

INTRODUÇÃO À CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS

PRÁTICA

EDUARDO A. S. MARQUES

RICARDO J. C. CARBAS

CATARINA S. P. BORGES

FERNANDO SOUSA

LUCAS F. M. DA SILVA

AUTORES

Eduardo A. S. Marques · Ricardo J. C. Carbas · Catarina S. P. Borges · Fernando Sousa · Lucas F. M. da Silva

TÍTULO

**INTRODUÇÃO À CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS
PRÁTICA**

EDIÇÃO

Quântica Editora – Conteúdos Especializados, Lda.
Tel. 220 939 053 · E-mail: geral@quanticaeditora.pt · www.quanticaeditora.pt
Praça da Corujeira n.º 38 · 4300-144 PORTO

CHANCELA

Engebook – Conteúdos de Engenharia

DISTRIBUIÇÃO

Booki – Conteúdos Especializados
Tel. 220 104 872 · E-mail: info@booki.pt · www.booki.pt

APOIO

CENFIM – Centro de Formação Profissional da Indústria Metalúrgica e Metalomecânica · www.cenfim.pt
RAMADA AÇOS, S.A. – www.ramada.pt

REVISÃO

Quântica Editora – Conteúdos Especializados, Lda.

DESIGN

Delineatura – Design de Comunicação · www.delineatura.pt

IMPRESSÃO

Dezembro, 2023

DEPÓSITO LEGAL

506301/22



A **cópia ilegal** viola os direitos dos autores.
Os prejudicados somos todos nós.

Copyright © 2023 | Todos os direitos reservados a Quântica Editora – Conteúdos Especializados, Lda.

A reprodução desta obra, no todo ou em parte, por fotocópia ou qualquer outro meio, seja eletrónico, mecânico ou outros, sem prévia autorização escrita do Editor e do Autor, é ilícita e passível de procedimento judicial contra infrator.

Este livro encontra-se em conformidade com o novo Acordo Ortográfico de 1990, respeitando as suas indicações genéricas e assumindo algumas opções específicas.

CDU

621 Engenharia mecânica em geral.
621.7 Tecnologia mecânica em geral: processos, ferramentas, máquinas, equipamentos

DOI

<https://doi.org/10.61875/9789899101548>

ISBN

Papel: 9789899101548
E-book: 9789899101524

Catálogo da publicação

Família: Engenharia Mecânica
Subfamília: Materiais / Metalúrgica

INTRODUÇÃO À CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS

PRÁTICA

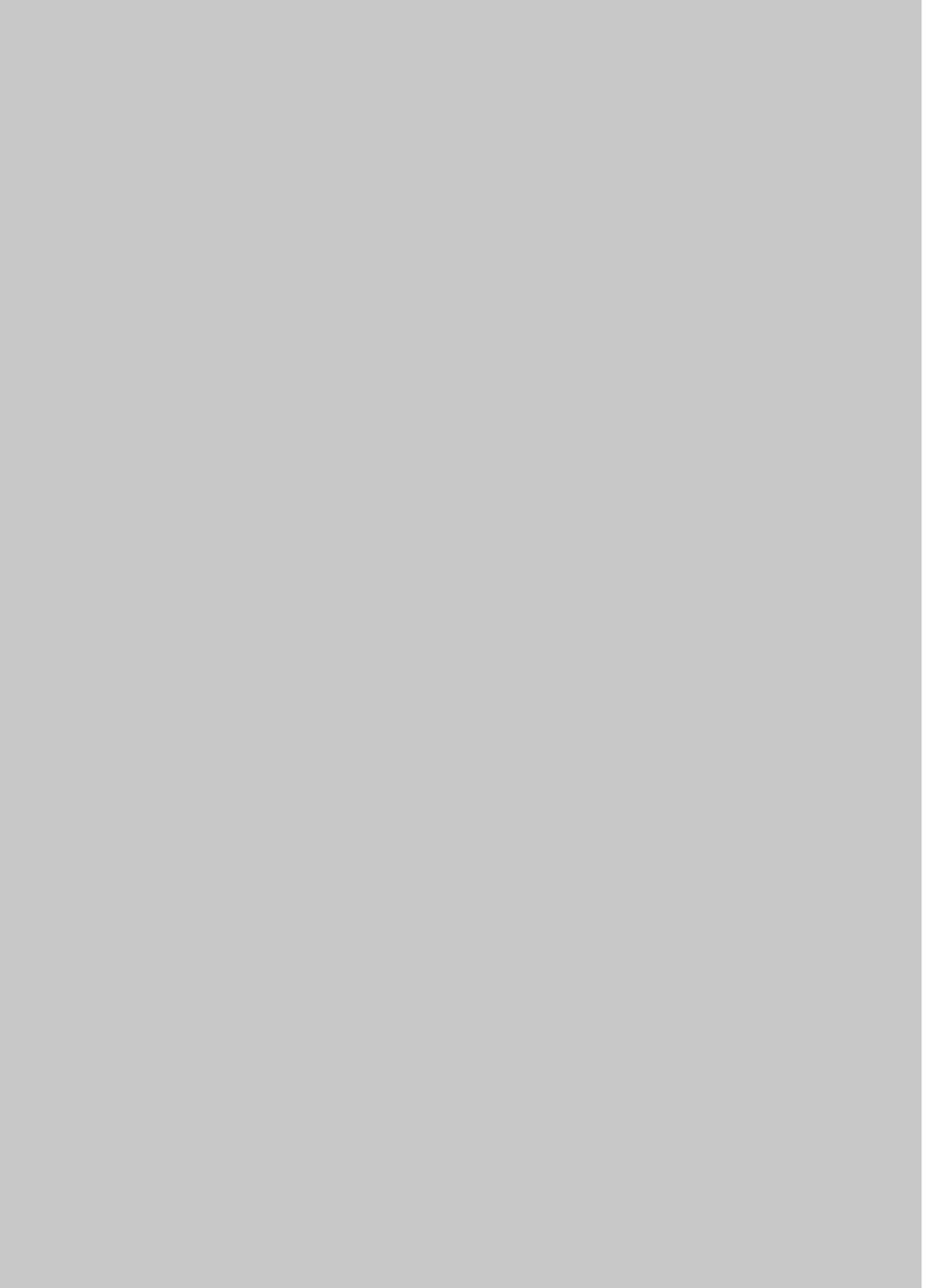
EDUARDO A. S. MARQUES

RICARDO J. C. CARBAS

CATARINA S. P. BORGES

FERNANDO SOUSA

LUCAS F. M. DA SILVA



PREFÁCIO	XIII
PARTE A DEMONSTRAÇÕES	15
A.1. Coeficientes de Poisson	17
A.1.1. Introdução	17
A.1.2. Equipamento	18
A.1.3. Materiais	18
A.1.4. Segurança	18
A.1.5. Procedimento experimental	18
A.2. Rigidez de diferentes materiais	18
A.2.1. Introdução	18
A.2.2. Equipamento	19
A.2.3. Materiais	19
A.2.4. Segurança	20
A.2.5. Procedimento experimental	20
A.3. Estruturas cristalinas	21
A.3.1. Introdução	21
A.3.2. Equipamento	21
A.3.3. Materiais	22
A.3.4. Segurança	22
A.3.5. Procedimento experimental	22
A.4. Deformação plástica e fratura	22
A.4.1. Introdução	22
A.4.2. Equipamento	23
A.4.3. Materiais	23
A.4.4. Segurança	23
A.4.5. Procedimento experimental	24

A.5.	Fatores fragilizantes – Entalhe e taxa de deformação	24
A.5.1.	Introdução	24
A.5.2.	Equipamento	26
A.5.3.	Materiais	26
A.5.4.	Segurança	26
A.5.5.	Procedimento experimental	26
A.6.	Mecânica da fratura – Carregamento e comprimento de fenda crítico	27
A.6.1.	Introdução	27
A.6.2.	Equipamento	27
A.6.3.	Materiais	28
A.6.4.	Segurança	28
A.6.5.	Procedimento experimental	28
A.7.	Falha por carregamento cíclico	29
A.7.1.	Introdução	29
A.7.2.	Equipamento	29
A.7.3.	Materiais	29
A.7.4.	Segurança	30
A.7.5.	Procedimento experimental	30
A.8.	Ligas de memória de forma	30
A.8.1.	Introdução	30
A.8.2.	Equipamento	31
A.8.3.	Materiais	31
A.8.4.	Segurança	31
A.8.5.	Procedimento experimental	32
A.9.	Condutibilidade térmica de cerâmicos	32
A.9.1.	Introdução	32
A.9.2.	Equipamento	33
A.9.3.	Materiais	33
A.9.4.	Segurança	33
A.9.5.	Procedimento experimental	33
A.10.	Efeito das baixas temperaturas em polímeros	34
A.10.1.	Introdução	34
A.10.2.	Equipamento	34
A.10.3.	Materiais	34
A.10.4.	Segurança	35
A.10.5.	Procedimento experimental	35
A.11.	Anisotropia de materiais compósitos	35
A.11.1.	Introdução	35
A.11.2.	Equipamento	36
A.11.3.	Materiais	36
A.11.4.	Segurança	36
A.11.5.	Procedimento experimental	36

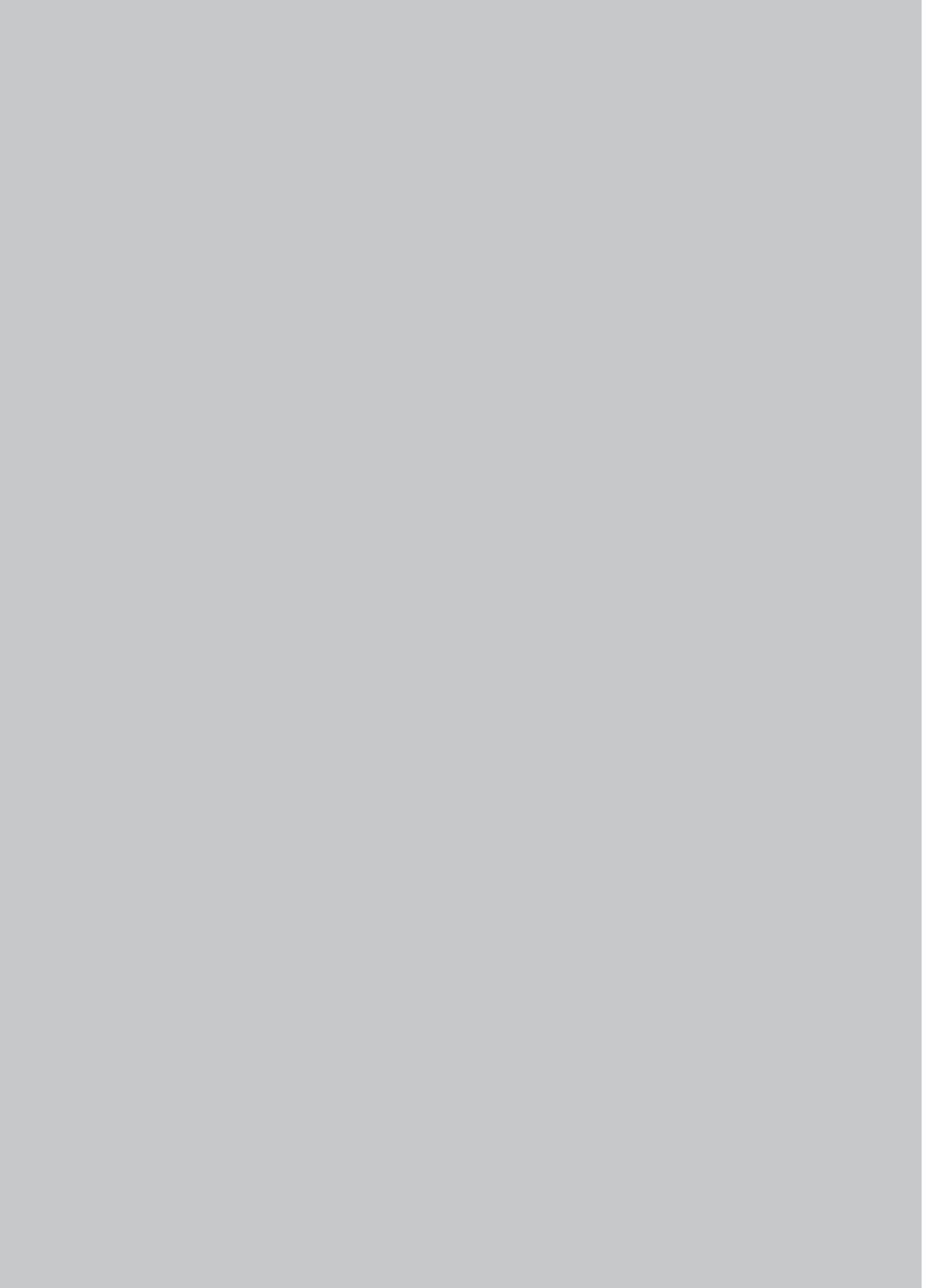
PARTE B PROBLEMAS	37
B.1. Estrutura dos materiais	39
B.1.1. Problemas resolvidos	39
B.1.2. Problemas propostos	46
B.1.3. Soluções	48
B.2. Diagramas de fases	50
B.2.1. Problemas resolvidos	50
B.2.2. Problemas propostos	55
B.2.3. Soluções	58
B.3. Deformação plástica	62
B.3.1. Problemas resolvidos	62
B.3.2. Problemas propostos	71
B.3.3. Soluções	74
B.4. Mecanismos de endurecimento	76
B.4.1. Problemas resolvidos	76
B.4.2. Problemas propostos	81
B.4.3. Soluções	82
B.5. Mecânica da fratura	84
B.5.1. Problemas resolvidos	84
B.5.2. Problemas propostos	89
B.5.3. Soluções	90
B.6. Fadiga	92
B.6.1. Problemas resolvidos	92
B.6.2. Problemas propostos	100
B.6.3. Soluções	102
B.7. Fluência	104
B.7.1. Problemas resolvidos	104
B.7.2. Problemas propostos	110
B.7.3. Soluções	112
B.8. Aços	113
B.8.1. Problemas resolvidos	113
B.8.2. Problemas propostos	119
B.8.3. Soluções	123
PARTE C TRABALHOS LABORATORIAIS	125
C.1. Aços – Tratamento térmico de aços e ensaio Jominy	127
C.1.1. Instruções de trabalho	127
C.1.1.1. Introdução	127
C.1.1.2. Descrição geral do trabalho	128
C.1.1.3. Materiais	128
C.1.1.4. Procedimento experimental	128
C.1.1.5. Instruções para elaboração do relatório	129

C1.2.	Exemplo de relatório	129
C1.2.1.	Introdução ao tratamento térmico dos aços	129
C1.2.2.	Propriedades mecânicas	131
C1.2.3.	Preparação de uma amostra metalográfica	131
C1.2.4.	Microestrutura do aço testado	132
C1.2.5.	Ensaio de Jominy	133
C1.2.6.	Previsão da curva teórica e comparação com a curva experimental	133
C.2.	Aços – Influência do teor de carbono na transformação martensítica	137
C.2.1.	Instruções de trabalho	137
C.2.1.1.	Introdução	137
C.2.1.2.	Descrição geral do trabalho	137
C.2.1.3.	Materiais	138
C.2.1.4.	Procedimento experimental	138
C.2.1.5.	Instruções para elaboração do relatório	138
C.3.	Aços – Transição dúctil-frágil e o ensaio de charpy	139
C.3.1.	Instruções de trabalho	139
C.3.1.1.	Introdução	139
C.3.1.2.	Descrição geral do trabalho	140
C.3.1.3.	Materiais	140
C.3.1.4.	Procedimento experimental	140
C.3.1.5.	Instruções para elaboração do relatório	140
C.4.	Ferros fundidos e ligas não ferrosas – Caracterização mecânica de diferentes materiais metálicos	141
C.4.1.	Instruções de trabalho	141
C.4.1.1.	Introdução	141
C.4.1.2.	Descrição geral do trabalho	141
C.4.1.3.	Materiais	142
C.4.1.4.	Procedimento experimental	142
C.4.1.5.	Instruções para elaboração do relatório	142
C.4.2.	Exemplo de relatório	142
C.4.2.1.	Introdução aos ferros fundidos	142
C.4.2.2.	Introdução às ligas não-ferrosas	143
C.4.2.3.	Materiais utilizados	145
C.4.2.4.	Curvas de tração	146
C.4.2.5.	Sumário de propriedades obtidas	147
C.5.	Ferros fundidos – Comparação de ferro fundido cinzento lamelar e ferro fundido dúctil	149
C.5.1.	Instruções de trabalho	149
C.5.1.1.	Introdução	149
C.5.1.2.	Descrição geral do trabalho	149
C.5.1.3.	Materiais	150
C.5.1.4.	Procedimento experimental	150
C.5.1.5.	Instruções para a elaboração do relatório	150
C.6.	Ligas não ferrosas – Tensão limite de fadiga de ligas vazadas e trabalhadas	151
C.6.1.	Instruções de trabalho	151
C.6.1.1.	Introdução	151

