-se 7 testes válidos com $R=0,05$ e 10 testes válidos com $R=0,3$, com momento torsor igual ao momento flector ($T=B$), em fase. Com estes parâmetros e graças ao sistema de ensaios biaxiais utilizado garantiu-se que as tensões normais tinham sempre o dobro do valor das tensões de corte ($\sigma/\tau = 2$) em qualquer instante do ensaio.

Apresenta-se na Tabela 5.7 os resultados dos ensaios com $R=0,05$ e $R=0,3$.

Propriedade	Razão de Tensões	Amplitude de Tensão Normal	Amplitude de Tensão de Corte	Tensão Equivalente (Von Mises)	Ciclos até à Rotura
Provete	R [adim.]	σ_a [MPa]	τ_a [MPa]	σ_{aVM} [MPa]	N_f
1.1	0,05	24,8	12,4	32,80	3280
1.2		26,8	13,4	35,51	4621
1.3		26,5	13,2	35,12	10500
1.4		24,8	12,4	32,87	26635
1.5		26,5	13,2	35,05	43000
1.6		21,5	10,7	28,44	507620
1.7		23,4	11,7	30,95	986546
3.2	0,3	20,36	12,24	37,33	120
3.6		19,03	11,44	34,89	420
3.7		20,15	12,07	36,93	13700
3.8		17,34	10,43	31,80	110094

Propriedade	Razão de Tensões	Amplitude de Tensão Normal	Amplitude de Tensão de Corte	Tensão Equivalente (Von Mises)	Ciclos até à Rotura
Provete	R [adim.]	σ_a [MPa]	τ_a [MPa]	σ_{aVM} [MPa]	N_f
3.9		17,66	10,60	32,37	96402
3.10		16,68	10,01	30,58	858589
3.11		19,17	11,53	35,14	3000
3.12		19,06	11,44	34,94	19400
3.14		18,50	11,10	33,92	244336
3.15		18,85	11,32	34,56	1057

Tabela 5.7. Resultados dos ensaios biaxiais para $R = 0,05$ e $R = 0,3$.

Para calcular a amplitude de tensão equivalente de Von Mises usou-se a equação:

$$\sigma_{aVM} = \sqrt{\sigma_a^2 + 3\tau_a^2} \tag{75}$$

A sua representação gráfica está ilustrada na Figura 5.20.

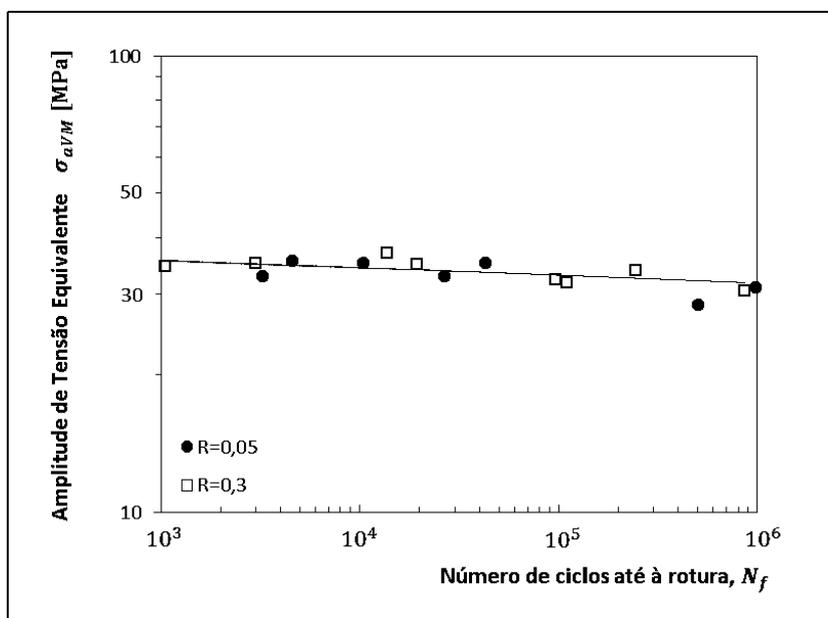
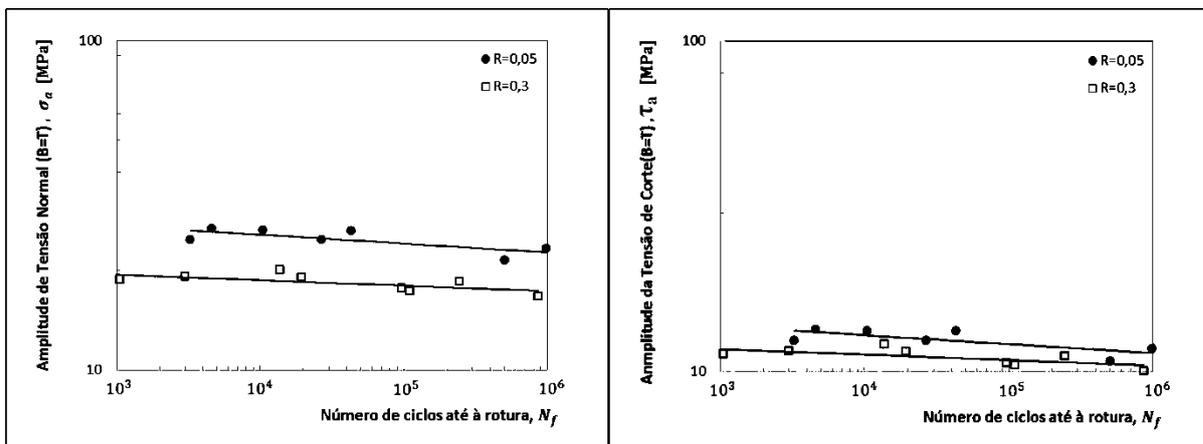


Figura 5.20. Curva tensão equivalente – ciclos para os ensaios biaxiais, para $R=0,05$ e $R=0,3$.

Quando comparada aos materiais metálicos, a pouca inclinação da curva demonstra mais uma vez a boa resistência à fadiga do material.

Se se tiver em consideração as tensões isoladas, obtêm-se os gráficos das Figuras 5.21 e 5.22.



Figuras 5.21 e 5.22. Tensão normal (esquerda) e tensão de corte (direita) face ao número de ciclos.

Como seria de esperar, os ensaios com tensão média superior não suportam uma amplitude de tensão como os provetes ensaiados com $R=0,05$.

Para avaliar o efeito de tensões combinadas nos corpos de prova, usou-se o critério de Tsai-Hill (equação 59), que afirma que para existir rotura, o seu valor terá de ser igual ou superior à unidade. Os resultados da análise efectuada estão representados na Figura 5.23, com a amplitude de tensão de Tsai-Hill em função do número de ciclos até à rotura.

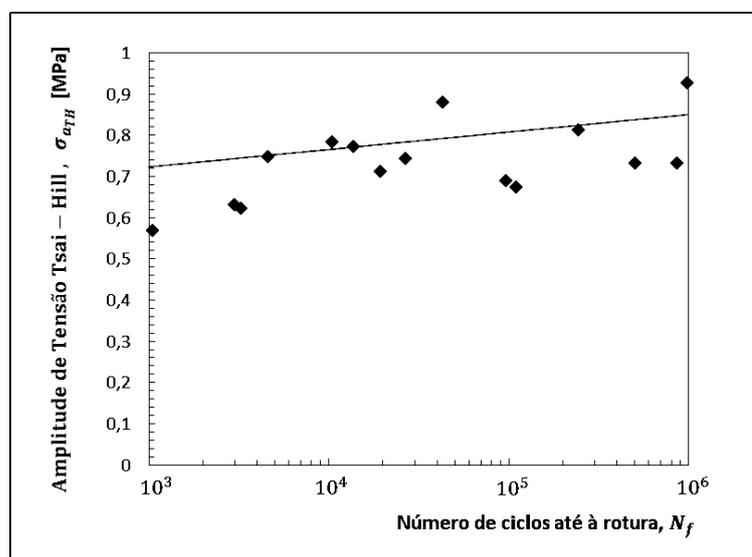


Figura 5.23. Critério de Tsai–Hill aplicado nos ensaios biaxiais.