C.6.1.2.	Descrição geral do trabalho	152
C.6.1.3.	Materiais	152
C.6.1.4.	Procedimento experimental	152
C.6.1.5.	Instruções para a elaboração do relatório	152
C.7.	Cerâmicos – Caracterização de cerâmicos refratários	153
C.7.1.	Instruções de trabalho	153
C.7.1.1.	Introdução	153
C.7.1.2.	Descrição geral do trabalho	154
C.7.1.3.	Materiais	154
C.7.1.4.	Procedimento experimental	154
C.7.1.5.	Instruções para a elaboração do relatório	155
C.7.2.	Exemplo de relatório	155
C.7.2.1.	Introdução aos cerâmicos refratários e seu uso em aplicações aeroespaciais.	155
C.7.2.2.	Materiais estudados	157
C.7.2.3.	Medição da densidade	158
C.7.2.4.	Análise da microestrutura	159
C.7.2.5.	Determinação da resistência à flexão	159
C.7.2.6.	Medição dinâmica de rigidez	162
C.7.2.7.	Resistência às temperaturas elevadas e condutividade térmica	163
C.8.	Cerâmicos – Cerâmicos estabilizados	166
C.8.1.	Instruções de trabalho	166
C.8.1.1.	Introdução	166
C.8.1.2.	Descrição geral do trabalho	167
C.8.1.3.	Materiais	167
C.8.1.4.	Procedimento experimental	167
C.8.1.5.	Instruções para a elaboração do relatório	168
C.9.	Cerâmicos – Comportamento à fluência de materiais cerâmicos	169
C.9.1.	Instruções de trabalho	169
C.9.1.1.	Introdução	169
C.9.1.2.	Descrição geral do trabalho	170
C.9.1.3.	Materiais	170
C.9.1.4.	Procedimento experimental	170
C.9.1.5.	Instruções para a elaboração do relatório	170
C.10.	Polímeros – Temperatura de transição vítrea	172
C.10.1.	Instruções de trabalho	172
C.10.1.1.	Introdução	172
C.10.1.2.	Descrição geral do trabalho	172
C.10.1.2.	Materiais	173
C.10.1.3.	Procedimento experimental	173
C.10.1.4.	Instruções para elaboração do relatório	173
C.10.2.	Exemplo de relatório	174
C.10.2.1.	Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas dos polímeros	174
C.10.2.2.	Material usado	176
C.10.2.3.	Descrição do princípio de funcionamento da máquina usada para medir a T _g	176
C.10.2.4.	Curva de tração do polímero abaixo e acima da T _g	178

C.11. Polímeros – Comparação de desempenho de um termoplástico, termoendurecível de um elastômero	179
C.11.1. Instruções de trabalho	179
C.11.1.1. Introdução	179
C.11.1.2. Descrição geral do trabalho	180
C.11.1.3. Materiais	180
C.11.1.4. Procedimento experimental	180
C.11.1.5. Instruções para a elaboração do relatório	181
C.12. Polímeros – Resistência ao impacto de materiais poliméricos	182
C.12.1. Instruções de trabalho	182
C.12.1.1. Introdução	182
C.12.1.2. Descrição geral do trabalho	183
C.12.1.3. Materiais	183
C.12.1.4. Procedimento experimental	184
C.12.1.5. Instruções para a elaboração do relatório	184
C.13. Compósitos – Propriedades mecânicas na direção das fibras e na direção transversal às fibras	185
C.13.1. Instruções de trabalho	185
C.13.1.1. Introdução	185
C.13.1.2. Descrição geral do trabalho	185
C.13.1.3. Materiais	186
C.13.1.4. Procedimento experimental	186
C.13.1.5. Instruções para a elaboração do relatório	186
C.13.2. Exemplo de relatório	187
C.13.2.1. Introdução aos compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras	187
C.13.2.2. Materiais usados	188
C.13.2.3. Descrição da fabricação do compósito	190
C.13.2.4. Previsão das propriedades mecânicas pela regra das misturas	191
C.13.2.5. Curva de tração de compósito determinada no sentido longitudinal e transversal	192
C.13.2.6. Propriedades mecânicas e comentários	192
C.14. Compósitos – Expansão térmica dos materiais compósitos	194
C.14. Instruções de trabalho	194
C.14.1. Introdução	194
C.14.2. Descrição geral do trabalho	195
C.14.3. Materiais	195
C.14.4. Procedimento experimental	195
C.14.5. Instruções para a elaboração do relatório	196
C.15. Compósitos – Efeito do núcleo em materiais sandwich	197
C.15.1. Instruções de trabalho	197
C.15.1.1. Introdução	197
C.15.1.2. Descrição geral do trabalho	197
C.15.1.3. Materiais	198
C.15.1.4. Procedimento experimental	198
C.15.1.5. Instruções para a elaboração do relatório	198

...the ...



PREFÁCIO

Esta obra de carácter prático e aplicado acompanha o livro teórico dos mesmos autores *Introdução à Ciência e Engenharia dos Materiais*. Pretende facilitar a assimilação dos conteúdos teóricos através de experiências simples, da resolução de exercícios, e da realização de trabalhos laboratoriais.

Propõe-se na primeira parte uma série de demonstrações muito simples que permitem compreender facilmente vários conceitos teóricos. Por exemplo, uma simples fita de borracha é usada para explicar o coeficiente de Poisson. Outro exemplo consiste no uso de uma folha de papel cortada para explicar conceitos energéticos da mecânica da fratura.

A ciência dos materiais envolve conceitos que requerem cálculo. Por conseguinte, na segunda parte deste livro apresenta-se uma série de problemas sobre toda a matéria relativa a ciência dos materiais (estrutura dos materiais, diagramas de fases, deformação plástica, mecanismos de endurecimento, mecânica da fratura, fadiga e fluência). O diagrama de equilíbrio ferro-carbono e os diagramas de transformação da austenite nos aços também são tratados sob a forma de resolução de exercícios. Para cada matéria, alguns exercícios contêm uma resolução detalhada e problemas adicionais são fornecidos com apenas a solução.

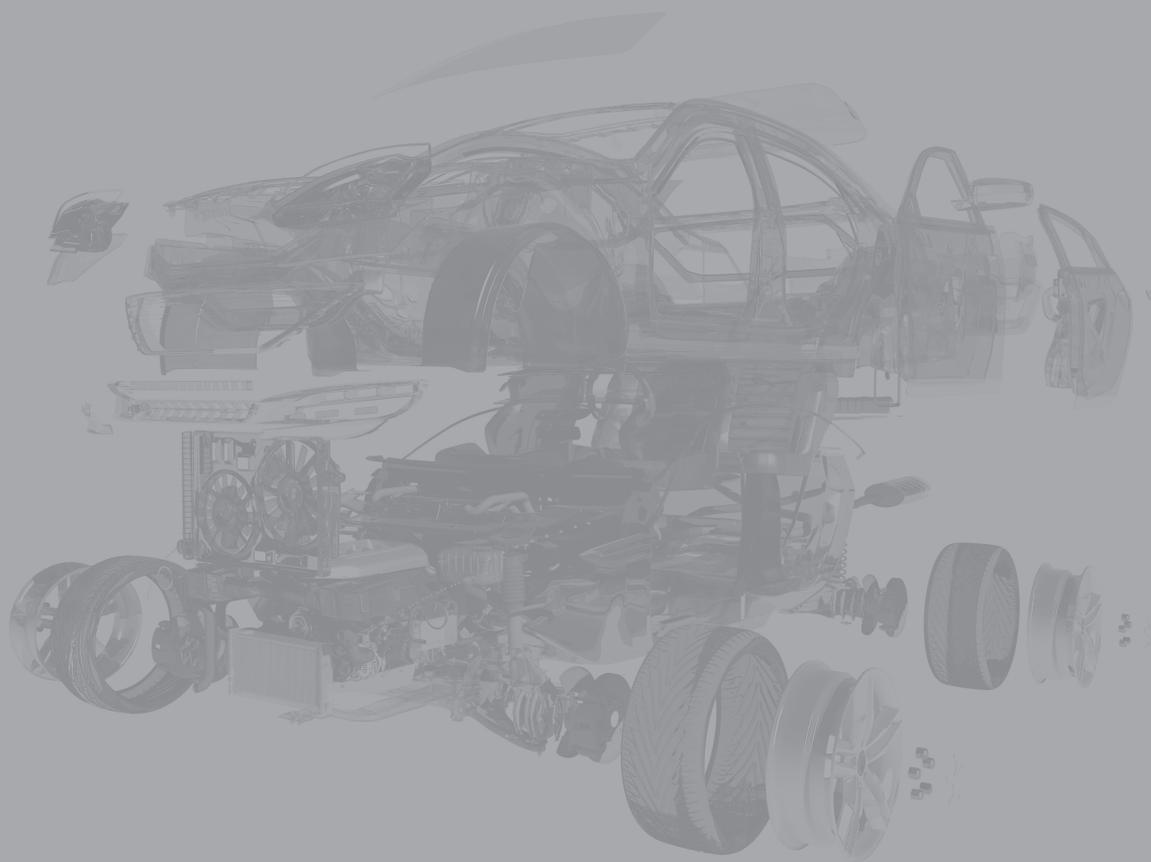
A última parte aborda a engenharia dos materiais. Os autores consideram que a melhor maneira de compreender e recordar as propriedades dos materiais de engenharia é fazer experiências laboratoriais. Assim, para cada família de materiais são apresentados trabalhos laboratoriais que ilustram com ensaios mecânicos e físicos as principais características de cada material. O ensaio Jominy associado à temperabilidade dos aços e a análise mecânica dinâmica para determinar a temperatura de transição vítrea dos polímeros são exemplos. A realização destes trabalhos permite também aos estudantes desenvolverem competências laboratoriais que são essenciais para um engenheiro.

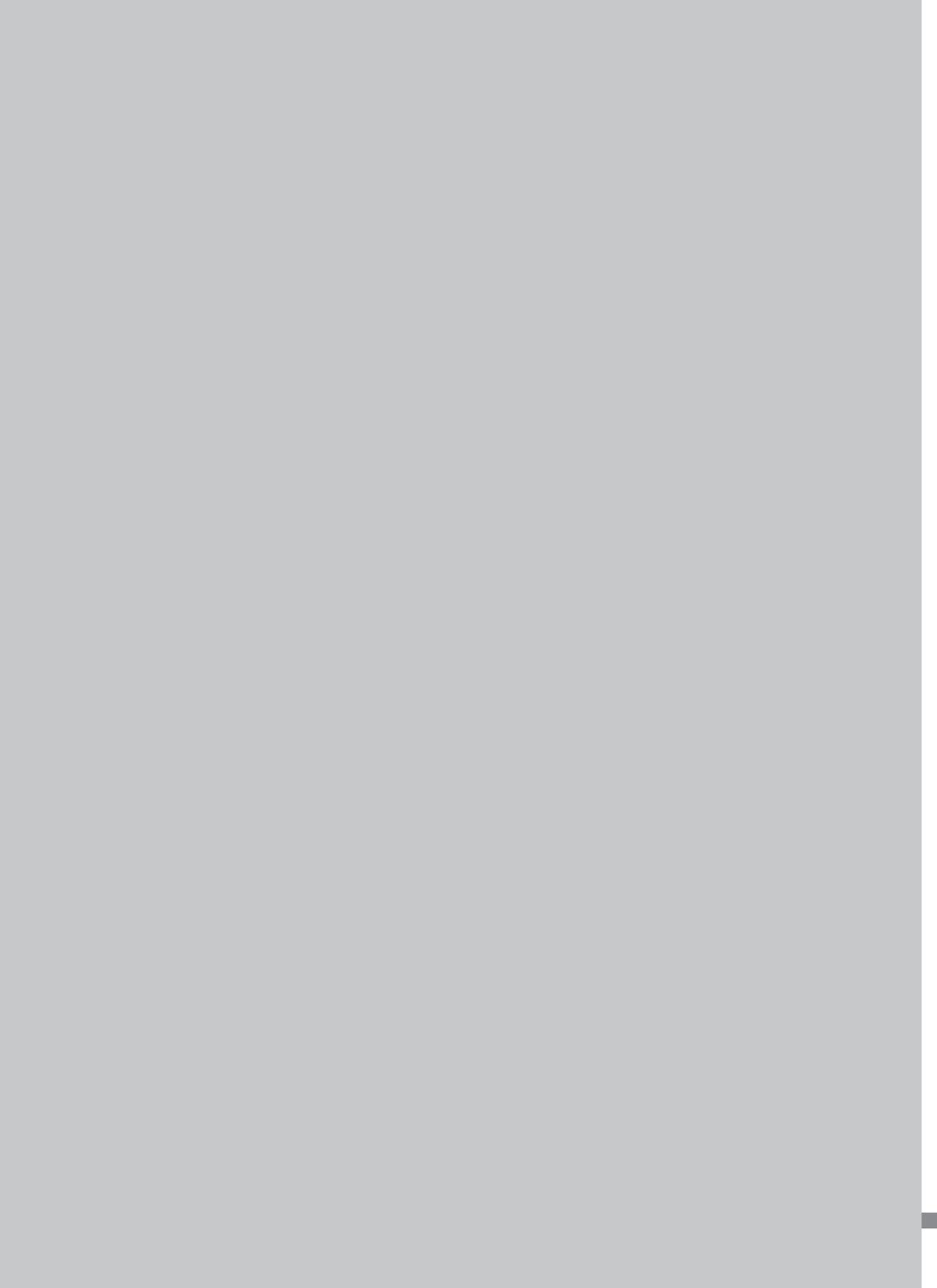
Os autores agradecem o Eng. Francisco Tenreiro pela preparação de muitas imagens. Os autores agradecem também o apoio incondicional da Quântica Editora, com especial atenção ao Eng. Antonio Malheiro.

Os autores

Eduardo A. S. Marques
Ricardo J. C. Carbas
Catarina Borges
Fernando Sousa
Lucas F. M. da Silva

A. DEMONSTRAÇÕES





A.1. COEFICIENTES DE POISSON

A.1.1. INTRODUÇÃO

É sabido que em geral, quando uma amostra de material é tracionada numa direção, esta tende a ficar mais fina na direção perpendicular. De forma oposta, se uma amostra é comprimida numa direção, tende a ficar mais espessa na direção perpendicular (Figura A.1.1.). Este nível de variação dimensional é representado pelo coeficiente de Poisson.

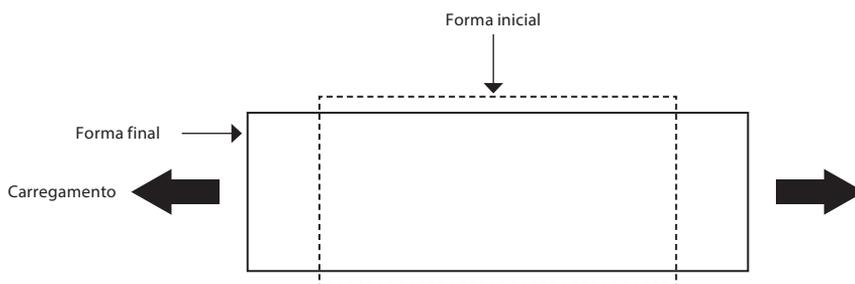


Figura A.1.1. Deformação normal e lateral em função de uma carga aplicada.

O coeficiente de Poisson representa a relação da deformação de contração (tensão transversal, lateral ou radial) normal à direção da carga aplicada com a deformação de extensão relativa (ou tensão axial) na direção da carga aplicada. É calculado de acordo com a Equação A.1.1.

$$\nu = -\varepsilon_t / \varepsilon_l \quad (\text{A.1.1})$$

Onde:

- ν é o coeficiente de Poisson;
- ε_t é a deformação transversal (m/m, adimensional);
- ε_l é a deformação longitudinal (m/m, adimensional).

Tipicamente, o coeficiente de Poisson varia entre 0 e 0,5, embora possam existir materiais ou estruturas com coeficiente de Poisson negativo. Estes materiais são conhecidos como materiais auxéticos, e quando tracionados, tornam-se mais espessos numa direção perpendicular à força aplicada.

A.1.2. EQUIPAMENTO

Nenhum equipamento necessário.

A.1.3. MATERIAIS

Amostras de borrachas

A.1.4. SEGURANÇA

Sem problemas de segurança associados.

A.1.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Manusear diferentes amostras de borrachas, tracionando-as entre os dedos e verificando o nível de contração lateral que exibem.
2. Determinar que materiais testados apresentam um coeficiente de Poisson mais elevado (analisando, por exemplo qual exibe a maior contração transversal em resposta à tração).

A.2. RIGIDEZ DE DIFERENTES MATERIAIS

A.2.1. INTRODUÇÃO

A rigidez refere-se à deformação exibida por um material sob o efeito de uma carga aplicada. Um simples exemplo da rigidez consiste em considerar um pedaço de cerâmica e um pedaço de borracha com a mesma seção transversal e comprimento. Se tentarmos dobrar o pedaço de cerâmica, este não deforma muito, fruto da sua

elevada rigidez. Por outro lado, o pedaço de borracha dobra-se e estica-se muito facilmente, o que é representativo de um módulo de elasticidade muito baixo.

No entanto, a rigidez de uma estrutura, como uma viga, depende não só do módulo de elasticidade do material que a compõe, mas também do seu momento de inércia (I) e do seu comprimento. O momento de inércia é um parâmetro puramente geométrico que nos indica a resistência que uma determinada secção oferece á rotação em torno de um eixo. Consequentemente, um corpo com um momento de inércia elevado é extremamente difícil de fletir.

Para aumentar a rigidez de uma viga sem alterar o material nela usado (reduzindo a deformação sob carga), uma abordagem eficaz consiste em aumentar a espessura da viga, uma vez que o aumento da espessura aumenta o momento de inércia ao cubo ($I = bh^3/12$) para uma secção retangular. Nesta fórmula, para uma viga retangular, b é a largura, e h representa a espessura da viga.

A.2.2. EQUIPAMENTO

Nenhum equipamento necessário.

A.2.3. MATERIAIS

Réguas com duas configurações geométricas diferentes, constituídas por diversos materiais de construção mecânica.

Materiais das réguas:

- Aço;
- Alumínio;
- Madeira de pinho;
- Acrilonitrilo-butadieno-estireno (ABS).

Configurações geométricas das réguas:

- 200 mm × 25 mm × 5 mm;
- 200 mm × 25 mm × 15 mm.

A.2.4. SEGURANÇA

Sem problemas de segurança associados.

A.2.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Manusear as diferentes régulas e aplicar solicitações de flexão nas mesmas de forma manual em direções distintas (ver Figura A.2.1);
2. Testar a resposta de diferentes materiais, diferentes secções resistentes e diferentes direções de carregamento;
3. Ordenar os materiais testados em função da sua rigidez.