Como se vê pelo gráfico e pelos resultados experimentais, todos os valores se situam abaixo da unidade, onde não haveria de existir rotura, ou seja, os corpos de prova mostraram-se mais sensíveis a tensões combinadas do que o critério de Tsai–Hill prevê.

É de notar também a inclinação ascendente da recta obtida, o que não se previa que acontecesse. A explicação mais plausível é que para um menor número de ciclos (inferior a 10^3), onde as tensões são maiores, o critério não é válido.

Tendo isso em conta, aplicando um factor de correcção $K=1,4$ que foi calculado empiricamente de forma iterativa, multiplicando o valor do critério com este, e excluindo os provetes com duração inferior a 10^3 ciclos, obtém-se o gráfico do critério de Tsai–Hill modificado.

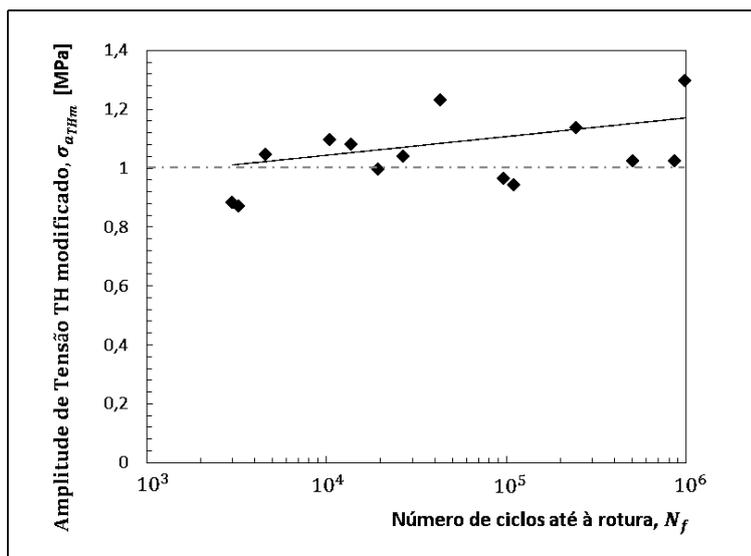
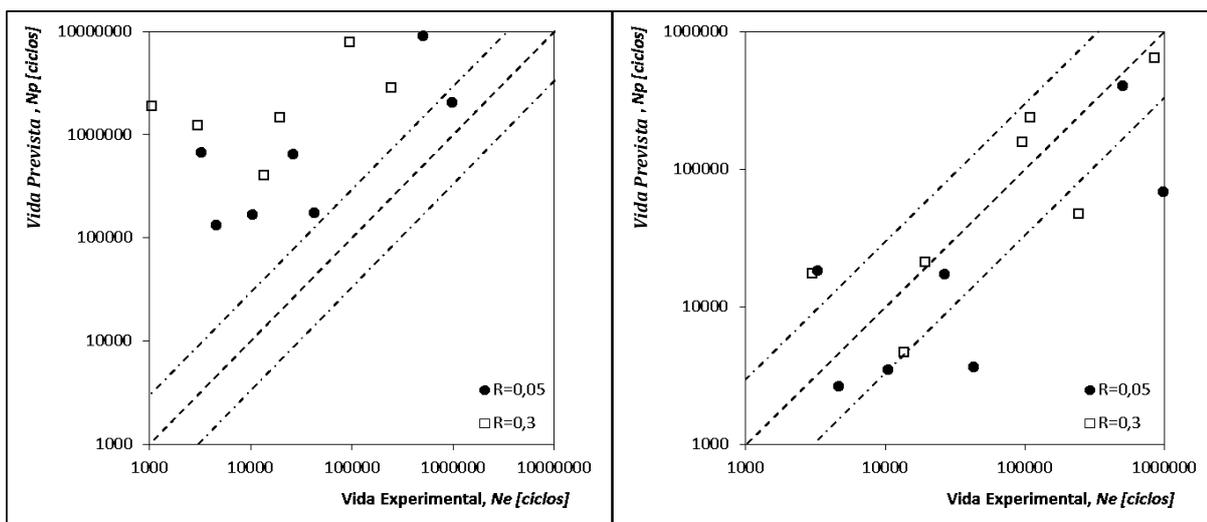


Figura 5.24. Critério de Tsai–Hill modificado aplicado nos ensaios biaxiais.

Para analisar a fiabilidade do critério face aos dados experimentais obtidos, traçaram-se os gráficos das Figuras 5.25 e 5.26.



Figuras 5.25 e 5.26. Gráficos *vida experimental* – *vida prevista* aplicando o critério de Tsai–Hill (esquerda) e aplicando o critério de Tsai–Hill modificado (direita).

O critério de Tsai–Hill mostra-se completamente desadequado para previsão dos ciclos até à rotura, onde praticamente todos os dados dos testes se encontram na zona onde a vida prevista pelo critério é muito superior à verificada (à esquerda da banda superior $N_e = 2N_p$). Todos os provetes fracturaram antes de atingir o número de ciclos previsto pelo critério. No entanto, aplicando a anteriormente referida, os resultados mostraram-se mais satisfatórios. Usando o critério de Tsai–Hill modificado, pode ver-se no gráfico 5.26 que a grande maioria dos ensaios se situa entre as bandas de confiança.

Podem encontrar-se no Anexo 8.3 mais informações e algumas fotos dos ensaios biaxiais.

6. Conclusões, Dificuldades e Trabalhos Futuros

São apresentadas a seguir as principais conclusões retiradas do estudo efectuado para os tubos de carbono-epoxy:

- Foram determinadas as características gerais do material, nomeadamente os módulos de elasticidade, rigidez, tensões de cedência e rotura, assim como as deformações observadas e o comportamento geral dos provetes, tanto nos ensaios de torção como de flexão estáticos;
- Quanto aos ensaios de fadiga de flexão e torção pura, foram definidas as curvas *S-N* e a tensão limite de fadiga para os corpos de prova em questão; foi avaliado também o comportamento da rigidez e elasticidade dos provetes ao longo dos ciclos;
- Respeitante aos mesmos ensaios, foi avaliado o efeito da tensão média, aplicando os critérios de rotura de Goodman e Soderberg;
- Nos ensaios biaxiais relacionaram-se os dados obtidos com as curvas *S-N* dos ensaios de flexão e torção pura de acordo com o critério de Tsai–Hill.

Foram atingidos todos os objectivos pré-definidos, não sendo possível uma análise mais profunda e precisa devido à inexistência de mais testes e dados relativos ao material em questão.