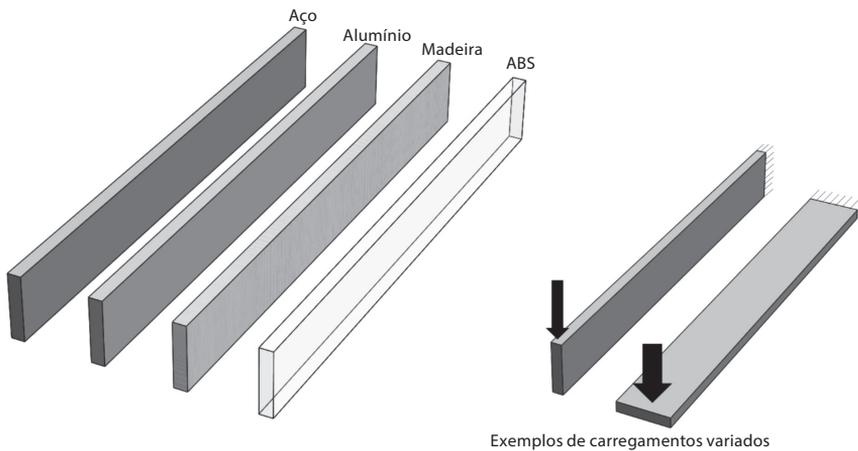


Figura A.2.1. – Exemplos de barras de diferentes materiais e carregamentos possíveis.

A.3. ESTRUTURAS CRISTALINAS

A.3.1. INTRODUÇÃO

Entre as estruturas cristalinas mais comuns contam-se a estrutura cúbica de corpo centrada (CCC), a estrutura cúbica de faces centradas (CFC) e a estrutura hexagonal compacta (HC). A estrutura cristalina de um material é sempre aquela que permite ao material estar num nível de energia mais baixo.

A estrutura cristalina CCC apresenta um átomo em cada vértice e um átomo no centro do cubo. A estrutura cristalina CFC apresenta um átomo em cada vértice e um átomo no centro de cada face do cubo. A estrutura cristalina HC apresenta um átomo em cada vértice do prisma hexagonal, um átomo no centro dos hexágonos e três átomos no centro da célula. É sabido que a estrutura cristalina tem um papel importante nas características mecânicas do material. Por exemplo, materiais baseados em estruturas do tipo CFC são mais suscetíveis de serem dúcteis do que aqueles que se encontram estruturados sob a forma HC ou CCC.

A.3.2. EQUIPAMENTO

Simple modelos tridimensionais construídos com recurso a bolas de ping-pong coladas, representando as seguintes estruturas:

- Cúbica de face centrada;
- Cúbica de corpo centrado;
- Hexagonal compacta.

Exemplos de modelos deste tipo são mostrados na Figura A.3.1.



Figura A.3.1. – Modelos das estruturas cristalinas CFC, CCC e HC.

A.3.3. MATERIAIS

Nenhum material necessário.

A.3.4. SEGURANÇA

Sem problemas de segurança associados.

A.3.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Manusear os diferentes modelos de estruturas atómicas, observando as diferenças entre as distribuições dos átomos, planos cristalográficos e as direções de máxima compactidade atómica.

A.4. DEFORMAÇÃO PLÁSTICA E FRATURA

A.4.1. INTRODUÇÃO

A forma como os diversos materiais se comportam quando solicitados com cargas elevadas pode ser muito distinta. Após a remoção de uma força, podemos encontrar os seguintes comportamentos:

- O metal volta às suas dimensões originais, tendo ocorrido apenas deformação elástica (os átomos retornam às suas posições originais).
- O metal deforma-se a ponto de não poder recuperar totalmente as suas dimensões originais, tendo ocorrido deformação plástica e permanente (a forma do material muda e os átomos são permanentemente deslocados das suas posições).

Podemos encontrar materiais que quando solicitados até à rotura nunca apresentam qualquer tipo de deformação plástica, tendo uma rotura frágil, sem plastificação. Um

exemplo deste tipo de material são ferros fundidos cinzentos, cuja curva de tensão deformação demonstra um comportamento quase linear até á rotura. Em contraste, existem materiais extremamente dúcteis, que sofrem extensa deformação plástica quando solicitados até á rotura. Entre estes materiais contam-se, por exemplo, os aços macios e o alumínio puro. A Figura A.4.1. mostra as curvas de tensão deformação destes três materiais, evidenciando os amplos patamares plásticos do aço macio e do alumínio puro e a ausência deste tipo de comportamento no ferro fundido cinzento.

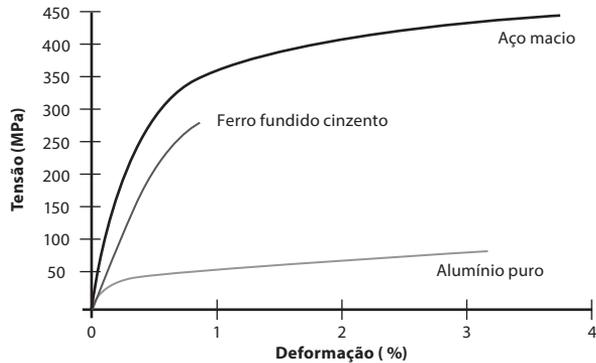


Figura A.4.1. – Curvas de tensão-deformação de três materiais distintos.

A.4.2. EQUIPAMENTO

Grampo de fixação.

A.4.3. MATERIAIS

Três barras com a mesma dimensão (100mm x 25mm x 2 mm) compostas de:

- Ferro fundido cinzento;
- Aço macio;
- Alumínio.

A.4.4. SEGURANÇA

Usar luvas de proteção durante o carregamento mecânico das barras.

A.4.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Fixar com um grampo um barra a uma superfície sólida (por exemplo bancada de laboratório);
2. Usando as mãos, aplicar força na extremidade livre da barra para tentar dobrar a barra de forma progressiva;
3. Carregar a barra até a mesma fraturar ou dobrar excessivamente;
4. Analisar as superfícies de rotura, se existentes, procurando identificar se a rotura teve um cariz frágil ou dúctil;
5. Identificar quais dos materiais em estudo apresentam maior deformação plástica antes da rotura.

A.5. FATORES FRAGILIZANTES – ENTALHE E TAXA DE DEFORMAÇÃO

A.5.1. INTRODUÇÃO

O comportamento mecânico de um material pode ser fragilizado por efeito de diversos fatores, como por exemplo a presença de entalhes e solicitações a uma taxa de deformação elevada.

Chama-se de entalhe a qualquer tipo de contorno geométrico que possa interromper a transmissão de forças numa peça carregada mecanicamente. Por exemplo, a presença de furos, cortes, ranhuras, chanfros, resulta em distribuições não uniformes da tensão, criando picos de tensão junto a estas secções que poderão causar

a falha prematura de um componente que as contenha. Diz-se que neste caso os entalhes apresentam um efeito concentrador de tensão. Na mecânica da fratura, um fator de intensidade de tensão é calculado em função da tensão aplicada, tamanho da fenda e geometria da peça. A falha ocorre quando o fator de intensidade de tensão excede a resistência à fratura do material. Nesta altura, a fenda crescerá de forma rápida e instável até à rotura completa do material.

Conforme mostrado na Equação A.5.1, o fator de intensidade de tensão, k_t , relaciona o pico de tensão num material entalhado com o valor de tensão médio, o qual está presente no material não entalhado (Figura A.5.1.). Este fator depende essencialmente da geometria do entalhe.

$$\sigma_{máximo} = k_t \sigma_{médio} \quad (A.5.1)$$

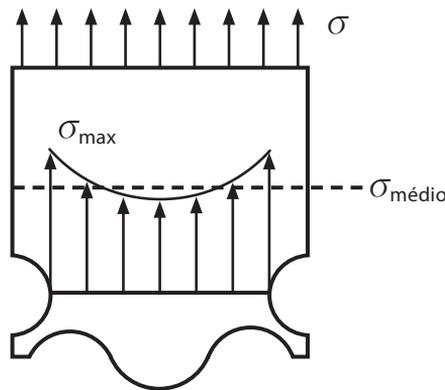


Figura A.5.1. – Distribuição de tensões num material entalhado.

Outros dois fatores que influenciam de forma importante o comportamento de um material são a temperatura de serviço e a taxa de deformação. É sabido que à medida que a temperatura diminui, os materiais tornam-se geralmente mais fortes e mais rígidos, mas menos resistentes ao impacto, enquanto o aumento das temperaturas produz a resposta oposta. Curiosamente, o efeito da taxa de deformação (a velocidade à qual o material é deformado) segue um comportamento similar. As altas taxas de deformação – carregamentos que ocorrem durante um curto período de tempo – tendem a favorecer as propriedades de rigidez e resistência associadas a um dado material. Em contraste, as baixas taxas de deformação – eventos que ocorrem durante um período de tempo mais longo – favorecem os aspetos viscosos ou de amortecimento energético do comportamento dos materiais. Desta forma, a tenacidade máxima é obtida para velocidades de solitação relativamente lentas e a resistência máxima é obtida para taxas de carregamento elevadas.

A.5.2. EQUIPAMENTO

X-acto.

A.5.3. MATERIAIS

Uma amostra de plasticina, moldada num cilindro com 1 cm de diâmetro e 10 cm de comprimento.

A.5.4. SEGURANÇA

Sem problemas de segurança associados.

A.5.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

- 1.** Manualmente, tracionar lentamente o cilindro de plasticina na sua direção axial, verificando a forma como esta se deforma e quebra.
- 2.** Moldar a plasticina de volta à forma inicial, mas efetuar um pequeno entalhe na sua secção central com o X-acto;
- 3.** Novamente, tracionar de forma lenta o cilindro de plasticina, verificando o efeito do entalhe no seu processo de deformação e quebra. Notar que o entalhe altera o desempenho do material, facilitando a sua rotura;
- 4.** Moldar a plasticina de volta à forma cilíndrica inicial;
- 5.** Manualmente, tracionar de forma rápida o cilindro de plasticina na sua direção axial. Verificar que o material se quebra de uma forma mais frágil, com menor nível de deformação plástica devido à velocidade de solitação elevada.

A.6. MECÂNICA DA FRATURA

– CARREGAMENTO E COMPRIMENTO DE FENDA CRÍTICO

A.6.1. INTRODUÇÃO

No estudo da mecânica da fratura, o parâmetro K_C indica-nos a resistência à fratura num processo de deformação plana. É uma medida da resistência de um material à propagação da fenda em condições predominantemente linear-elásticas (ou seja, condições de baixa tenacidade quando há pouca ou nenhuma deformação plástica a ocorrer na ponta da fenda). Pode ser estimado com recurso à Equação A.6.1.

$$K_C = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{A.6.1})$$

Em que, K_C é fator de intensidade de tensão crítico, σ corresponde ao valor da tensão aplicada, a corresponde ao comprimento de fenda e Y corresponde a um fator geométrico.

Esta equação mostra-nos que a resistência de um material à propagação de uma fenda depende fundamentalmente da geometria do componente, do comprimento de fenda e da tensão instalada. Desta forma, para uma dada carga aplicada a um componente, pode ser definido um comprimento de fenda crítico que, se for ultrapassado, levará ao crescimento instável da fenda e a falha completa do componente. Da mesma forma, podemos visualizar um componente com uma dada fenda nele instalada e procurar um valor de carga (ou tensão) aplicada crítico, a partir do qual irá existir uma propagação instável da fenda. Estes simples conceitos são a base de todo e qualquer projeto de componentes realizado com recurso à mecânica da fratura.

A.6.2. EQUIPAMENTO

- Suporte de fixação e de carregamento
- Tesoura;
- Pesos calibrados de diversos valores.

A.6.3. MATERIAIS

- Tiras de papel

A.6.4. SEGURANÇA

Sem problemas de segurança associados

A.6.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Iniciar a demonstração montando no suporte uma tira de papel com uma fenda central, com 50 % da largura da mesma;
2. Aplicar pesos de forma crescente e gradual à parte inferior da tira de papel até que a rotura ocorra, identificando assim a carga (e tensão) crítica necessária para a propagação de um dado comprimento de fenda (parte superior da Figura A.6.1);
3. Montar agora uma tira de papel sem qualquer tipo de fenda no suporte de ensaio;
4. Recorrendo a pesos, aplicar uma carga à parte inferior da tira de papel (parte inferior da Figura A.6.1);
5. Usando uma tesoura, cortar lentamente uma fenda na secção central da tira de papel até o material quebrar. Verificar que este comprimento de fenda corresponde ao comprimento crítico de fenda.

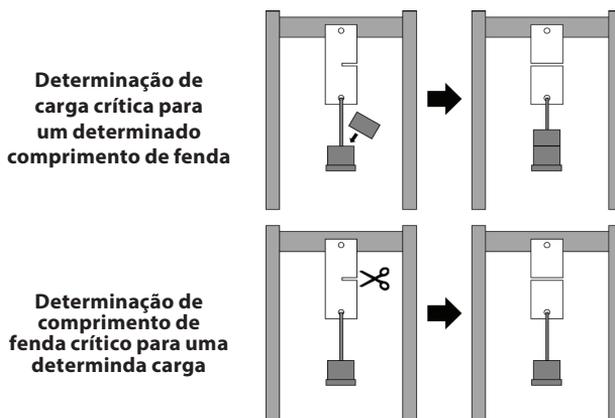


Figura A.6.1. – Procedimentos utilizados nesta demonstração

A.7. FALHA POR CARREGAMENTO CÍCLICO

A.7.1. INTRODUÇÃO

A falha por fadiga de componentes metálicos ocorre quando o material é enfraquecido devido ao efeito de cargas cíclicas. Existem três fases associadas um processo de fadiga do metal. Inicialmente, após uma certa quantidade de ciclos de carga, começam a formar-se microfissuras no metal. As microfissuras tendem a formar-se em torno de características geométricas concentradoras de tensão, tais como arestas vivas. Note-se que a tensão necessária para criar estas microfissuras é menor do que a resistência à tração do material original. Numa segunda fase, estas microfissuras continuam a ser solicitadas pelas cargas cíclicas, provocando o seu aumento de tamanho. Finalmente, as microfissuras atingem um comprimento crítico em que as tensões instaladas são suficientes para causar uma rápida e instável propagação da fenda, o que origina a falha do metal por fadiga.

O dimensionamento à fadiga é uma atividade essencial do projeto de estruturas metálicas sujeitas a solicitações cíclicas e existem diversos procedimentos experimentais para determinar o comportamento mecânico dos materiais à fadiga.

A.7.2. EQUIPAMENTO

Sem equipamento necessário

A.7.3. MATERIAIS

Amostras de arame com o mesmo diâmetro ($\varnothing = 2 \text{ mm}$), constituídas por diferentes materiais metálicos.

- Aço;
- Alumínio;
- Cobre.

A.7.4. SEGURANÇA

Sem problemas de segurança importantes associados.

A.7.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

- De uma forma manual, dobrar repetidamente cada segmento de arame na mesma localização até causar a falha do mesmo;
- Registrar o número de ciclos necessário para a quebra de cada arame;
- Estimar quais dos materiais em análise serão mais resistentes às solicitações de fadiga.

A.8. LIGAS DE MEMÓRIA DE FORMA

A.8.1. INTRODUÇÃO

As ligas de memória de forma são ligas de níquel e titânio e ligas de cobre, zinco e alumínio. O termo memória de forma (normalmente abreviado como SMA – *shape memory alloy*, em inglês) refere-se à capacidade destes materiais retomarem a uma forma inicial quando sujeitos a uma determinada temperatura. Ou seja, estas ligas podem ser deformadas plasticamente a uma determinada temperatura, recuperando depois a sua forma original, sem qualquer deformação remanescente, bastando apenas serem aquecidas acima de uma determinada temperatura de transformação.

A liga de forma mais conhecida é o Nitinol, uma combinação de 50 % de níquel e 50 % de titânio. Neste material, o fenómeno de retorno à forma original deve-se a uma transição súbita na microestrutura do material, que interfere com a disposição relativa dos dois componentes do composto intermetálico. A altas temperaturas, o Nitinol assume uma estrutura do tipo austenite. A baixas temperaturas, o Nitinol

transforma-se espontaneamente numa estrutura de cristal monoclinico mais complexa, do tipo martensítico. É possível distinguir dois tipos de operação de ligas de memória de forma. Nas ligas de simples efeito, o objeto pode ser livremente deformado no estado martensítico, retomando sempre a sua forma original quando forçado a regressar ao domínio austenítico. Já nas ligas reversíveis, o material alterna entre duas formas cada vez que é forçado a transitar a temperatura de transformação, mostrando um efeito forma-memória tanto durante o aquecimento como durante o arrefecimento.

A.8.2. EQUIPAMENTO

Isqueiro ou pistola de ar quente.

A.8.3. MATERIAIS

Amostras de componentes em liga de memória (Nitinol) de forma de simples efeito (arame, molas e clips), como as mostradas na Figura A.8.1.

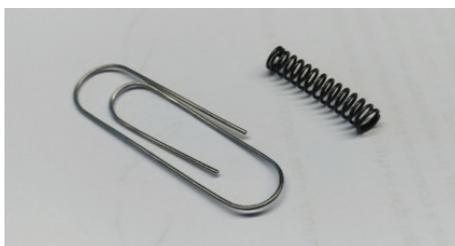


Figura A.8.1. – Clip e mola fabricados em liga de memória da forma (Nitinol).

A.8.4. SEGURANÇA

Possibilidade de queimaduras aquando do aquecimento das ligas de memória de forma. Recomenda-se o uso de luvas de proteção contra temperaturas elevadas.

A.8.51. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Selecionar um componente fabricado numa liga de forma de simples efeito (por exemplo, um clip);
2. Dobrar de forma cuidadosa o material para uma nova forma. Note-se que é fundamental evitar causar deformações plásticas excessivas no mesmo;
3. Usar um isqueiro ou pistola de ar quente para aquecer o material acima da sua temperatura de transição martensítica. O objeto de liga de memória de forma retorna automaticamente à forma original (Conforme visível na Figura A.8.2.).