Quanto às maiores dificuldades, foram encontradas as seguintes:

- Devido aos diferentes lotes de provetes com propriedades distintas, foi necessário recorrer a normalizações que põem em causa a fiabilidade dos resultados; para além disso, devido à fabricação manual dos provetes, estes divergiam entre si nas suas propriedades, nomeadamente a espessura, o que tornou necessário proceder a correcções nas tensões após efectuar os ensaios;
- Foram observados processos de fractura de maneira mais ou menos aleatória entre os provetes; tanto era observada uma fractura do tipo dúctil, atingindo deformações relativamente grandes, como era observada uma fractura frágil, sem que existissem indicações visuais para a mesma. Ficou sem esclarecer qual a causa provável para este fenómeno;
- Devido à pouca inclinação das curvas de fadiga, e muitas vezes os ensaios serem realizados com uma tensão máxima muito próxima da tensão de rotura, os ensaios tornaram-se longos e muitas vezes inválidos, pois quase metade dos provetes ou partiam logo nos primeiros ciclos, ou atingiam um milhão de ciclos sem mostrarem sinais de degradação;
- Os sistemas mecânicos acoplados na máquina para realizar os diversos ensaios possuíam articulações com folgas a atrito que podem comprometer os resultados e os valores lidos pelos sensores da máquina.

Para trabalhos futuros sugerem-se os seguintes:

- Realização de ensaios de fadiga de flexão e torção pura com diferentes razões de tensões, nomeadamente com $R = -1$ (tensão alternada), $R = 0,5$ e $R = -0,5$, para verificar a confiabilidade dos critérios utilizados e, se necessário, aplicar outros critérios que melhor se ajustem;
- Execução de ensaios com frequências diferentes da utilizada, de modo a estudar o comportamento desta nos testes, já que se verificou uma relativamente grande fluência cíclica e aumento de temperatura nos provetes, especialmente nos ensaios de torção;
- Realização de ensaios biaxiais com diferentes relações entre o momento torsor e flector, nomeadamente com $B = 2T$ e $2B = T$, de maneira a estudar melhor a influência de tensões combinadas nos provetes.

Bibliografia

Abdelrahman A., Rizkalla S. (1997), *Serviceability of Concrete Beams Prestressed by Carbon-Fibre-Reinforced-Plastic Bars*. ACI Structural Journal, July-August, 1997.

Abreu L. (2007), *Fadiga em Elementos Tubulares sujeitos a Solicitações de Flexão e Torção*. Dissertação de Doutoramento, Universidade de Coimbra, Portugal.

ACI 440R-96 (1996). *State-of-the-Art Report on Fiber Reinforced Plastic (FRP). Reinforcement for Concrete Structures*. Reported by ACI Committee 440.

Ashbee K. (1993), *Fundamental Principles of Fiber Reinforced Composites*. Technomic Publishing Co. Inc., USA.

Borrego L. (2002), *Aplicação da Mecânica da Fractura à Fadiga*. Textos Pedagógicos, ISEC, Portugal

Borrego L. (2002), *Complemento da Fadiga de Materiais*. Textos Pedagógicos, ISEC, Portugal

Branco R. (2013), *Fatigue Life Prediction of Notched Components subjected to Complex Loading*. PhD thesis, Universidade de Coimbra, Portugal.

Branco C., Ferreira J., Domingos J., Ribeiro A. (2005), *Projecto de Órgãos de Máquinas*. Fundação Calouste Gulbenkian, Portugal.

Buhl H. (1992), *Materials Research and Engineering*. Biaxial Testing, Berlin.

Callister W. (1994), *Materials Science and Engineering*. John Wiley & Sons Inc., Canada.

Campbell F. (2010), *Structural Composite Materials*. ASM International, USA.

Chawla K. (1998), *Composite Materials: Science and Engineering*. 2nd edition, Springer Publications.

Choo V., *Fundamentals of Composite Materials*. Department of Mechanical Engineering, New Mexico State University, USA.

Chung D. (1994), *Carbon Fiber Composites*. Butterworth–Heinemann, USA.

Costa D. (2011), *Análise Numérica de Falhas em Materiais Compósitos Laminados usando um Critério baseado em Fenómenos Físicos*. Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas, Brasil.

Daniel I., Ishai O. (1994), *Engineering Mechanics of Composite Materials*. Oxford University Press, USA.

Department of Defense (1999), *Composite Materials Handbook, Vol. 2*. Supersedins, USA.

Engineered Materials Handbook (1987), *Composites, Vol. 1*. ASM International, USA.

Fatemi A., Yang L. (1998), *Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials*. Int. J Fatigue Vol. 20. No. I, pp. 9-34, CC 1998 Elsevier Science Ltd, Great Britain.

Felipe R. (2008), *Materiais Compósitos*. Centro Federal de Educação Tecnológica do RN, Brasil.

Harris B (1999), *Engineering Composite Materials*. The Institute of Materials, London, UK.

Harris B (2000), *Composites Science and Technology, Vol. 60*. Elsevier Science Ltd., USA.

Hashin Z., Rotem A. (1973), *A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials*. Technion, Israel Institute of Technology, Israel.

Hoskin B. (1986), *Composite Materials for Aircraft Structures*.

Juvandes L. (2002), *Materiais Compósitos Reforçados com Fibras, FRP*. Ciência dos Materiais, Licenciatura em Engenharia Civil, Universidade do Porto, Portugal.

Kaw A. (2006), *Mechanics of Composite Materials, 2nd Edition*. CRC Press, USA.

Lee C., Hwang W., Park H., Han K. (1999), *Failure of carbon/epoxy composite tubes under combined axial and torsional loading*. Composites Science and Technology.

Liu Y., Mahadevan S. (2006), *A unified multiaxial fatigue damage model for isotropic and anisotropic materials*. Vanderbilt University, Nashville, TN 37235, USA.

Moura F. (2005), *Materiais Compósitos, Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico*. 2^o Edição, Ed. Publindústria, Lisboa, Portugal.

Quaresimin M., Susmel L., Talreja R. (2010), *Fatigue behaviour and life assessment of composite laminates under multiaxial loadings*. International Journal of Fatigue.

Roylance D. (2000), *Introduction to Composite Materials*. Massachusetts Institute of Technology, Cambridge.

Seng C., Tan (1994), *Stress Concentration in Laminated Composites*. Technomic Publishing Co. Inc., USA.

Serra A. (2011), *Comportamento à Fadiga de provetes entalhados em Aço 35CrNiMo6 submetidos a esforços combinados de Flexão e Torção*. Dissertação de Mestrado, Universidade de Coimbra, Portugal.

Silva J. (2001), *Estudo de Comportamento à Fadiga de Laminados de Carbono-Epoxy com Fibras Ópticas Embebidas*. Dissertação de Mestrado, Universidade de Coimbra, Portugal.

Silva R. (2003), *Compósito de resina poliuretano derivado de óleo mamona e fibras vegetais*. Tese apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais.

Soden P., Hinton M., Kaddour A. (2002), *Biaxial test results for strength and deformation of a range of E-glass and carbon fiber reinforced composite laminates: failure exercise benchmark data*. Composites Science and Technology.

Suresh S. (1998), *Fatigue of Materials*. 2nd edition, Cambridge University Press.

Uomoto T., Mutsuyoshi H., Katsuki F., Misra S. (1995). *Use of Fiber Reinforced Polymer Composites as Reinforcing Material for Concrete*. J. Mater. Civ. Eng., 14(3), 191–209.

Ventura A. (2009), *Os Compósitos e a sua Aplicação na Reabilitação de Estruturas Metálicas*. Departamento de Engenharia Química e Biológica, Instituto Superior Técnico. ISSN 0870-8312.

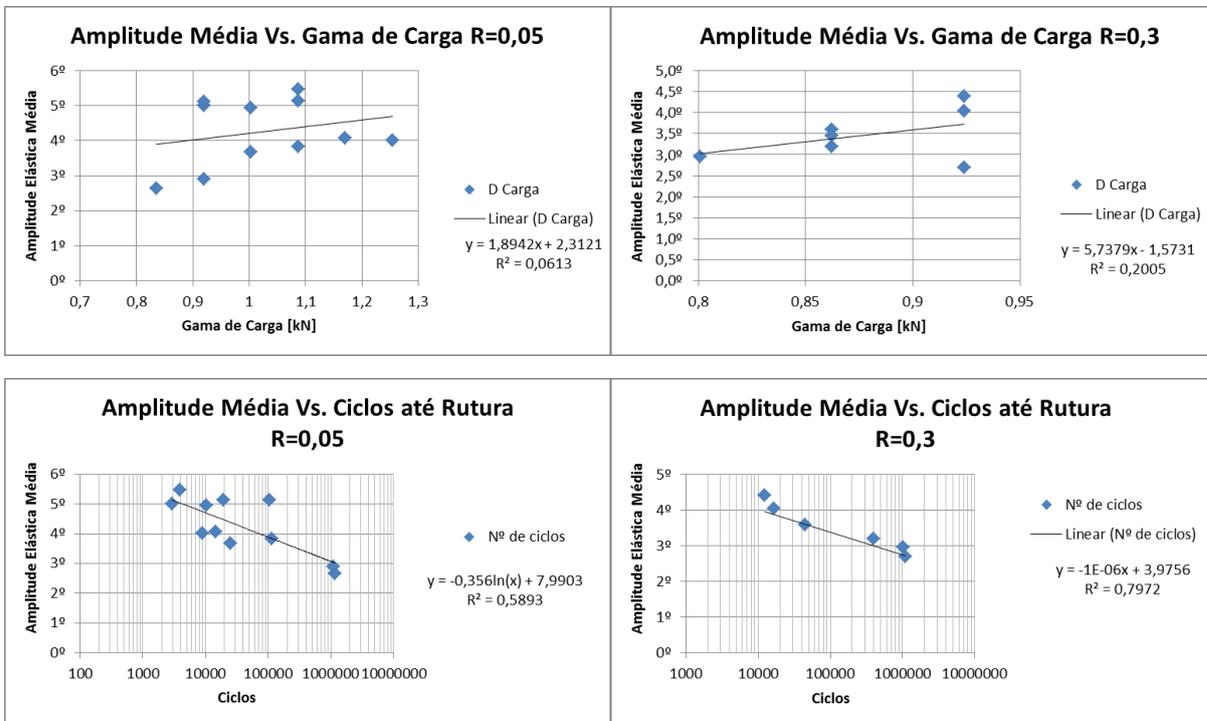
Anexos

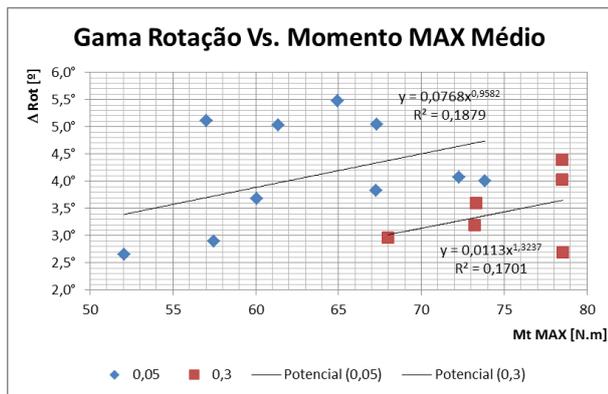
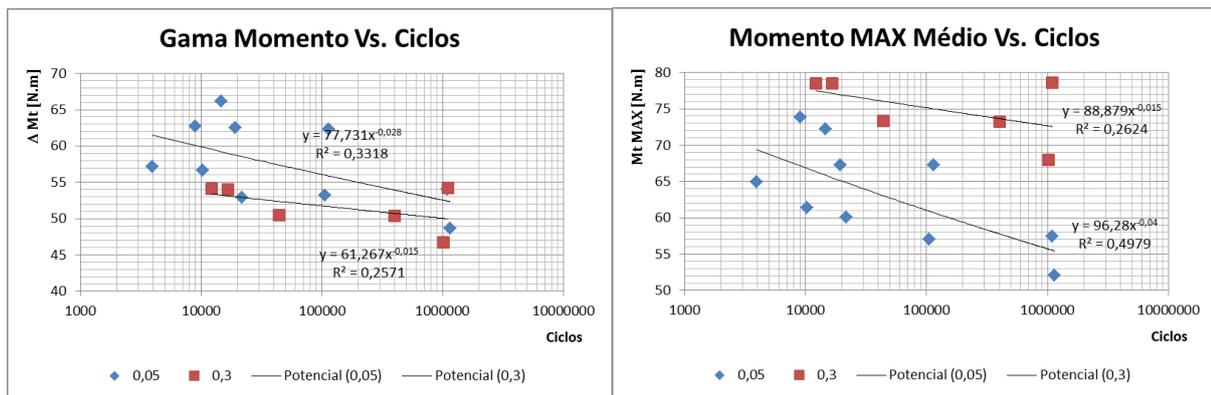
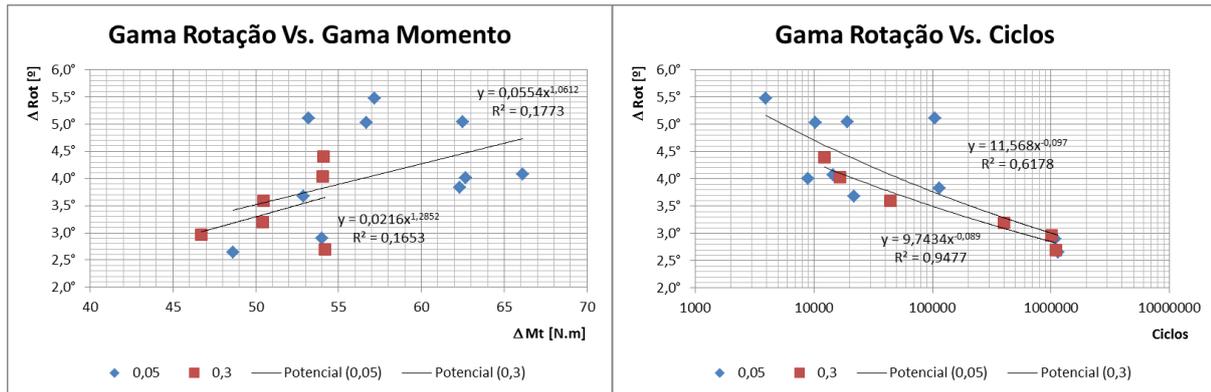
Ensaio de Torção