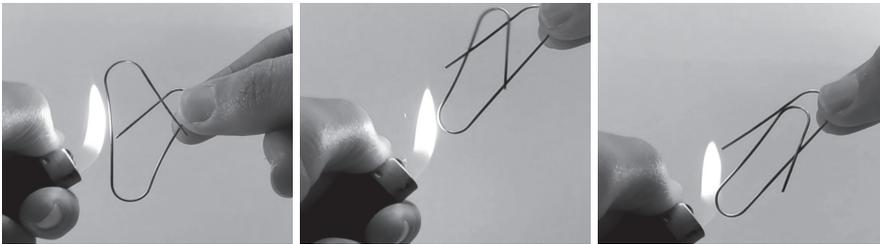


Figura A.8.2. – Processo de retorno à forma inicial de um clip fabricado em nitinol.

A.9. CONDUTIBILIDADE TÉRMICA DE CERÂMICOS

A.9.1. INTRODUÇÃO

Os cerâmicos tradicionais são reconhecidos pela sua capacidade de suportar temperaturas elevadas, sendo encontradas na construção de fornos e outros equipamentos de natureza similar. No entanto, alguns cerâmicos técnicos são formulados de forma a exibir resistências à temperatura extraordinárias. A alumina (Al_2O_3), um dos constituintes da cordierite em estudo neste trabalho, é um excelente exemplo destes materiais. Enquanto o alumínio começa a derreter em aproximadamente $660\text{ }^\circ\text{C}$, a alumina só inicia a sua fusão temperaturas superiores a $2000\text{ }^\circ\text{C}$.

Os cerâmicos apresentam-se também como sendo extremamente resistentes à propagação do calor pelo seu meio. A propriedade que mede a facilidade com que o calor é transmitido através de um material é chamada condutividade térmica. Nos materiais cerâmicos, fatores tais como porosidade interna, limites de grão e impurezas podem afetar esta propriedade. Níveis mais altos ou mais baixos de condutividade térmica podem ser atingidos em cerâmicos técnicos através do controle destes fatores. É sabido que a condução térmica é gerada quer pelo movimento dos elétrons quer pela transferência das vibrações da malha. Metais com baixa resistência elétrica e cristais em que as vibrações da malha são facilmente transferidas (por exemplo, cristais com átomos ou iões de massas semelhantes em pontos da malha e cristais covalentes com ligações fortes) apresentam uma elevada condutividade térmica.

A.9.2. EQUIPAMENTO

Maçarico de gás.

A.9.3. MATERIAIS

Blocos de isolamento em sílica com dimensões de 100x100x30 mm.

A.9.4. SEGURANÇA

Este procedimento envolve temperaturas muito elevadas, mas localizadas a uma parte muito específica da amostra. O uso de luvas adequadas para altas temperaturas é recomendado numa fase inicial do trabalho, para garantir que não há a possibilidade de ferir a pele.

A.9.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

- 1.** Montar um bloco de sílica num suporte apropriado;
- 2.** Usar o maçarico de gás, apontado ao centro de uma das faces do bloco, para aquecer o bloco durante 1 minuto;
- 3.** Imediatamente após o término do aquecimento, pegar no bloco sem luvas, segurando-o apenas pelos seus cantos. A condutibilidade extremamente baixa deste material impede que o calor atinja essas localizações durante o período de aquecimento;

A.10. EFEITO DAS BAIXAS TEMPERATURAS EM POLÍMEROS

A.10.1. INTRODUÇÃO

Uma característica fundamental dos polímeros é a sua temperatura de transição vítrea (T_g). Esta temperatura define a separação entre um comportamento rígido e frágil e um comportamento mais dúctil e próximo de uma borracha. À medida que a temperatura desce, o material amorfo irá ficar cada vez mais viscoso, até eventualmente apresentar um comportamento rígido e frágil. À temperatura de transição entre estes dois comportamentos chama-se de temperatura de transição vítrea.

Os polímeros que apresentam grande flexibilidade à temperatura ambiente, como as borrachas, são dotadas dessas características porque estão a operar acima da sua temperatura de transição vítrea. Nestes casos, a temperatura de transição vítrea apresenta até valores negativos. Assim sendo, é possível tornar uma borracha num material rígido e frágil, com um comportamento vítreo, bastando apenas para isso submeter a borracha a temperaturas muito baixas, o que pode ser conseguido com recurso à imersão em azoto líquido (-196 °C).

A.10.2. EQUIPAMENTO

Recipiente isolado termicamente contendo azoto líquido

A.10.3. MATERIAIS

- Amostra de borracha
- Amostra de polietileno

A.10.4. SEGURANÇA

Este teste envolve azoto líquido a temperaturas extremamente baixas, capaz de causar lesões severas na pele e no rosto. É essencial o uso de luvas adequadas para temperaturas criogénicas, bata protetora e proteção completa de rosto.

A.10.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Manusear as amostras de borracha e de polietileno à temperatura ambiente;
2. Encher um recipiente isolado termicamente com azoto líquido;
3. Com a ajuda de luvas e pinças, mergulhar as amostras de borracha e de polietileno no azoto líquido durante um minuto;
4. Remover as amostras e manuseá-las novamente;
5. Verificar a drástica alteração do seu comportamento mecânico.

A.11. ANISOTROPIA DE MATERIAIS COMPOSTOS

A.11.1. INTRODUÇÃO

Um compósito unidirecional (UD) é um material em que a maioria das fibras de reforço se encontram dispostas apenas numa direção. Uma pequena quantidade de fibra ou outro material pode ser encontrada noutras direções, apenas com a intenção de manter as fibras primárias em posição, sem oferecer propriedades estruturais. Num material deste tipo, o desempenho mecânico é máximo quando a solicitação ao longo da direção das fibras. Caso a solicitação seja realizada numa direção ortogonal à direção das fibras, estas não contribuem ativamente para o desempenho mecânico do material, podendo até atuar como defeito. Este fenómeno é mostrado na Figura A.11.1.

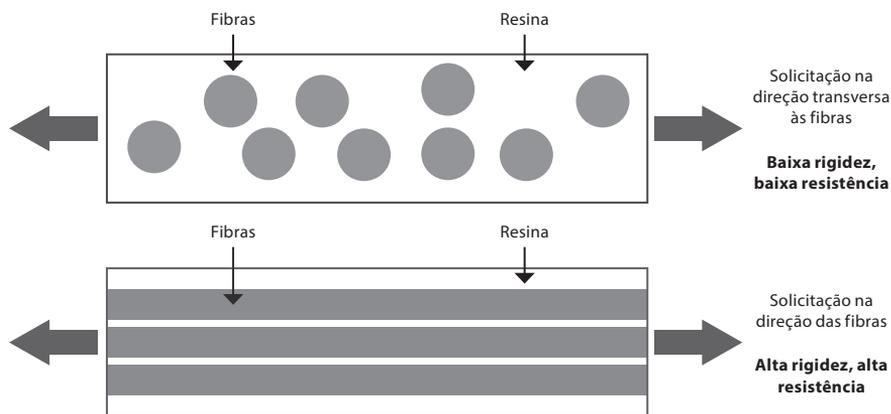


Figura A.11.1. – Comportamento dos materiais compósitos reforçados com fibras na direção transversa às fibras e na direção das fibras.

A.11.2. EQUIPAMENTO

Sem equipamento necessário

A.11.3. MATERIAIS

Placas de um material compósito com matriz polimérica reforçado com fibra de carbono, onde as fibras estão dispostas de forma unidirecional.

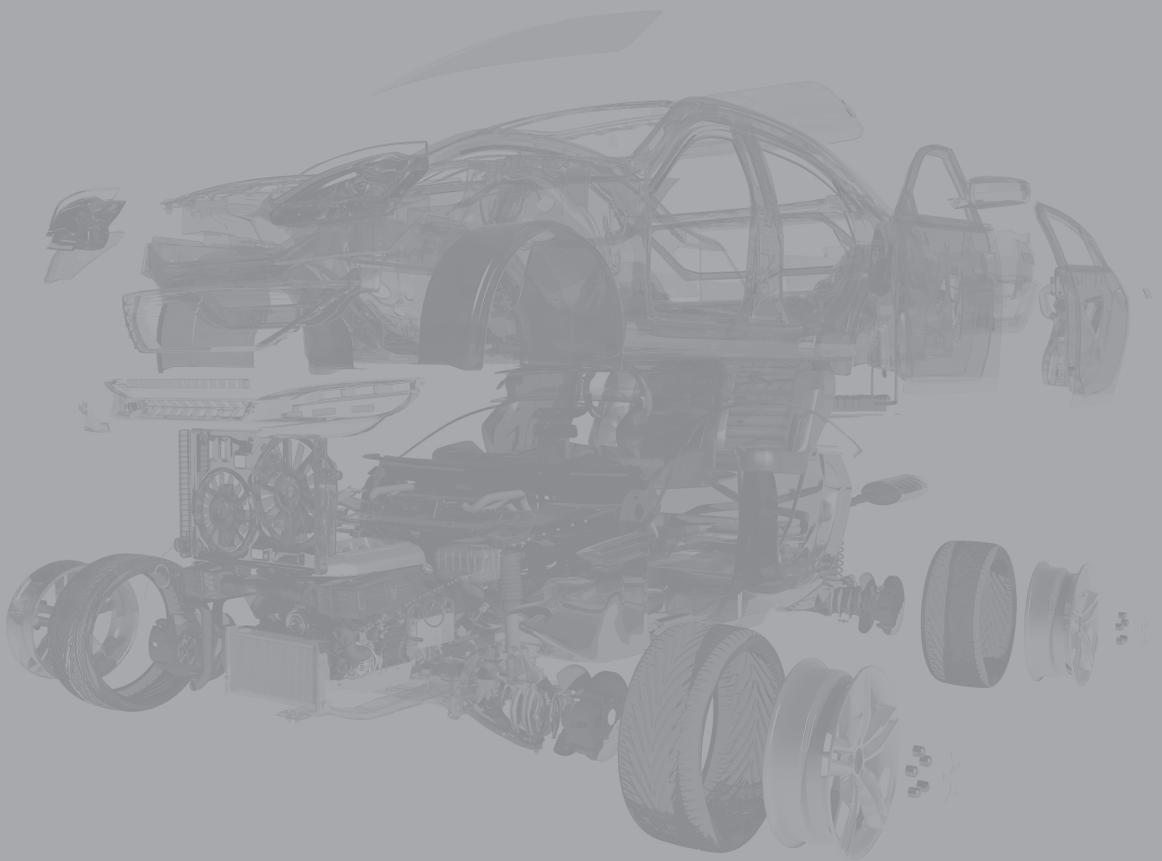
A.11.4. SEGURANÇA

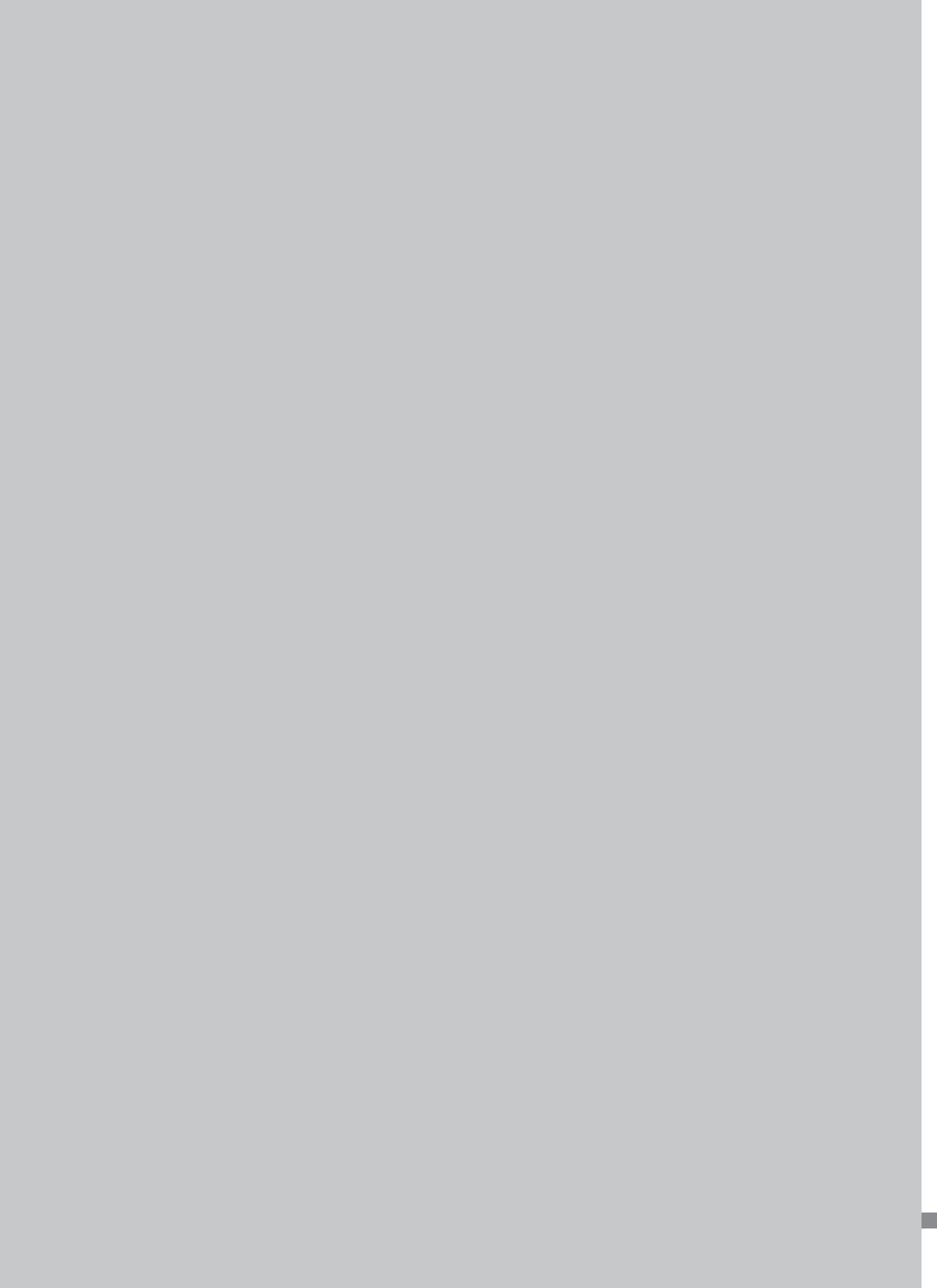
Recomenda-se o uso de luvas de trabalho robustas, capazes de evitar a penetração de fibras soltas na pele.

A.11.5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Manusear as placas de material compósito, dobrando-as em várias direções;
2. Notar as deflexões muito reduzidas quando as fibras são solicitadas à flexão e a baixa rigidez encontrada na direção transversa a esta.

B. PROBLEMAS





B.1. ESTRUTURA DOS MATERIAIS

B.1.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. Considere um provete de aço St-37, com secção quadrada com 10 mm de lado. No domínio elástico, quando sujeito a uma tensão de 100 MPa, tem uma deformação normal de 0,0476 % e uma variação de largura de 0,0014 mm.
 - a. Quais as propriedades necessárias para caracterizar o comportamento de um material no domínio elástico? Determine-as.
 - b. Organize por ordem crescente o módulo de rigidez típico de metais, polímeros, cerâmicos e compósitos.
 - c. A madeira é um compósito natural com uma matriz de lignina e fibras de celulose. Represente esquematicamente as curvas no domínio elástico de um provete de madeira solicitado na direção paralela e perpendicular às fibras. Justifique.

Resolução:

- a. Para caracterizar o comportamento mecânico dos materiais que obedecem à lei de Hooke no domínio elástico são necessários dois parâmetros: módulo de Young (E) e o coeficiente de Poisson (ν).

O módulo de Young é uma constante de rigidez e, segundo a lei de Hooke, é a constante de proporcionalidade entre a tensão aplicada e a deformação normal, dada por:

$$\sigma = E \times \varepsilon \implies E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{100}{\frac{0,0476}{100}} \approx 210 \text{ GPa}$$

Quando um provete é solicitado à tração, este sofre um alongamento na direção da força e uma contração no sentido transversal. O coeficiente de Poisson relaciona a variação da dimensão transversal (quer seja a largura como a espessura) com a variação da dimensão normal. Assim sendo, vem que:

$$\nu = - \frac{\varepsilon_{\text{transversal}}}{\varepsilon_{\text{normal}}}$$

A deformação transversal pode ser obtida através da largura inicial, 10 mm e da variação da largura, 0,0014 mm, recorrendo a:

$$\varepsilon_{\text{transversal}} = \frac{\Delta b}{b} = \frac{-0,0014}{10} = -0,00014$$

Assim sendo, obtém-se o seguinte coeficiente de Poisson:

$$\nu = -\frac{\epsilon_{transversal}}{\epsilon_{normal}} = -\frac{-0,00014}{0,000476} = 0,3$$

- b. $E_{cerâmicos} > E_{metais} > E_{compósitos} > E_{polímeros}$

Os materiais cerâmicos são conhecidos por terem uma rigidez bastante elevada, seguidos pelos materiais metálicos. No caso dos polímeros, estes apresentam uma rigidez bastante reduzida. Os materiais compósitos, de matriz polimérica reforçados por fibras cerâmicas como fibras de carbono ou vidro, apresentam uma grande dispersão em termos de valores de rigidez uma vez que esta depende da quantidade de fibras. Geralmente, a rigidez é inferior à apresentada pelos metais. No entanto, sobre certas condições é possível obter uma rigidez superior à dos materiais metálicos.