Folha de Cálculo dos Parâmetros

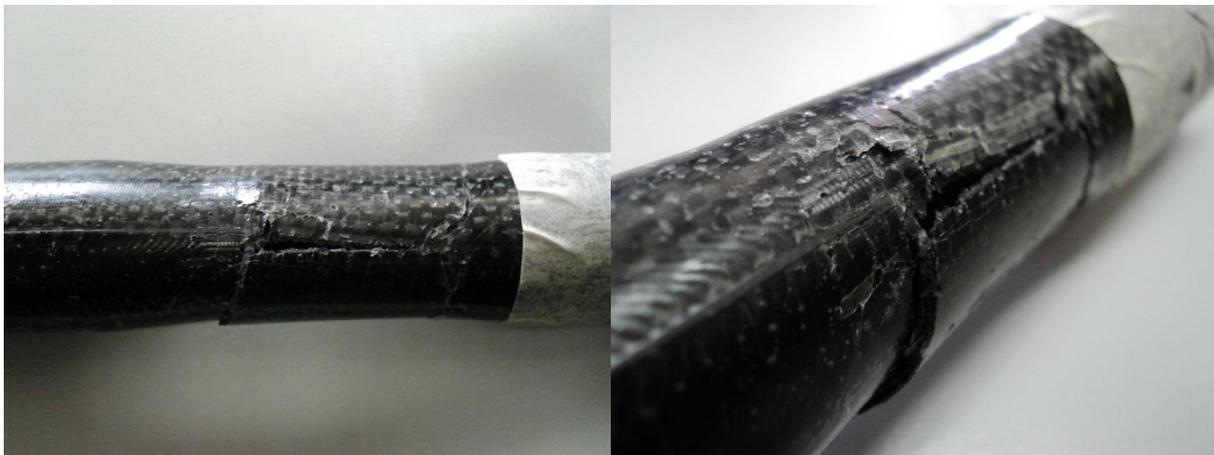
Provete	Carga Máxima	Carga Máxima	R	Carga mínima	Carga Média	Amplitude	Δ Carga	Δ Carga Efectiva	Nº de ciclos	Mt Máximo lido	Δ Mt Médio
Refª	%	[kN]		[kN]	[kN]	[kN]	[kN]	[kN]		[N.m]	[N.m]
1.1	100%	1,76	0,05	0,088	0,924	0,836	1,672	1,407	301		82,9
1.2	75%	1,32		0,066	0,693	0,627	1,254	1,049	9046		63
1.3	70%	1,232		0,062	0,647	0,585	1,170	1,102	14592		64,2
1.4	60%	1,056		0,053	0,554	0,502	1,003	0,881	24827		53
1.5	50%	0,88		0,044	0,462	0,418	0,836	0,811	1146600		48,6
1.6	65%	1,144		0,057	0,601	0,543	1,087	1,033	114071		62,1
1.7	60%	1,056		0,053	0,554	0,502	1,003	0,914	10360		55,8
1.8	65%	1,144		0,057	0,601	0,543	1,087	0,994	19280		55,1
1.9	55%	0,968		0,048	0,508	0,460	0,920	0,775	2924		45,4
1.10	55%	0,968		0,048	0,508	0,460	0,920	0,882	105766		52,1
1.11	65%	1,144		0,057	0,601	0,543	1,087	0,953	3952		55,3
1.12	55%	0,968		0,048	0,508	0,460	0,920	0,901	1086300		54
1.13	70%	1,232	0,3	0,370	0,801	0,431	0,862	0,841	44115		47
1.14	75%	1,32		0,396	0,858	0,462	0,924	0,902	12228		52,3
1.15	65%	1,144		0,343	0,744	0,400	0,801	0,779	1016815		46,7
1.16	70%	1,232		0,370	0,801	0,431	0,862	0,819	766		42,3
1.17	70%	1,232		0,370	0,801	0,431	0,862	0,84	400745		50,4
1.18	75%	1,32		0,396	0,858	0,462	0,924	0,903	1098992		53,9
1.19	75%	1,32		0,396	0,858	0,462	0,924	0,92	16548		55,1
1.20				0,000	0,000	0,000	0,000				
1.21		0		0,000	0,000	0,000	0,000				
1.22		0		0,000	0,000	0,000	0,000				
1.23		0		0,000	0,000	0,000	0,000				
1.24		0		0,000	0,000	0,000	0,000				

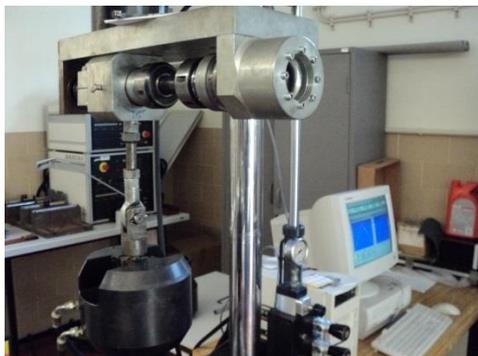
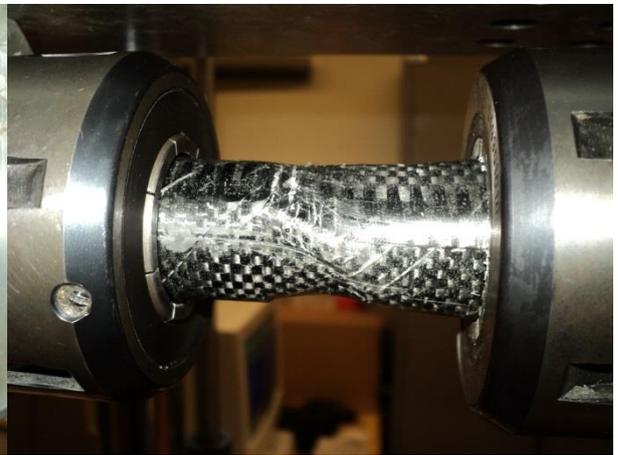
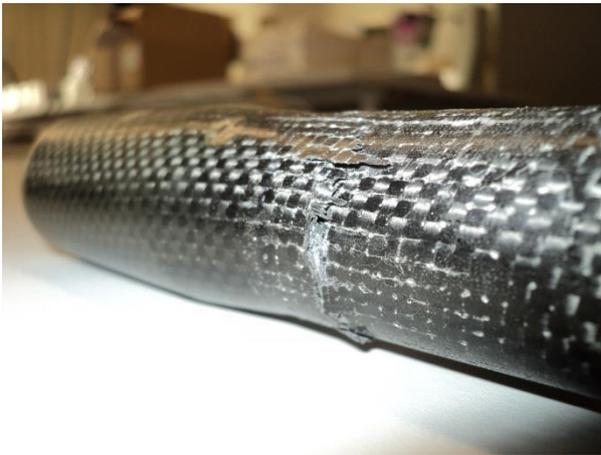
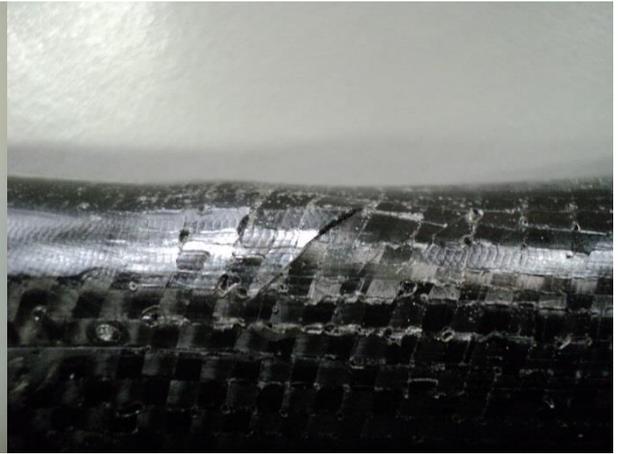
Relações Diversas





Registos Fotográficos





Ensaio de Flexão

Folha de Cálculo dos Parâmetros

Inputs:

l = 250 [mm]
 P = 1000 [N]
 y = D/2 = 14 [mm]

Características do tubo:

D = 28 [mm]
 d = 25,5 [mm]
 $I = \frac{\pi(D^4 - d^4)}{64} = 9416,501 \text{ [mm}^4\text{]}$

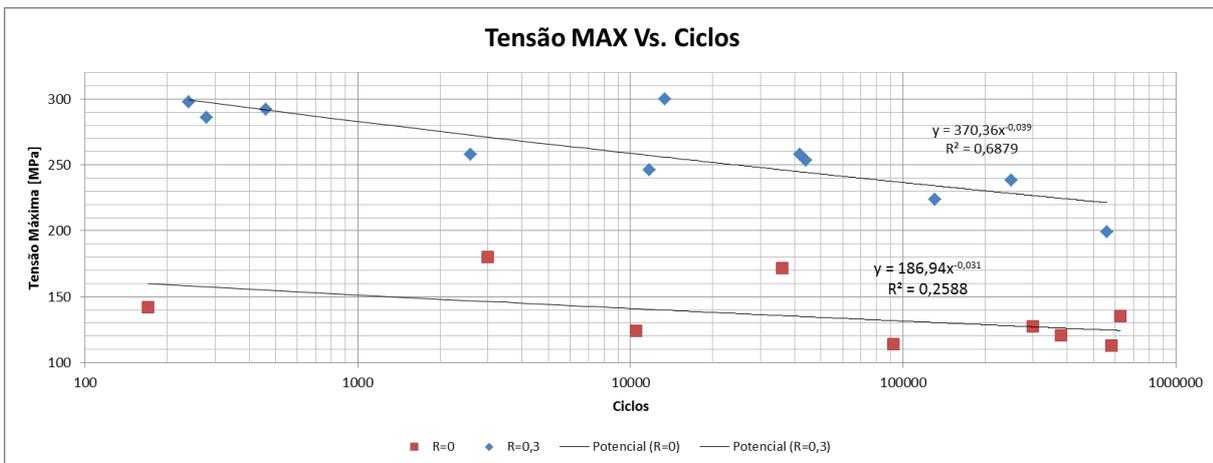
Outputs:

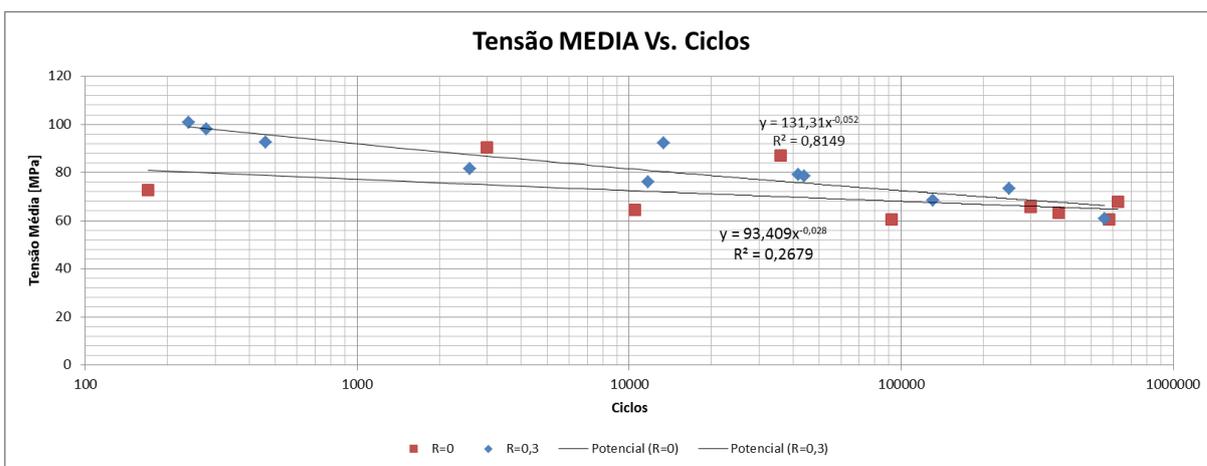
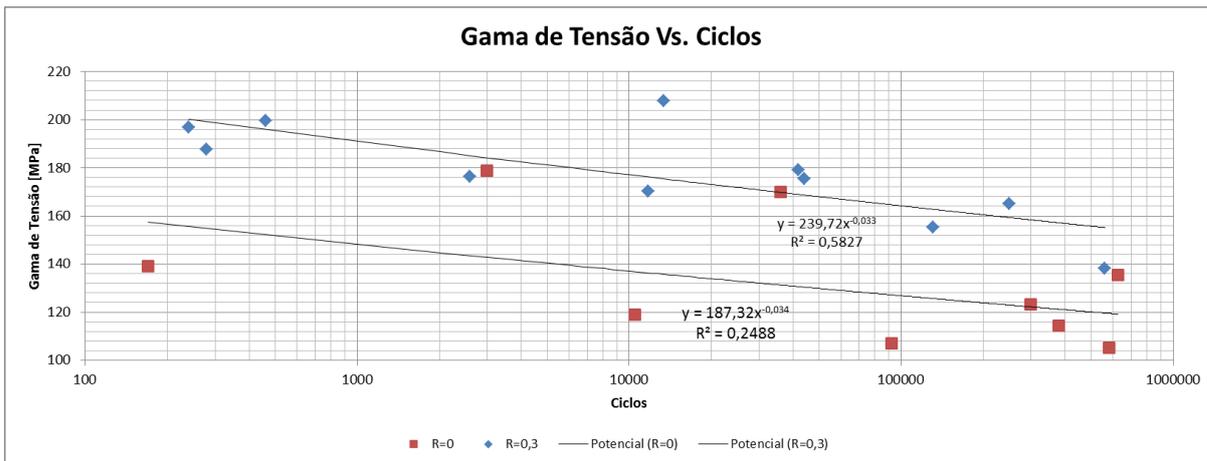
$M_{max}^B = P \cdot l = 250000 \text{ [N.mm]}$
 $\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{M_{max}^B}{I} \cdot y = 371,69 \text{ [MPa]}$

Observações:
 São desprezadas as forças axiais e os esforços cortantes para este estudo.
 A força P está alinhada na vertical com o ponto A.

Provette	Tensão Máxima [MPa]	% em relação à tensão MAX (299,6 MPa)	Carga Máxima [kN]	R	Carga Mínima [kN]	Variação Tensão [MPa]	Variação Carga [kN]	Carga Média [kN]	Amplitude [kN]	Ciclos
2.1	150	50,1%	0,404	0,3	0,121	105	0,282	0,262	0,141	CANCELADO
2.2	200	66,8%	0,538		0,161	140	0,377	0,350	0,188	100000
2.3	250	83,4%	0,673		0,202	175	0,471	0,437	0,235	CANCELADO
2.4	270	90,1%	0,726		0,218	189	0,508	0,472	0,254	41901
2.5	280	93,5%	0,753		0,226	196	0,527	0,490	0,264	CANCELADO
2.6	260	86,8%	0,700		0,210	182	0,490	0,455	0,245	CANCELADO
2.7	250	83,4%	0,673		0,202	175	0,471	0,437	0,235	279
2.8	230	76,8%	0,619		0,186	161	0,433	0,402	0,217	560874
2.9	250	83,4%	0,673		0,202	175	0,471	0,437	0,235	
2.10	240	80,1%	0,646		0,194	168	0,452	0,420	0,226	2601
2.11	220	73,4%	0,592		0,178	154	0,414	0,385	0,207	44020
2.12	210	70,1%	0,565		0,169	147	0,395	0,367	0,198	100000
2.13	230	76,8%	0,619		0,186	161	0,433	0,402	0,217	100000
2.14	240	80,1%	0,646		0,194	168	0,452	0,420	0,226	CANCELADO
2.15	250	83,4%	0,673		0,202	175	0,471	0,437	0,235	248882
2.16	250	83,4%	0,673		0,202	175	0,471	0,437	0,235	CANCELADO
2.17	240	80,1%	0,646		0,194	168	0,452	0,420	0,226	11760
2.18	240	80,1%	0,646		0,194	168	0,452	0,420	0,226	135620
2.19	310	103,5%	0,834		0,250	217	0,584	0,542	0,292	13410
2.20	280	93,5%	0,753		0,226	196	0,527	0,490	0,264	461