- c. A madeira, sendo um material compósito, apresenta um comportamento anisotrópico, isto é, as suas propriedades mecânicas dependem da direção de solicitação. Assim sendo, na direção das fibras, a madeira apresenta um comportamento rígido, enquanto na direção transversal às fibras, a rigidez corresponde à da matriz, sendo, por isso, bastante reduzida, tal como ilustra a Figura B.1.1.

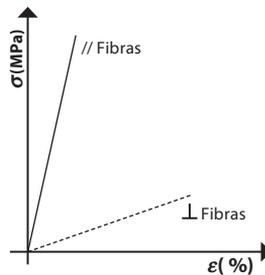


Figura B.1.1. Elasticidade da madeira na direção perpendicular e paralela às fibras.

2. Considere as células cúbica de corpo centrado (CCC) e cúbica de faces centradas (CFC).
 - a. Determine os seus fatores de ocupação atômica.
 - b. Compare os fatores de ocupação planares do plano das estruturas CCC e CFC. Calcule o fator de ocupação lineares das direções.
 - c. Determine a distância entre planos da família {100} e entre planos da família {110} para a estrutura CFC.

Resolução:

- a. O fator de ocupação atômica (FOA) é definido como:

$$FOA = \frac{\text{volume ocupado pelos átomos}}{\text{volume da célula}}$$

Que pode ser reescrito como:

$$FOA = \frac{\text{n}^\circ \text{ de átomos} \cdot \text{volume de um átomo}}{\text{volume da célula}}$$

Para a estrutura CCC:

$$FOA = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{a^3}$$

Sabendo que, na estrutura CCC, $4r = \sqrt{3}a$:

$$FOA = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{(4r/\sqrt{3})^3} = 0,68 = 68 \%$$

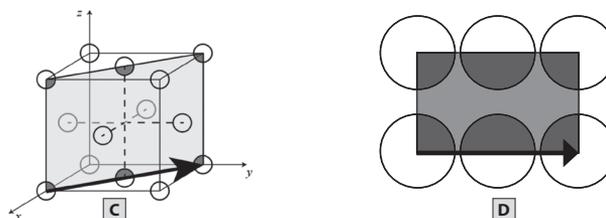
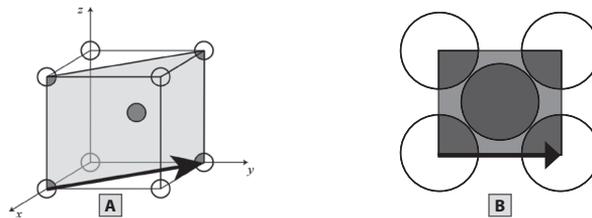
Para a estrutura CFC:

$$FOA = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{a^3}$$

Sabendo que, na estrutura CFC:

$$FOA = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{(4r/\sqrt{2})^3} = 0,74 = 74 \%$$

- b. O plano (110) e a direção $[1\bar{1}0]$ nas estruturas CCC e CFC estão representados na Figura B.1.2. e Figura B.1.3., respectivamente.



Sabendo que o fator de ocupação planar (FOP) é definido como:

$$\text{FOP} = \frac{\text{área ocupada pelos átomos}}{\text{área da célula}}$$

E partindo da Figura B.1.2., pode determinar-se o FOP do plano (110) na estrutura CCC como:

$$\text{FOP} = \frac{(1 + 4 \cdot 1/4) \cdot \pi r^2}{\sqrt{2} a \cdot a}$$

Assim:

$$\text{FOP} = \frac{2 \cdot \pi (\sqrt{3}a/4)^2}{\sqrt{2}a^2} = 0,83 = 83 \%$$

Partindo da Figura B.1.3., pode determinar-se o FOP do plano (110) na estrutura CFC como:

$$\text{FOP} = \frac{(2 \cdot 1/2 + 4 \cdot 1/4) \cdot \pi r^2}{\sqrt{2} a \cdot a}$$

Assim:

$$\text{FOP} = \frac{2\pi (\sqrt{2}a/4)^2}{\sqrt{2}a^2} = 0,55 = 55 \%$$

O fator de ocupação linear (FOL) é dado por:

$$\text{FOL} = \frac{\text{comprimento ocupada pelos átomos}}{\text{comprimento de referência}}$$

Em ambos os casos, para a direção $[1\bar{1}0]$ o comprimento de referência é $\sqrt{2}a$. Contudo, deve ter-se em conta que para uma célula CCC, $a = 4r/\sqrt{3}$, e para uma célula CFC, $a = 4r/\sqrt{2}$.

Assim, para $[1\bar{1}0]$ na estrutura CCC:

$$\text{FOL} = \frac{2r}{\sqrt{2} \cdot 4r/\sqrt{3}} = 0,61 = 61 \%$$

E, na estrutura CFC:

$$\text{FOL} = \frac{4r}{\sqrt{2} \cdot 4r/\sqrt{2}} = 1,00 = 100 \%$$

- c. Os planos cristalograficamente equivalentes aos planos (100) e (110) estão representados na Figura B.1.4., considerando a vista de cima de quatro células unitárias. Assim, as distâncias pedidas são:

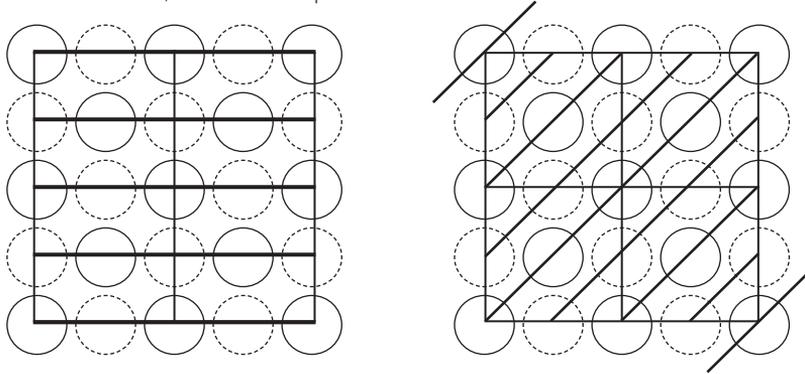


Figura B.1.4. Planos cristalograficamente equivalentes ao plano (100) e (110).

$$d_{\{100\}} = a/2$$

$$d_{\{110\}} = \sqrt{2}a/4$$

A distância entre planos cristalograficamente equivalentes pode ser também determinada por:

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

Em que h, k e l são os inversos das interseções com os eixos do primeiro plano desta família que não passa pela origem. Para os planos cristalograficamente equivalentes ao (100) e (110), o primeiro plano da família que não passa pela origem é (200) e (220), respectivamente. Deste modo:

$$d_{\{100\}} = \frac{a}{\sqrt{2^2 + 0^2 + 0^2}} = a/2$$

$$d_{\{110\}} = \frac{a}{\sqrt{2^2 + 2^2 + 0^2}} = \frac{a}{\sqrt{8}} = \sqrt{2}a/4$$

3. Determine os índices de Miller das direções representadas na Figura B.1.5.

- a. \vec{AK}
b. \vec{KC}
c. \vec{KJ}

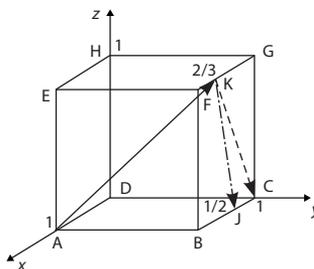


Figura B.1.5. Direções cristalográficas de uma célula cúbica.

Resolução:

1.º passo: traçar uma paralela à direção considerada passando pela origem.

Estas paralelas estão representadas na Figura B.1.6., alterando-se a origem do referencial.

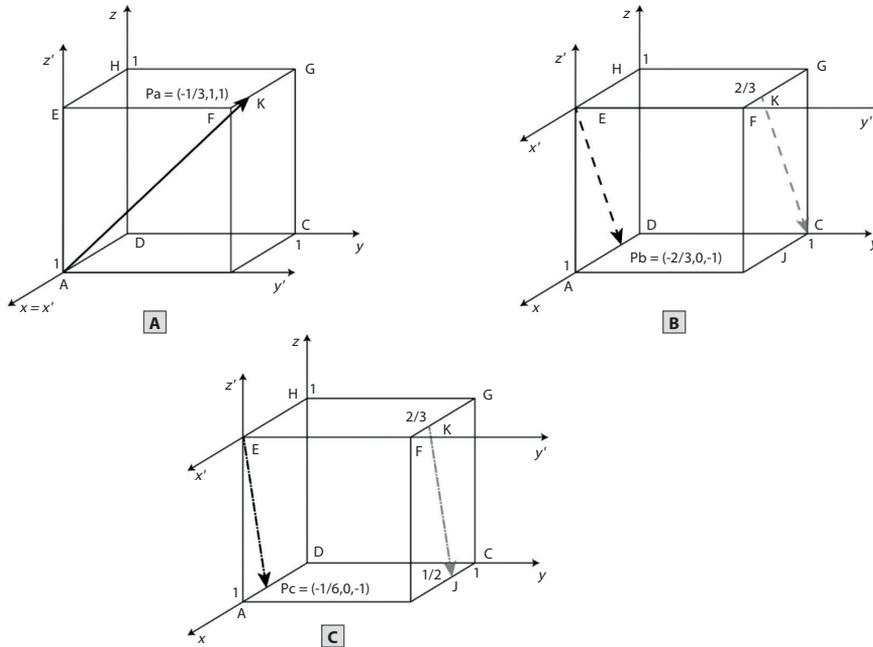


Figura B.1.6. Direções paralelas à considerada e ponto genérico dessa direção para \vec{AK} **a)**, \vec{KJ} **b)** e \vec{KJ} **c)**.

2.º passo: determinar as coordenadas de um ponto qualquer pertencente a essa reta segundo os eixos x, y, z.

Os pontos correspondentes são:

a. $P_a = (-\frac{1}{3}, 1, 1)$

b. $P_b = (-\frac{2}{3}, 0, -1)$

c. $P_c = (-\frac{1}{6}, 0, -1)$

3.º Passo: calcular os menores inteiros com a mesma relação.

- a. $(-1, 3, 3)$
- b. $(-2, 0, -3)$
- c. $(-1, 0, -6)$

4.º passo: colocar o resultado dentro de parênteses retos $[uvw]$.

- a. $[\bar{1} \ 3 \ 3]$
- b. $[\bar{2} \ 0 \ \bar{3}]$
- c. $[\bar{1} \ 0 \ \bar{6}]$

4. Determine os índices de Miller dos planos representados na Figura B.1.7.

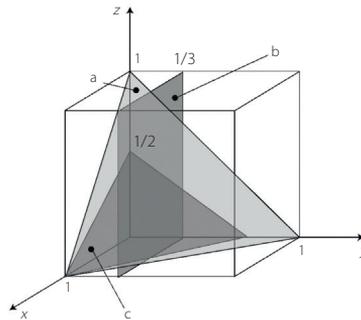


Figura B.1.7. Planos cristalográficos numa célula cúbica.

Resolução:

A resolução deste problema assenta em quatro etapas, Tabela B.1.1.:

1.º passo: Determinar as intersecções do plano com os eixos cristalográficos segundo os eixos x , y e z ;

2.º passo: Calcular os inversos aritméticos;

3.º passo: Calcular os menores inteiros com a mesma relação (os índices fracionais são eliminados multiplicando todas as coordenadas pelo denominador comum);

4.º passo: Colocar o resultado dentro de parênteses curvos: $(h \ k \ l)$.

Tabela B.1.1. Interseção dos planos cristalográficos com os eixos x, y e z.

Plano	1.º Intersecções	2.º Inversos	3.º Inteiros	4.º Resultado
A	1, 1, 1	1, 1, 1	1, 1, 1	(111)
B	$\infty, 1/3, \infty$	0, 3, 0	0, 3, 0	(030)
C	1, 2/3, 1/2	1, 3/2, 2	2, 3, 4	(234)

B.1.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

5. Considere um material sujeito a uma carga de tração de 3 kN.
 - a. A deformação que o material sofrerá será maior se tiver um módulo de Young de 210 GPa ou 400 MPa? Justifique, considerando que a secção reta não se altera.
 - b. Determine a razão entre a deformação nas duas situações.
 - c. Assumindo que a secção reta do material com um módulo de Young de 210 GPa é circular com um diâmetro de 10 mm, qual seria a secção reta necessária para o material com 400 MPa sofrer a mesma deformação?

6. Determine os índices de Miller das direções abaixo, partindo da representação na Figura B.1.1.

- a. \vec{DF}
- b. \vec{EB}
- c. \vec{HJ}

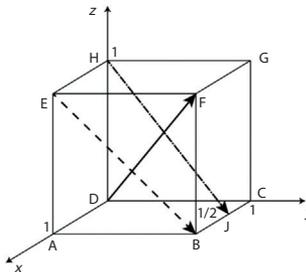


Figura B.1.8. Direções cristalográficas de uma célula cúbica.

7. Determine os índices de Miller dos planos representados na Figura B.1.9.

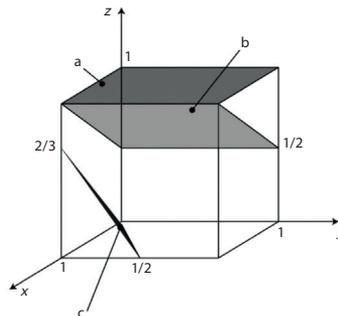


Figura B.1.9. Planos cristalográficos de uma célula cúbica.

8. Desenhe os planos e direções seguintes no sistema cúbico:

- a. $[110]$
- b. $[201]$
- c. $[3\bar{1}2]$
- d. (003)
- e. $(0\bar{1}1)$
- f. $(\bar{1}\bar{2}0)$

9. Considere a distribuição atômica indicada na Figura B.1.10.

- a. Indique a que estruturas cristalizas pode pertencer.
- b. Na estrutura cúbica indique os índices de Miller desta família de planos.
- c. Na estrutura cúbica indique os índices de Miller das famílias de direções representadas.
- d. Determine o fator de ocupação planar de planos desta família na estrutura cúbica.
- e. Determine a distância entre planos desta família na estrutura cúbica.

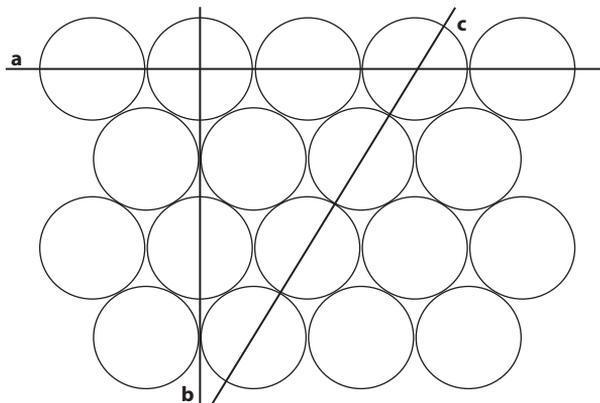


Figura B.1.10. Distribuição atômica.

10. Considere as distribuições atômicas de planos da estrutura cúbica representadas na Figura B.1.11.

- a. Identifique as famílias de planos representadas.
- b. Indique as direções que pertencem à mesma família de direções e os respectivos índices de Miller.

- c. Ordene os planos considerados por ordem crescente de densidades planares, recorrendo a cálculos.
- d. Ordene as direções consideradas por ordem crescente de densidades lineares, recorrendo a cálculos.

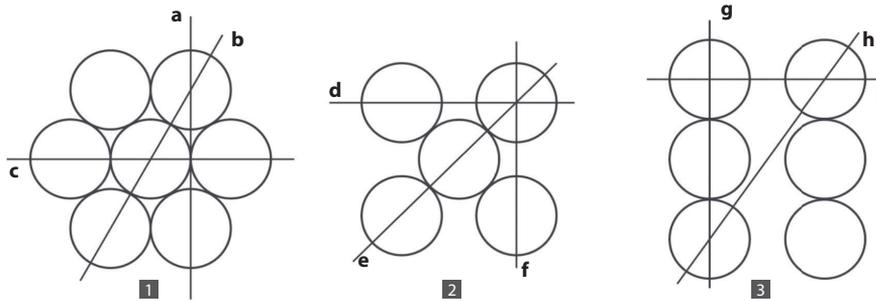


Figura B.1.11. Distribuições atômicas de planos da estrutura cúbica.

B.1.3. SOLUÇÕES

5. Considere um material sujeito a uma carga de tração de 3 kN.
 - a. O material com um módulo de Young de 400 MPa.
 - b. A deformação do material com $E = 400$ MPa é 525 vezes superior.
 - c. $4,12 \cdot 10^3 \text{ mm}^3$
6.
 - a. $[111]$
 - b. $[01\bar{1}]$
 - c. $[12\bar{2}]$
7.
 - a. (001)
 - b. $(10\bar{2})$
 - c. $(\bar{2}43)$

8.

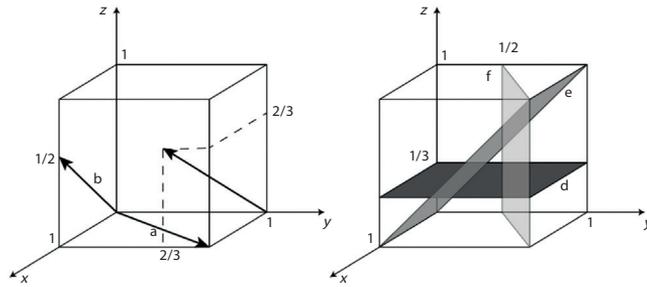


Figura B.1.12. Direções e planos do sistema cúbico.

9.

- a. CFC e HC
- b. $\{111\}$
- c. a, c: $\langle 110 \rangle$; b: $\langle 100 \rangle$
- d. 0,91 = 91 %
- e. $\sqrt{3}a/3$

10.

- a. Os planos indicados são todos da estrutura CFC. 1: $\{111\}$; 2: $\{100\}$; 3: $\{110\}$.
- b. Família I: b, c, e, g; $\langle 110 \rangle$
Família II: a, d, f, i; $\langle 100 \rangle$
Família III: h; $\langle 111 \rangle$
- c. $\rho_{\{110\}} < \rho_{\{100\}} < \rho_{\{111\}}$
- d. $\rho_{\langle 111 \rangle} < \rho_{\langle 100 \rangle} < \rho_{\langle 110 \rangle}$

B.2. DIAGRAMAS DE FASES

B.2.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. Os aços, ligas Fe-C e os bronzes, ligas Cu-Sn, são exemplos comuns de ligas cujas propriedades mecânicas se devem à formação de soluções sólidas.
 - a. As soluções sólidas podem ser intersticiais ou substitucionais. Distinga os dois tipos de soluções.
 - b. Indique os fatores que determinam a formação de soluções sólidas intersticiais ou substitucionais.
 - c. Quais os átomos suscetíveis de formar soluções sólidas intersticiais. Justifique.
 - d. Indique se os aços são soluções sólidas substitucionais ou intersticiais.

Resolução:

- a. Nas soluções sólidas intersticiais os átomos de soluto ocupam interstícios da estrutura cristalina do solvente. Nas soluções sólidas substitucionais os átomos do soluto ingressam na rede do solvente substituindo outros átomos.
 - b. Para a formação de soluções sólidas substitucionais os átomos devem ser semelhantes, ou seja, próximos na tabela periódica, com eletronegatividades próximas e diâmetros semelhantes. Quando uma solução sólida intersticial é formada há geralmente uma grande diferença entre os raios atômicos.
 - c. Os átomos suscetíveis de formar soluções sólidas intersticiais são átomos com raio atômico reduzido, como H, N, C e B.
 - d. Os aços são soluções sólidas intersticiais em que o carbono é dissolvido no ferro, visto que o carbono tem um raio atômico muito inferior.
2. Considere uma liga de Níquel e Cobre (Ni-Cu), Figura B.2.1.
 - a. Indique as fases e proporção das mesmas a 1250 °C para uma liga com 60 % de Cu.
 - b. Trace as linhas de arrefecimento para ligas com 0 %, 10 %, 50 %, 80 % e 100 % de peso de Níquel.

- c. Os metais são completamente solúveis no estado sólido? Justifique.

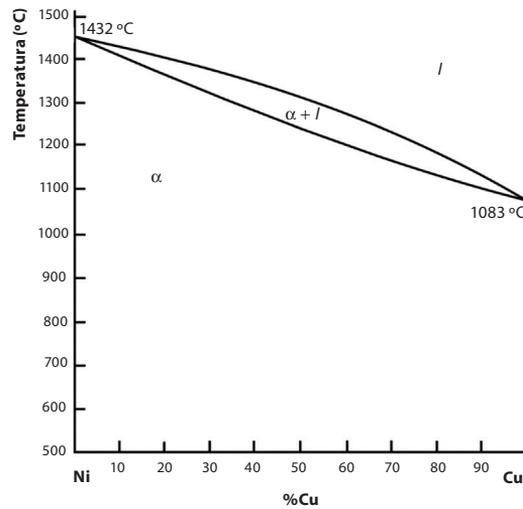


Figura B.2.1. Diagrama de equilíbrio Ni-Cu.

Resolução:

- a. À temperatura indicada, para uma liga com 60 % de Cu está-se na presença da fase α e líquido.

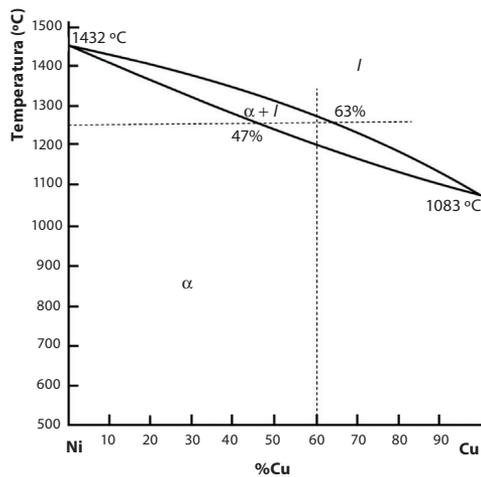


Figura B.2.2. Diagrama de equilíbrio Ni-Cu com liga com 60 % Cu assinalada.

A fase α contém 47 % de Cu e 53 % de Ni e o líquido 63 % de Cu e 37 % de Ni. A proporção de cada é:

$$\% \alpha = \frac{63 - 60}{63 - 47} \cdot 100 = 19 \%$$

$$\% l = \frac{60 - 47}{63 - 47} \cdot 100 = 81 \%$$

Ou, conhecendo % α :

$$\% l = 100 - \% \alpha = 81 \%$$

b. As curvas de arrefecimento estão apresentadas na Figura B.2.3.

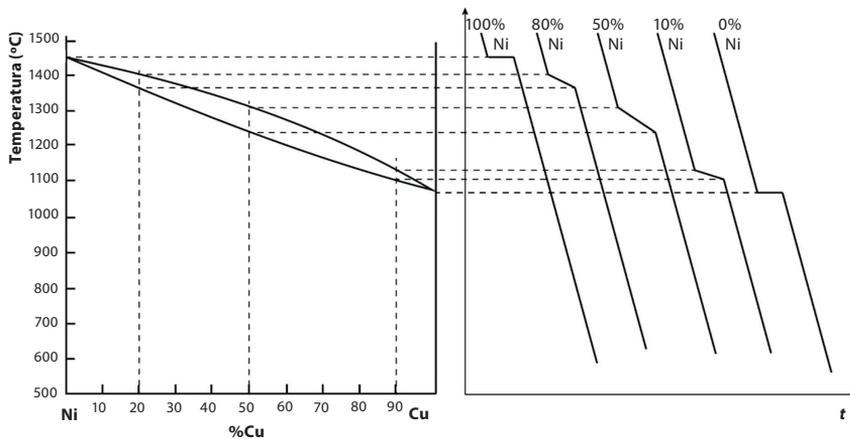


Figura B.2.3. Curvas de arrefecimento de ligas Cu-Ni.

- c.** Os metais são completamente solúveis no estado sólido porque formam uma fase alfa homogênea abaixo da linha *solidus* para qualquer percentagem mássica de cobre.
- 3.** Considere o diagrama de equilíbrio cobre-prata (Cu-Ag) representado na Figura B.2.4.
- Determine a solubilidade máxima de Ag em Cu no estado sólido e a temperatura a que se verifica.
 - Determine a solubilidade máxima de Cu em Ag no estado sólido e a temperatura a que se verifica.
 - Indique três ligas de prata, em termos do seu teor de Ag, que solidifiquem a uma única temperatura. Indique as vantagens tecnológicas de ligas com este comportamento.

- d. Indique a composição das ligas hipoeutéticas e hipereutéticas.
- e. Para uma liga com 30 % de Ag, determine a composição quantitativa de fases e constituintes a 400 °C, 780 °C – ΔT , 780 °C + ΔT e 1000 °C. Determine também a composição química das mesmas.

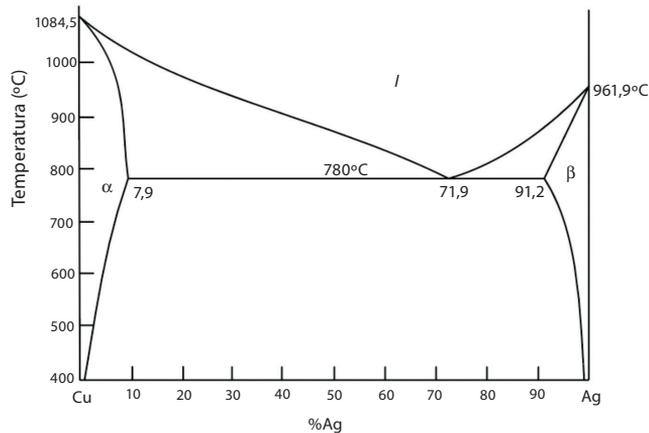


Figura B.2.4. Diagrama de equilíbrio Cu-Ag.

Resolução:

- a. Pretende-se o teor máximo de Ag que se consegue dissolver em Cu, que é 7,9 % à temperatura eutética, 780 °C.
- b. Pretende-se o teor máximo de Cu que se consegue dissolver em Ag, que é $100 - 91,2 = 8,8$ % à temperatura eutética, 780 °C.
- c. As ligas com 0 % Ag (100 % Cu), 71,9 % Ag (28,1 % Cu) e 100 % Ag (0 % Cu) solidificam a uma única temperatura. Esta propriedade faz com que estas ligas tenham melhor colabilidade. A liga eutética, 71,9 % Ag (28,1 % Cu), é particularmente interessante porque além de solidificar a uma única temperatura, solidifica a uma temperatura inferior.
- d. As ligas hipoeutéticas são as que cruzam a linha que define a transformação eutética e que têm um teor de Ag inferior ao do eutético: 7,9 % a 71,9 % Ag. As ligas hipereutéticas são as que cruzam a linha que define a transformação eutética e que têm um teor de Ag superior ao do eutético: 71,9 % a 91,2 % Ag.
- e. A liga em análise e pontos relevantes estão assinalados na Figura B.2.5.

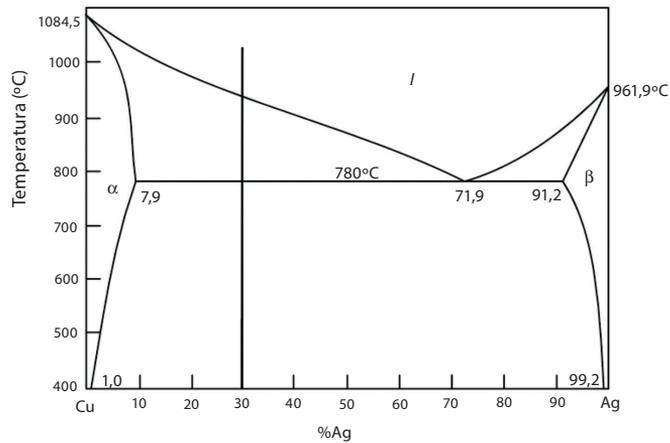


Figura B.2.5. Liga Cu-Ag com 30 % de Ag.

A 1000 °C:

– l

- Composição do l: 30 % Ag (70 % Cu)
- Composição quantitativa de cada uma das fases: 100 % l

A 780 + ΔT °C:

– l + α

- Composição do l: 71,9 % Ag (28,1 % Cu)
- Composição de α: 7,9 % Ag (92,1 % Cu)

– Composição quantitativa de cada uma das fases:

$$\% \alpha = \frac{71,9 - 30}{71,9 - 7,9} \cdot 100 = 34,5 \%$$

$$\% l = \frac{30 - 7,9}{71,9 - 7,9} \cdot 100 = 65,5 \%$$

A 780 – ΔT °C:

– O líquido transforma-se em constituinte eutético.

– Fases: α + β

- Composição de α: 7,9 % Ag (92,1 % Cu)
- Composição de β: 91,2 % Ag (8,8 % Cu)

– Constituintes: α + Eutético

- Composição de α: 7,9 % Ag (92,1 % Cu)
- Composição do eutético: 71,9 % Ag (28,1 % Cu)

– Composição quantitativa de cada uma das fases:

$$\% \alpha = \frac{91,2 - 30}{91,2 - 7,9} \cdot 100 = 73,5 \%$$

$$\% \beta = \frac{30 - 7,9}{91,2 - 7,9} \cdot 100 = 26,5 \%$$

– Composição quantitativa de cada um dos constituintes:

$$\% \alpha_p = \frac{71,9 - 30}{71,9 - 7,9} \cdot 100 = 34,5 \%$$

$$\% \text{Eutético} = \frac{30 - 7,9}{71,9 - 7,9} \cdot 100 = 65,5 \%$$

Note-se que o α proeutético (α_p) é a porção da fase α que se forma antes da transformação eutética. Note-se ainda que a quantidade de eutético é a mesma que a quantidade de líquido antes da transformação eutética.

A 400 °C:

– Fases: $\alpha + \beta$

• Composição de α : 1,0 % Ag (99,0 % Cu)

• Composição de β : 99,2 % Ag (0,8 % Cu)

– Constituintes: $\alpha + \text{Eutético}$

• A análise de constituintes é igual à efetuada a 780 °C – ΔT .

– Composição quantitativa de cada um dos constituintes:

$$\% \alpha = \frac{99,2 - 30}{99,2 - 1,0} \cdot 100 = 70,5 \%$$

$$\% \beta = \frac{30 - 1,0}{99,2 - 1,0} \cdot 100 = 29,5 \%$$

– Composição qualitativa em cada um dos constituintes:

• A análise de constituintes é igual à efetuada a 780 °C – ΔT .

B.2.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

- 4.** A albite (Ab) e a Anortite (An) são compostos definidos completamente solúveis nos estados líquido e sólido. As temperaturas de fusão da Ab e da An são 1118 e 1500 °C, respetivamente. Uma liga contendo 50 % de Ab começa a solidificar a 1420 °C, separando-se cristais com 90 % de An. Uma liga contendo 80 % de Ab começa a solidificar a 1300 °C, separando-se cristais com 70 % de An.

- a. Esquematize os diagramas de equilíbrio Ab-An legendando as respectivas áreas e linhas.
 - b. Para uma liga contendo 50 % de An calcule a composição e quantidades das fases a 1300 °C.
 - c. Desenhe as curvas de arrefecimento (temperatura-tempo) para a liga referida na alínea anterior e esquematize as microestruturas das diferentes zonas.
 - d. Discuta a solubilidade de Ab em An e de An em Ab no estado sólido e líquido.
5. Dois elementos A e B com ponto de fusão de 400 e 500 °C, respetivamente, formam um eutético para 30 % B a 300 °C. A máxima solubilidade de B em A é 10 % à temperatura eutética sendo a solubilidade mínima à temperatura ambiente (2 %). A solubilidade de A em B não depende da temperatura e é igual a 5 % de A.
 - a. Construa o diagrama binário de fases.
 - b. Construa o diagrama binário de constituintes.
 - c. Trace um gráfico da percentagem de eutético em função da percentagem de B.
 - d. Construa o diagrama de arrefecimento para as ligas 5 % B, 25 % B e 90 % B e esquematize as microestruturas das diferentes zonas.
6. Considere o diagrama de equilíbrio alumínio-silício (Al-Si) representado na Figura B.2.6.
 - a. Indique a solubilidade máxima de Al em Si e de Si em Al no estado sólido e a temperatura a que se verifica.
 - b. Indique a solubilidade de Si em Al a 500 °C.
 - c. Para fundição, escolheria uma liga com que composição química? Justifique.
 - d. Considere uma liga cujo intervalo de fusão é de 577 °C e 1000 °C.
 - i. Indique a composição química da liga.
 - ii. Indique se a liga é hipoeutética ou hipereutética.
 - iii. Faça uma análise da liga a 900 °C e 500 °C em que inclua a quantidade e composição das fases e dos constituintes.

- e. Partindo de uma liga com 1 % de Si, como obteria uma microestrutura monofásica α à temperatura ambiente?

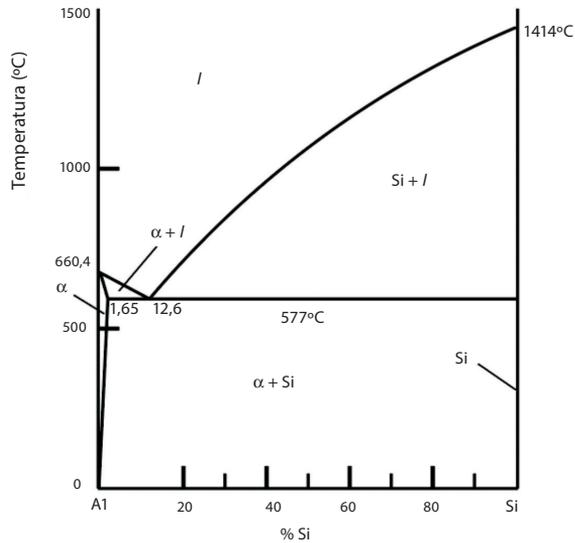


Figura B.2.6. Diagrama de equilíbrio Al-Si.

7. Considere o diagrama de equilíbrio chumbo-estanho (Pb-Sn) representado na Figura B.2.7.
- Indique a composição química do eutético e a quantidade de cada uma das fases nele presentes.
 - Determine as fases, constituintes, quantidade e composição química dos mesmos presentes numa liga com 70 % de Pb a 300 °C, 200 °C, e 100 °C.
 - Sabendo que uma liga, à temperatura ambiente apresenta 10 % de constituinte eutético e fase α , indique a sua composição química.

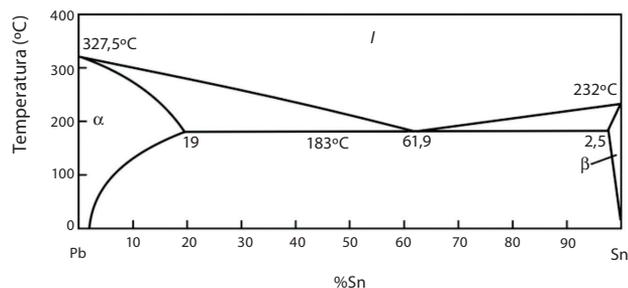


Figura B.2.7. Diagrama Pb-Sn.

B.2.3. SOLUÇÕES

4.

a.

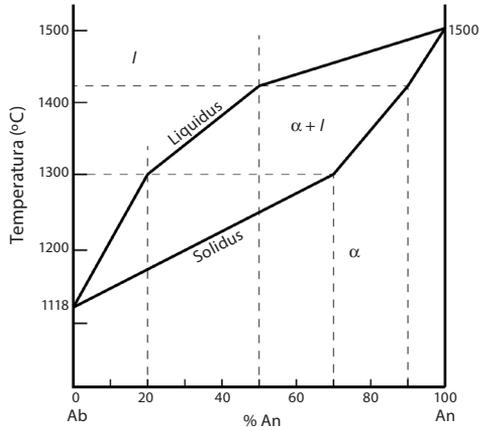


Figura B.2.8. Esquema do diagrama de equilíbrio Ab-An.

b. A 1300 °C está-se na presença de $l + \alpha$.