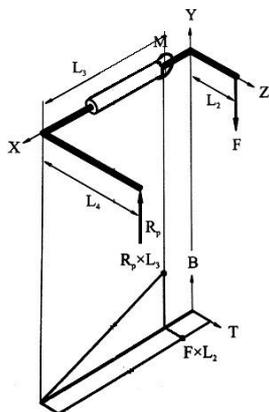
Relações Diversas





Ensaio Biaxiais

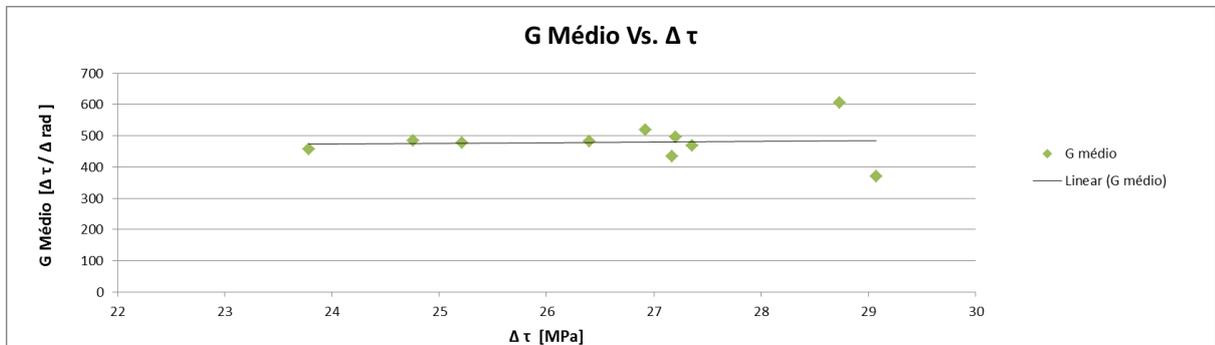
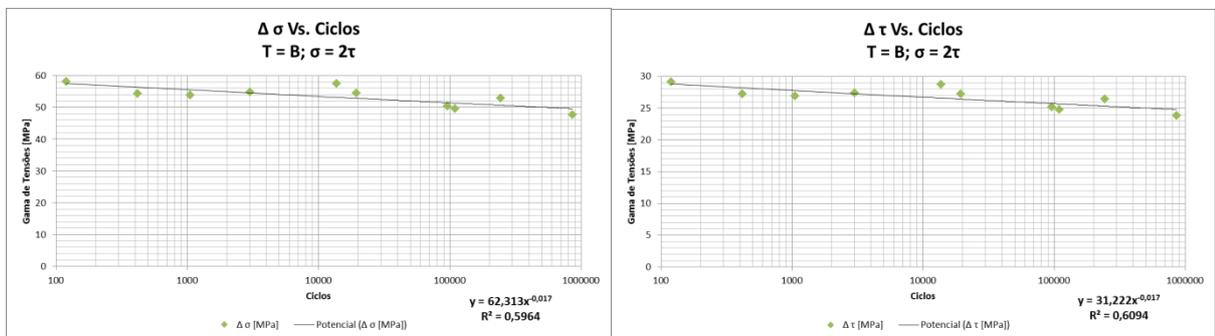
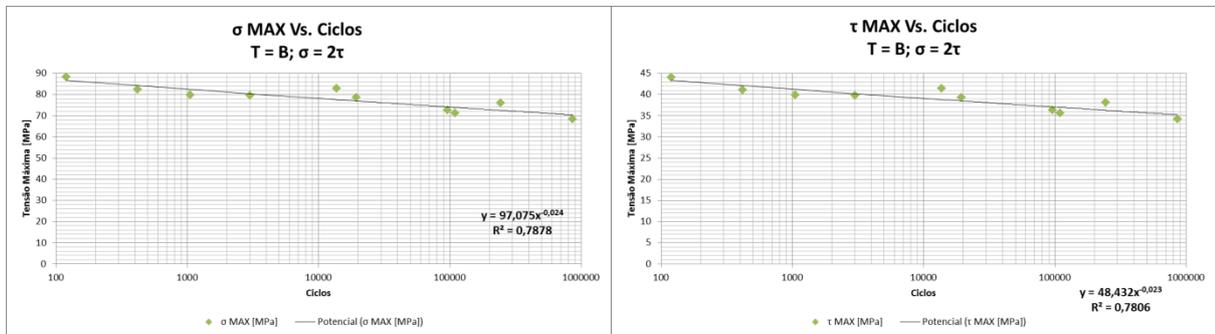
Folha de Cálculo dos Parâmetros