A composição de α é 70 % An e 30 % Ab. A composição de l é 20 % An e 80 % Ab.

$$\% \alpha = \frac{50 - 20}{70 - 20} \cdot 100 = 60 \%$$

$$\% l = \frac{70 - 50}{70 - 20} \cdot 100 = 40 \%$$

c.

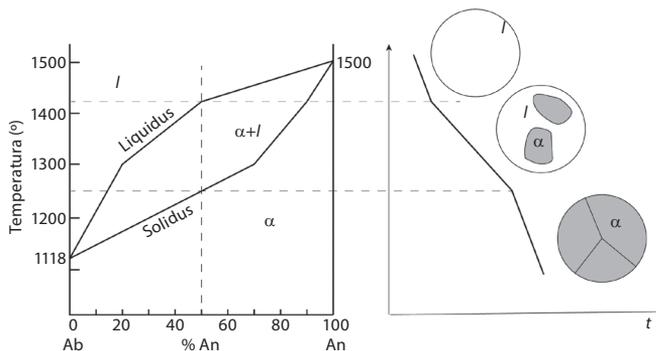


Figura B.2.9. Curva de arrefecimento de uma liga Ab-An com 50% de An.

d. Ab é completamente solúvel em An, e vice-versa, tanto no estado sólido

como no estado líquido.

5.
a.

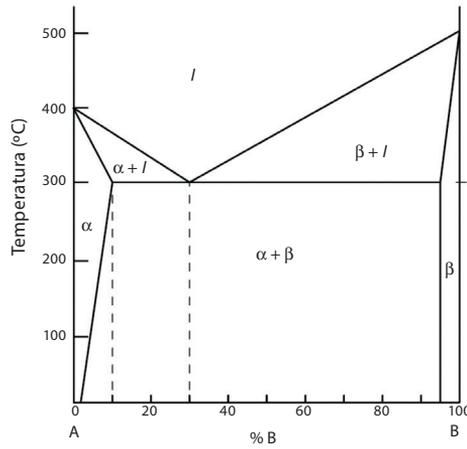


Figura B.2.10. Esquema do diagrama de fases A-B.

b.

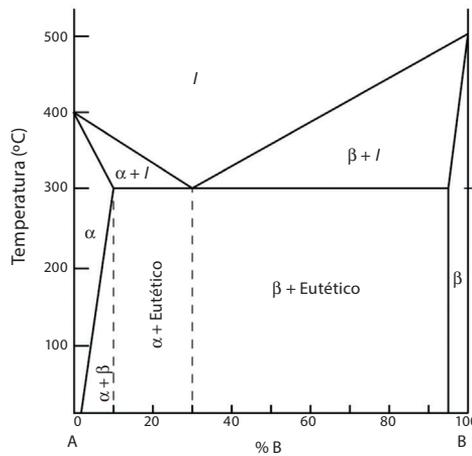


Figura B.2.11. Esquema do diagrama de constituintes A-B.

c.

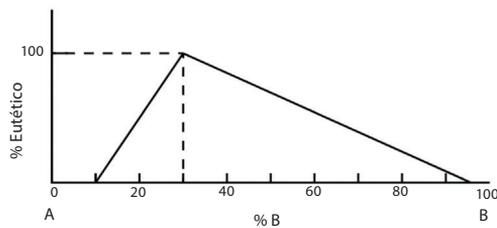


Figura B.2.12. Quantidade de eutético em função do teor em B.

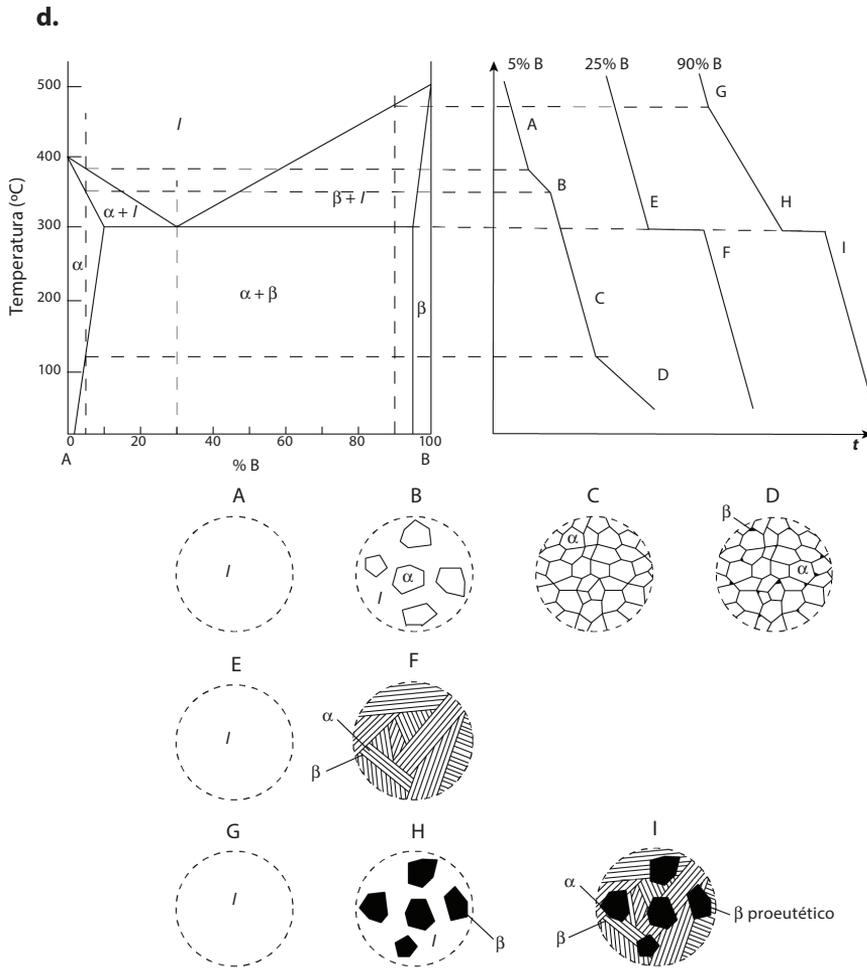


Figura B.2.13. Curvas de arrefecimento e microestruturas de ligas com 5 %, 25 % e 90 % e microestruturas mais relevantes das transformações.

6.

- a. Solubilidade máxima de Al em Si: 0 % (insolúvel no estado sólido); solubilidade máxima de Si em Al: 1,65 % à temperatura eutética, 577 °C.
- b. 1 %
- c. 12,6 % Si, liga com a composição eutética, solidifica a uma única temperatura e apresenta boa colabilidade, conduzindo a menos defeitos.

d.

i. 43,6 % de Si e 56,4 % de Al

ii. Hipereutética

iii. **A 900 °C:**

Fase L e composto definido Si. Composição química do l: 43,6 % Si e 56,4 % Al. Composição quantitativa: %l = 87,2 %, % Si = 12,8 %.

A 500 °C:

Fases: Fase α e composto definido Si. Composição química de α : 1 % Si e 99 % Al. Composição quantitativa: % α = 57,0 % % Si = 43,0 %.

Constituintes: Si proeutético e constituinte eutético. Composição quantitativa: % Eutético = 64,5 % % Si = 35,5 %.

e. Aquecimento rápido partindo do domínio monofásico α .

7.

e. 61,9 % de Sn e 38,1 % de Pb; % α = 45,3 % e % β = 54,7 %

f. **A 300 °C:**

• 100 % l com composição de 30 % Sn e 70 % Pb.

A 200 °C:

• $\alpha + l$: % α = 66,9 %; % l = 33,1 %

• α com composição 18,0 % Sn e 82,0 %

• l com composição 54,2 % Sn e 45,8 % Pb

A 100 °C:

Fases:

• $\alpha + \beta$: % α = 50,6 %; % β = 49,4 %

• α com composição 6,4 % Sn e 93,6 % Pb

• β com composição 98,9 % Sn e 1,1 % Pb

Constituintes à temperatura da transformação eutética:

• $\alpha_p + \text{Eutético}$: % α_p = 74,4 %, % Eutético: 25,6 %

• α_p com composição 19,0 % Sn e 81,0 % Pb

• Eutético com composição 61,9 % Sn e 38,1 % Pb

g. 23,3 % Sn e 76,7 % Pb

B.3. DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

B.3.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. Compare a facilidade de deslizamento entre planos do tipo (110) e planos do tipo (111) na estrutura CFC segundo as direções de máxima densidade linear.

Resolução:

A resistência ao corte teórica, τ , é dada por:

$$\tau = \frac{G}{2\pi} \frac{d_a}{d}$$

Onde G é o módulo de elasticidade ao corte, d_a é a distância interatômica e d é a distância interplanar entre planos cristalograficamente equivalentes. Quanto maior a resistência de corte teórica, menor a facilidade de deslizamento, visto que é necessária uma tensão maior para o deslizamento ocorrer.

Nestes planos, as direções de máxima densidade linear têm a mesma densidade linear (como pode ser observado pela seta assinalada na Figura B.3.1.a e Figura B.3.1.b) sendo o seu fator de ocupação linear de 100 %. Assim, a resistência ao corte é maior quanto menor for a distância interplanar (que pode ser observada na Figura B.3.1.c e Figura B.3.1.d).

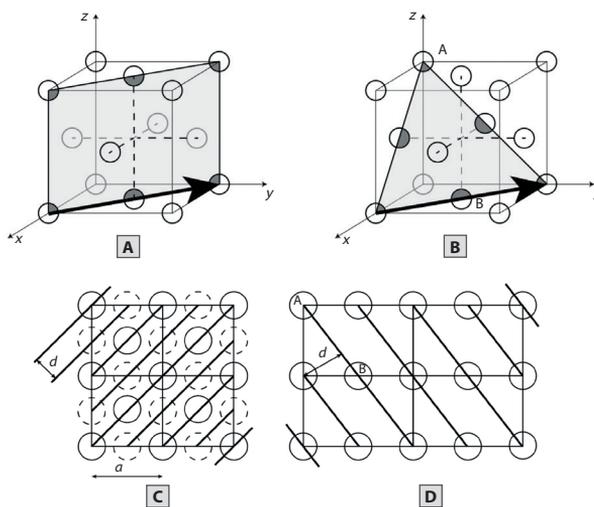


Figura B.3.1. Estrutura CFC com planos assinalados: (110) a) e (111) b); e distância interplanar entre planos (110) c) e (111) d).

A distância entre os planos da família {110} na estrutura CFC é de:

$$d_{\{110\}_{CFC}} = \frac{\sqrt{2}a}{4} \approx 0,35a$$

A distância entre os planos {111} na estrutura CFC é de:

$$d_{\{111\}_{CFC}} = \frac{\sqrt{3}a}{3} \approx 0,57a$$

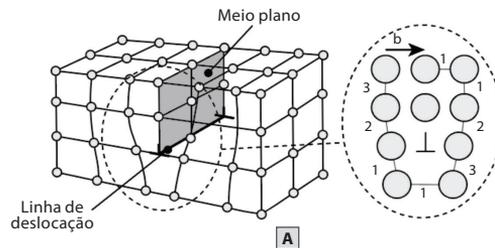
Deste modo, a tensão de corte teórica é inferior para o deslizamento segundo os planos da família {111} e, como tal, o deslizamento é mais fácil.

2. Considere os defeitos cristalinos estudados.

- a.** Indique os tipos de defeitos e dê um exemplo para cada um.
- b.** Para as deslocações de canto e parafuso:
 - i.** Esquematize uma malha com cada uma delas.
 - ii.** Indique a direção do vetor de Burgers e a sua magnitude em função do parâmetro de malha. Caracterize as deslocações quanto à posição do vetor de Burgers relativamente à linha de deslocação.
 - iii.** Indique o fenómeno que tem por base deslizamento de deslocações.
- c.** Compare o deslizamento e a maclagem à luz do fenómeno descrito na alínea anterior.
- d.** Compare o deslizamento de deslocações com o escorregamento entre planos cristalográficos.

Resolução:

- a.** Os defeitos podem ser pontuais (como lacunas), lineares (como deslocações de parafuso) e planares (como os limites de grão).
- b.**
 - i.** A deslocação de canto está representada na Figura B.3.2.a, e a de parafuso na Figura B.3.2.b, bem como os vetores de Burgers e linhas de deslocação, importantes para a alíneas ii.



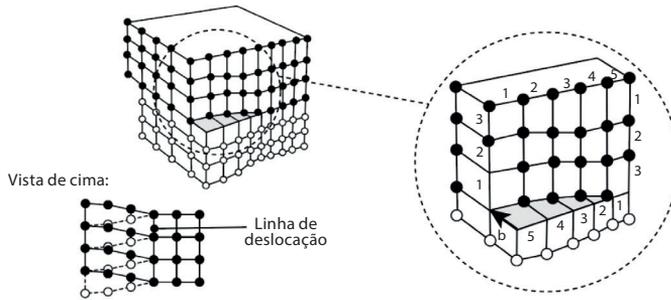


Figura B.3.2. Deslocação de canto **a)** e de parafuso **b).**

- ii. O vetor de Burgers, b , em ambas as deslocações, tem magnitude igual ao parâmetro de malha. Na deslocação de canto é perpendicular à linha de deslocação, Figura B.3.2.a, e na deslocação de parafuso é paralelo à linha de deslocação, Figura B.3.2.b.
- iii. Os deslizamentos originam deformação plástica, não quebrando todas as ligações de uma vez, mas sim gradualmente, uma ligação de cada vez.
- c. O aspeto microscópico do deslizamento são linhas finas, enquanto a maclagem são bandas ou linhas grossas, Figura B.3.3. Adicionalmente, no deslizamento não há alteração da orientação da malha, enquanto na maclagem a malha tem uma orientação diferente na zona maclada.

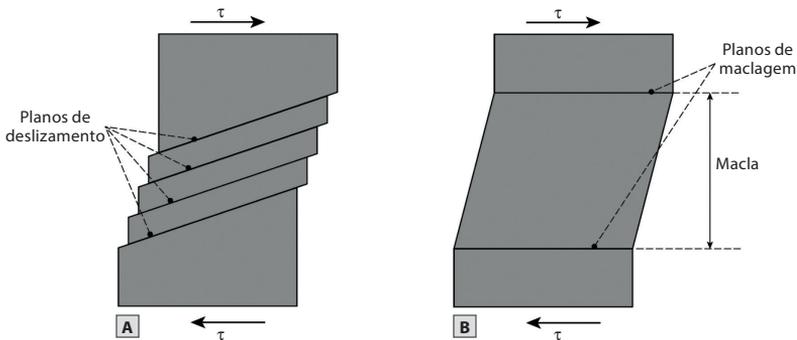


Figura B.3.3. Aspeto microscópico do deslizamento **a)** e da maclagem **b).**

- d. No deslizamento, Figura B.3.4.a, há uma rotura sucessiva das ligações sobre o efeito de tensões de corte sendo, portanto, um movimento progressivo. Por outro lado, no escorregamento entre planos cristalográficos, Figura B.3.4.b, todas as ligações entre átomos devem ser rompidas em simultâneo, o que requer uma energia muito superior.

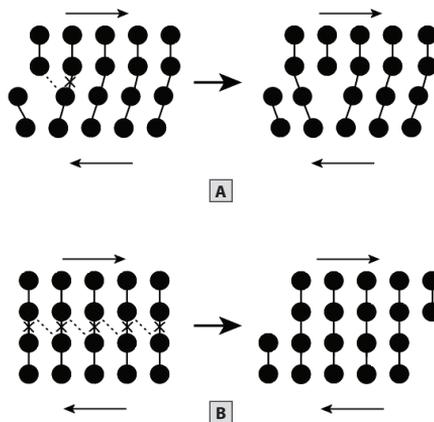


Figura B.3.4. Deslizamento a) e escorregamento entre planos b).

3. Considere os seguintes materiais:

- A** – Módulo de Young de 210 GPa, resistência à deformação plástica de 400 MPa e à rotura de 500 MPa. No ponto correspondente à força máxima registada na máquina de ensaio a deformação é de 17 %. A extensão após rotura é de 25 %, ocorrendo a rotura do provete a 450 MPa, e o coeficiente de estrição é de 40 %.
- B** – Aço com tensão de cedência de 230 MPa, tensão de rotura de 310 MPa e deformação máxima de 50 %, ocorrendo o colapso a 275 MPa. No ponto correspondente à tensão de rotura, a deformação é de 30 %.
- C** – Módulo de elasticidade de 5 GPa, tensão de cedência de 13 MPa e tensão de rotura de 50 MPa. A deformação correspondente à tensão de rotura é de 100 %. A extensão final é de 120 % e o colapso ocorre a 40 MPa.
- D** – Módulo de elasticidade de 300 GPa, a tensão de rotura é de 600 MPa, sem deformação plástica.
 - a.** Esboce as curvas referentes a um ensaio de tração para os três materiais.
 - b.** Indique o tipo de material de cada um deles.
 - c.** Considerando um provete do material A com um diâmetro inicial de 10 mm. Indique o diâmetro final.
 - d.** Indique o material mais:
 - i.** Rígido
 - ii.** Dúctil
 - iii.** Frágil
 - iv.** Resiliente
 - v.** Tenaz

Resolução:

- a. As curvas de tração estão representadas na Figura B.3.5., através da marcação dos pontos referidos na Tabela B.3.1.

TABELA B.3.1. Pontos relevantes para o esboço das curvas dos ensaios de tração dos materiais A, B, C e D.