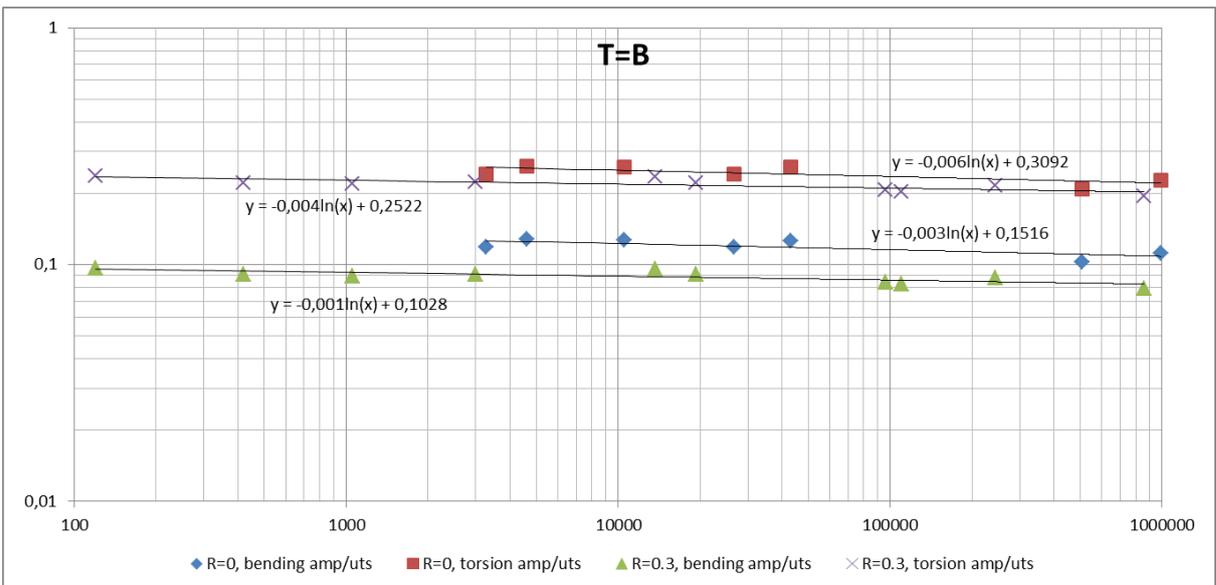
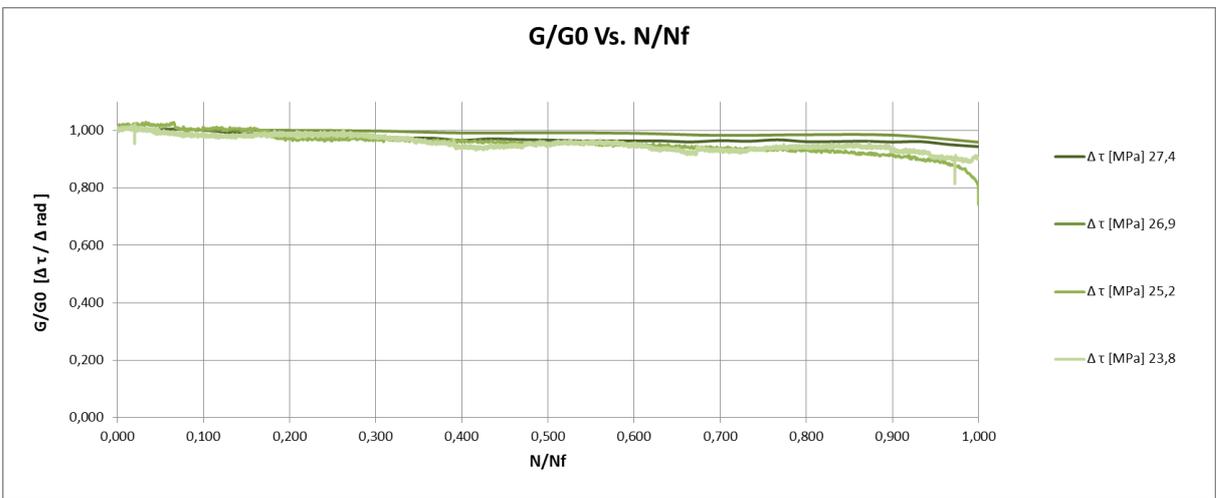
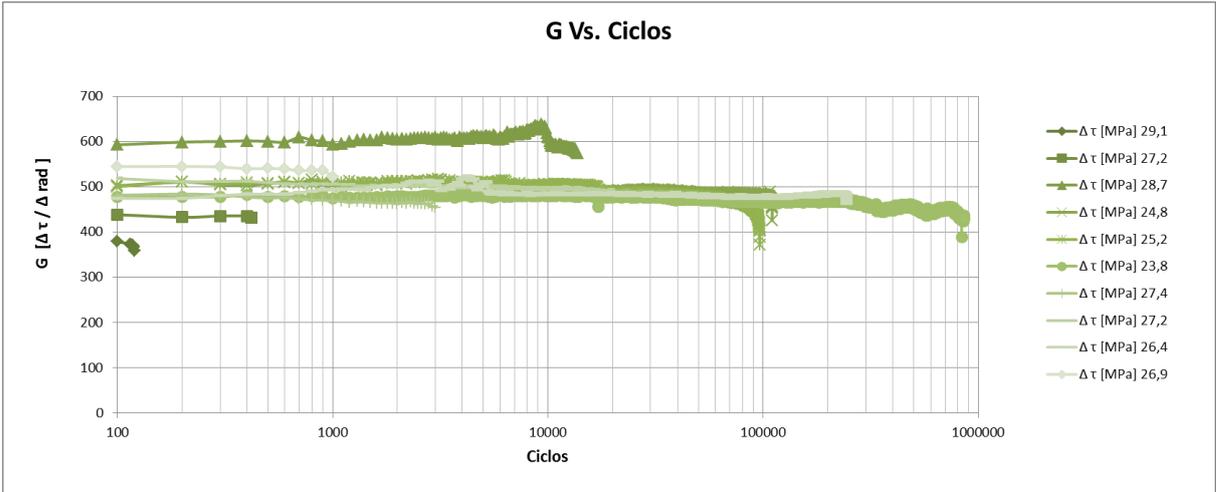


Inputs:	
L ₂ = 60 [mm]	F = 0,729 [kN]
L ₃ = 140 [mm]	
L ₄ = 140 [mm]	
Características do tubo:	
D = 28 [mm]	
d = 25,5 [mm]	
$I = \frac{\pi(D^4 - d^4)}{64} = 9416,501 \text{ [mm}^4\text{]}$	
Outputs:	
$T = F \times L_2 = 43,74 \text{ [N.m]}$ (momento torsor)	$\tau = \frac{16 \cdot T \cdot D}{\pi \times (D^4 - d^4)} = 32,515 \text{ [MPa]}$
$B = R_p \times L_3 = 43,74 \text{ [N.m]}$ (momento flector)	
$R_p = \frac{T}{L_4} = 0,312 \text{ [kN]}$	$\sigma_{\max} = \frac{B}{I} \times y = 65,031 \text{ [MPa]}$
Relação T/B = 1	
Relação $\frac{\sigma}{\tau} = 2$	
Observações:	
A metodologia dos ensaios de flexão-torção combinados, em fase, estão esquematizados na figura ao lado.	

Provete	Inputs						Tensões Previsíveis						Mt = Mf, MÁX		Mt = Mf, MÍN		Ciclos
	Carga MÁX [kN]	R	Carga MÍN [kN]	Δ Carga [kN]	Carga Média [kN]	Amplitude [kN]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [MPa]	$\sigma_{m\acute{i}n}$ [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\tau_{m\acute{a}x}$ [MPa]	$\tau_{m\acute{i}n}$ [MPa]	$\Delta\tau$ [MPa]	[N.m]	[N.m]			
3.1	1,122		0,337	0,785	0,729	0,393	100,09	30,03	70,06	50,04	15,01	35,03	67,32	20,20	CANCELADO		
3.2	0,897		0,269	0,628	0,583	0,314	80,02	24,01	56,01	40,01	12,00	28,01	53,82	16,15	120		
3.3	0,673		0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	1000000		
3.4	0,785		0,236	0,550	0,510	0,275	70,03	21,01	49,02	35,01	10,50	24,51	47,10	14,13	1000000		
3.5	0,897		0,269	0,628	0,583	0,314	80,02	24,01	56,01	40,01	12,00	28,01	53,82	16,15			
3.6	0,785		0,236	0,550	0,510	0,275	70,03	21,01	49,02	35,01	10,50	24,51	47,10	14,13	420		
3.7	0,673	0,3	0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	13700		
3.8	0,673		0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	110094		
3.9	0,673		0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	96402		
3.10	0,673		0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	858589		
3.11	0,729		0,219	0,510	0,474	0,255	65,03	19,51	45,52	32,52	9,75	22,76	43,74	13,12	3000		
3.12	0,673		0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	19400		
3.13	0,673		0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	1000000		
3.14	0,729		0,219	0,510	0,474	0,255	65,03	19,51	45,52	32,52	9,75	22,76	43,74	13,12	244336		
3.15	0,673		0,202	0,471	0,437	0,236	60,04	18,01	42,02	30,02	9,01	21,01	40,38	12,11	1057		
3.16			0,000	0,000	0,000	0,000		0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00			
3.17			0,000	0,000	0,000	0,000		0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00			
3.18			0,000	0,000	0,000	0,000		0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00			
3.19			0,000	0,000	0,000	0,000		0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00			
3.20			0,000	0,000	0,000	0,000		0,00		0,00	0,00	0,00	0,00	0,00			

Relações Diversas





Registos Fotográficos