	Módulo de Young [GPa]	Ponto 1 – cedência		Ponto 2 – tensão de rotura		Ponto 3 – colapso	
		$\sigma_{0,2}$ [MPa]	$\varepsilon_{plástica}$ [%]	σ [MPa]	ε [%]	σ [MPa]	ε [%]
A	210	400	0,2	500	17	450	25
B	210	230	0,2	310	30	275	50
C	5	13	0,2	50	100	40	120
D	300	–	–	600	$\frac{\sigma_R}{E} = \frac{600}{300 \times 10^3} 100 = 0,2\%$	(= rotura)	

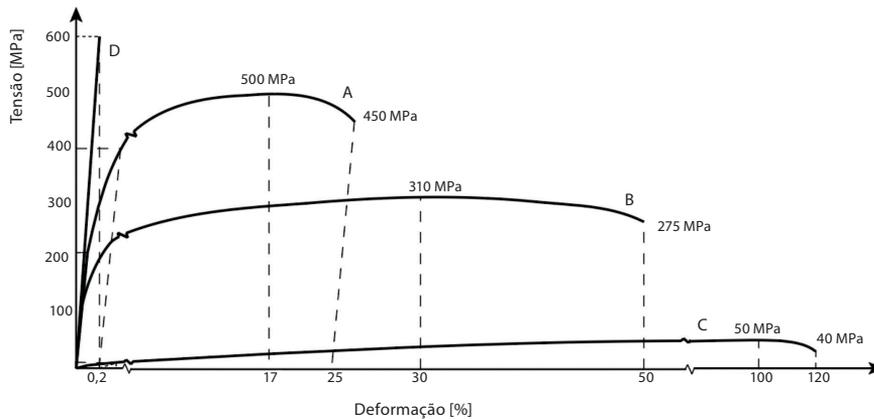


Figura B.3.5. Curvas de tração dos materiais A, B, C e D.

- b. Os materiais A e B são metais visto que tem elevada rigidez e resistência e uma deformação plástica apreciável (tendo módulo de Young de 210 GPa tratam-se de aços). O material C é um polímero, visto que é pouco rígido e resistente e a sua deformação em regime plástica é muito mais significativa do que em regime elástico. O material D é um cerâmico, visto que tem elevada rigidez e resistência, mas deformação plástica praticamente nula.
- c. Sendo o coeficiente de estrição de 30 %:

$$\varepsilon_r = \frac{S_0 - S_f}{S_0} = \frac{\frac{D_2^0 \pi}{4} - \frac{D_f^2 \pi}{4}}{\frac{D_2^0 \pi}{4}} = \frac{D_2^0 - D_f^2}{D_2^0}$$

$$\Rightarrow D_f^2 = D_2^0 - \varepsilon_r D_2^0 = 10^2 - 0,30 \times 10^2 D_f = 7 \text{ mm}$$

d.

- i. Maior módulo de elasticidade ou módulo de Young – D
- ii. Maior extensão após rotura (deformação plástica no ponto de rotura ou colapso) – C
- iii. Menor extensão após rotura (deformação plástica no ponto de rotura ou colapso) – A
- iv. Maior módulo de resiliência, ou seja, área abaixo da curva, em deformação elástica:

$$U_{R_A} = \frac{\sigma_{0,2}^2}{2E} = \frac{400^2}{2 \times 210 \times 10^3} = 0,38 \text{ MPa}$$

$$U_{R_B} = \frac{230^2}{2 \times 210 \times 10^3} = 0,12 \text{ MPa}$$

$$U_{R_C} = \frac{13^2}{2 \times 5 \times 10^3} = 0,02 \text{ MPa}$$

$$U_{R_D} = \frac{600^2}{2 \times 300 \times 10^3} = 0,60 \text{ MPa}$$

Material D.

- v. Maior módulo de tenacidade, que representa uma aproximação da área abaixo da curva de tração. Note-se que a expressão pela qual se determina o módulo de resiliência é diferente para os materiais dúcteis (A, B e C) e para os materiais frágeis (D).

$$U_{TA} = \frac{\sigma_{0,2} + \sigma_r}{2} \varepsilon_f = \frac{400 + 500}{2 \times 0,252} = 113,4 \text{ MPa}$$

$$U_{TB} = \frac{\sigma_{0,2} + \sigma_r}{2} \varepsilon_f = \frac{230 + 310}{2 \times 0,50} = 135,0 \text{ MPa}$$

$$U_{TC} = \frac{\sigma_{0,2} + \sigma_r}{2} \varepsilon_f = \frac{13 + 50}{2} \cdot 1,20 = 38,7 \text{ MPa}$$

$$U_{TD} = \frac{2}{3} \sigma_r \varepsilon_f = \frac{2}{3} \cdot 600 \times 0,002 = 0,8 \text{ MPa}$$

Material B.

4. Considere a curva de um ensaio de tração, Figura B.3.6. De um provete com um comprimento inicial de 40 mm e diâmetro de 10 mm.

a. Determine:

- i. O módulo de elasticidade.
- ii. A tensão de cedência.
- iii. A tensão de rotura.

- iv. A deformação plástica no ponto correspondente à tensão de rotura.
 - v. A extensão após rotura.
 - vi. A resiliência.
 - vii. A tenacidade.
 - viii. A deformação real no ponto de colapso.
 - ix. A tensão e deformação reais no ponto correspondente à tensão de rotura.
 - x. A equação de Ludwig.
- b. Considere que quando a força é de 35,3 kN a carga é retirada, determine a nova tensão de cedência.

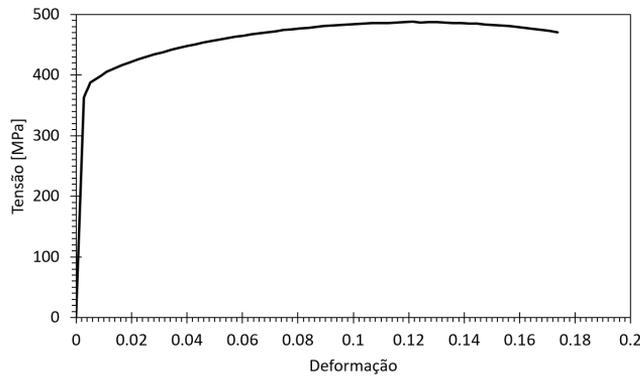


Figura B.3.6. Curva de um ensaio de tração.

Resolução:

- a. A resolução gráfica de algumas alíneas é baseada na representação da Figura B.3.7.

- i. Considerando a parte da curva linear elástica, evidenciada pela origem do referencial e pelo ponto A, por exemplo, e pela lei de Hooke:

$$\sigma = E \varepsilon \implies E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{160}{0,002} = 80 \text{ GPa}$$

- ii. A tensão de cedência.

Convencionalmente, a tensão de cedência corresponde à tensão para a qual a deformação plástica é de 0,2 %. Assim, traça-se uma paralela à zona linear elástica, intercetando as abcissas no ponto correspondente a uma deformação de 0,2 % (de modo a considerar apenas a deformação plástica) até intersestar o ensaio de tração, no ponto B:

$$\sigma_{0,2} = 390 \text{ MPa}$$

iii. A tensão de rotura corresponde à tensão convencional máxima, ponto C.

$$\sigma_r = 490 \text{ MPa}$$

iv. A deformação plástica no ponto correspondente à tensão de rotura pode ser determinada graficamente, traçando uma paralela à região linear elástica passando no ponto C e lendo diretamente a interseção com as abcissas, à semelhança do que foi feito na alínea ii ou analiticamente. Pela segunda abordagem, deve considerar-se, em primeiro lugar, que a deformação total é dada pela soma da deformação elástica e plástica e, em segundo lugar, que para qualquer ponto da curva a deformação elástica pode ser determinada pela lei de Hooke:

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \varepsilon_e = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} = 0,122 - \frac{490}{80 \times 10^3} = 0,116$$

v. A extensão após rotura corresponde à deformação plástica no ponto de rotura, ponto D e é determinada por uma paralela à zona linear elástica passando pelo esse ponto, como descrito nas alíneas ii e iii.

$$\varepsilon_r = 0,165 = 16,5 \%$$

vi. A resiliência é avaliada pelo módulo de resiliência:

$$U_R = \frac{\sigma_{0,2}^2}{2E} = \frac{390^2}{2 \times 80 \times 10^3} = 0,95 \text{ MPa}$$

vii. A tenacidade é avaliada pelo módulo de tenacidade que, para materiais dúcteis é:

$$U_T = \frac{\sigma_{0,2} + \sigma_r}{2} \varepsilon_f = \frac{390 + 490}{2} 0,167 = 73,5 \text{ MPa}$$

viii. A deformação real é dada por:

$$\bar{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon) = \ln(1 + 0,167) = 0,154$$

ix. A deformação real é dada por:

$$\bar{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon) = \ln(1 + 0,122) = 0,115$$

E a tensão real por:

$$\bar{\sigma} = \sigma(1 + \varepsilon) = 490(1 + 0,122) = 550 \text{ MPa}$$

- x. A equação de Ludwig representa a curva real entre a tensão de cedência e a tensão de rotura, ou seja, entre os pontos correspondentes aos pontos B e C na curva real. Esta equação pode ser determinada de duas formas.

1.º método: sabe-se que a equação de Ludwig é dada por:

$$\sigma = K\bar{\epsilon}^n$$

Assim:

$$\ln(\bar{\sigma}) = \ln(K) + n \times \ln(\bar{\epsilon})$$

Utilizando os pontos B e C para estipular a equação da reta:

Ponto	σ [MPa]	ϵ	$\bar{\sigma}$ [MPa]	$\bar{\epsilon}$
B	390	0,006	392	0,006
C	490	0,122	550	0,115

$$n = \frac{\ln(\bar{\sigma}_C) - \ln(\bar{\sigma}_B)}{\ln(\bar{\epsilon}_C) - \ln(\bar{\epsilon}_B)} = 0,114$$

No ponto B:

$$\bar{\sigma} = K\bar{\epsilon}^n \implies 390 = K 0,006^{0,114}$$

$$K = 699 \text{ MPa}$$

Finalmente:

$$\bar{\sigma} = 699 \bar{\epsilon}^{0,114}$$

2.º método: o valor do coeficiente de encruamento, n , pode ser aproximado à deformação real no ponto de força máxima, ou seja, no ponto correspondente à tensão de rotura.

$$n = \bar{\epsilon}_C = 0,115$$

Neste ponto:

$$\bar{\sigma} = K\bar{\epsilon}^n \implies 550 = K 0,115^{0,115}$$

$$K = 705 \text{ MPa}$$

- b. Quando a força é de 35,3 kN a tensão é de:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} = \frac{35,3 \times 10^3}{(10/2)^2 \pi} = 450 \text{ MPa}$$

Ou seja, está-se no ponto E do gráfico. Se se retirar o carregamento, a deformação plástica mantém-se, atingindo-se, portanto, o ponto em que a paralela à região plástica passando no ponto E intersesta o eixo das abcissas. O novo carregamento segue a mesma paralela até ao ponto E sendo a nova tensão de cedência 450 MPa.

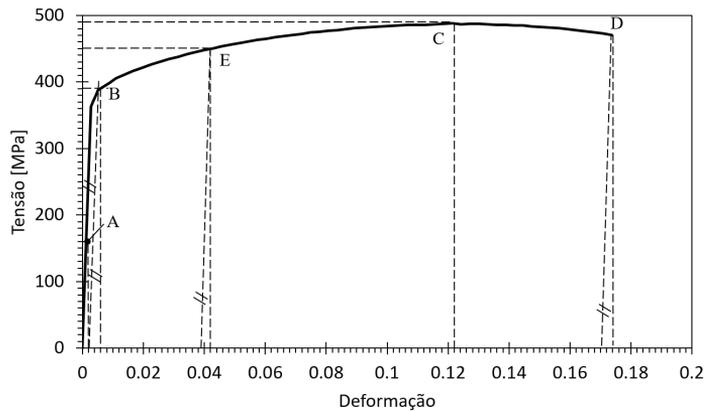


Figura B.3.7. Pontos relevantes para a análise gráfica do ensaio de tração.

B.3.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

5. Compare a facilidade de deslizamento entre planos do tipo (100) e (111) na estrutura CFC.
6. Relativamente às deslocações estudadas:
 - a. Indique os dois tipos de deslocações.
 - b. Defina o vetor de Burgers de uma deslocação.
 - c. Qual é o efeito da interação das deslocações com outros defeitos cristalinos nas propriedades mecânicas de um material.
7. Considere as curvas de tração representadas na Figura B.3.8.
 - d. Indique o material mais frágil.
 - e. Indique o material mais dúctil.
 - f. Indique o material mais tenaz.
 - g. Indique o material mais resistente à deformação plástica.
 - h. Indique o material mais resistente ao colapso.
 - i. Indique o material mais rígido.

- j.** Indique o material mais resiliente.
- k.** Indique o material que tem cedência.
- l.** Indique o material que obedece à lei de Hooke.
- m.** Dê um exemplo de um material para cada curva.

Justifique as respostas.

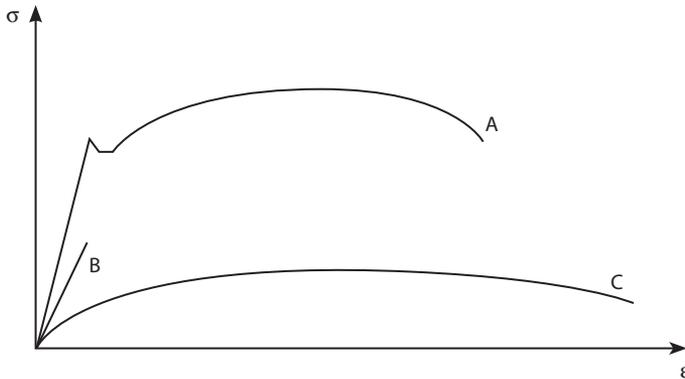


Figura B.3.8. Curvas esquemáticas resultantes de ensaios de tração.

- 8.** Trace esquematicamente as curvas dos materiais seguintes:
- A** – Um aço com módulo de elasticidade de 210 GPa, 200 MPa de tensão limite de elasticidade, 300 MPa de tensão de rotura, extensão após rotura de 20 % e deformação uniforme de 10 %.
 - B** – Um vidro com módulo de Young de 60 GPa e tensão de rotura de 60 MPa.
 - C** – Um PVC modificado idealmente plástico com módulo de elasticidade de 40 MPa, tensão limite de elasticidade de 10 MPa e extensão após rotura de 100 %.
- 9.** Foi efetuado um ensaio de tração de um provete em aço macio (0,16 % de C e 0,95 % de Cr) com os comprimentos do extensómetro L e diâmetros Φ antes e depois do ensaio indicados na Tabela B.3.2.

Tabela B.3.2. Comprimentos do extensómetro L e diâmetros Φ antes e depois do ensaio.

Antes	L_0 (mm)	
	Φ_0 (mm)	10,00
Depois	L_f (mm)	61,80
	Φ_f (mm)	5,80

Os dados apresentados na Tabela B.3.3. foram retirados do ensaio de tração. No ponto 9 foi retirado o extensômetro. A carga máxima foi atingida no ponto 10.

Tabela B.3.3. Dados retirados de um ensaio de tração.

	Força (N)	Alongamento (mm)	Extensão (-)	Tensão (MPa)
1	0	0	0	0
2	7500	0,025	0,0005	95
3	15000	0,050	0,0010	191
4	27000	0,100		344
5	33000	0,200	0,0040	420
6	35250	0,300	0,0060	449
7	36750	0,400	0,0080	468
8	37500	0,500	0,0100	477
9	38250	0,600	0,0120	487
10	48750			

Determine:

- a. O módulo de Young do material.
 - b. Determine a extensão no ponto 4.
 - c. A resistência à deformação plástica e à rotura.
 - d. Avalie a ductilidade do material, escolha um parâmetro para exprimir essa propriedade.
 - e. A tensão de rotura verdadeira.
 - f. A deformação verdadeira no ponto correspondente à tensão de rotura.
 - g. A equação de Ludwig.
 - h. O módulo de resiliência e tenacidade.
 - i. Se o provete for descarregado no ponto em que a carga é igual a 37,5 kN e novamente carregado, determine nova tensão de cedência.
- 10.** A partir da Figura B.3.9. e sabendo que o provete tem o comprimento inicial de 100,00 mm e um diâmetro inicial de 20,00 mm, determine:
- n. O módulo de elasticidade.
 - o. A resistência à deformação plástica.
 - p. A tensão de rotura.
 - q. A extensão após rotura.
 - r. O coeficiente de estricção.
 - s. A deformação verdadeira no ponto correspondente à tensão de rotura.
 - t. A tensão de rotura verdadeira.

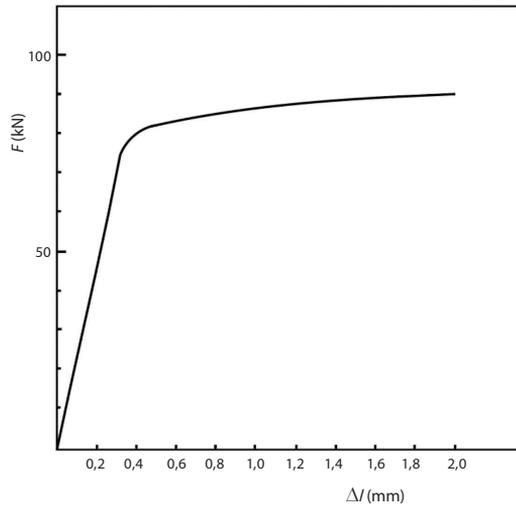


Figura B.3.9. Curva força-alongamento de um metal.

B.3.3. SOLUÇÕES

5. $\tau(111) < \tau(100)$ ou seja, é mais fácil ocorrer deslizamento segundo os planos (111).
6.
 - a. De cunha e de canto.
 - b. O vetor de Burgers define a amplitude e a direção de deslizamento.
 - c. Encruamento.
7.
 - a. B
 - b. C
 - c. A
 - d. A
 - e. A
 - f. A
 - g. A
 - h. A
 - i. A e B
 - j. A – aço com baixo teor de carbono; B – cerâmico; C – cobre puro.

8. A resolução está apresentada na Figura B.3.10.

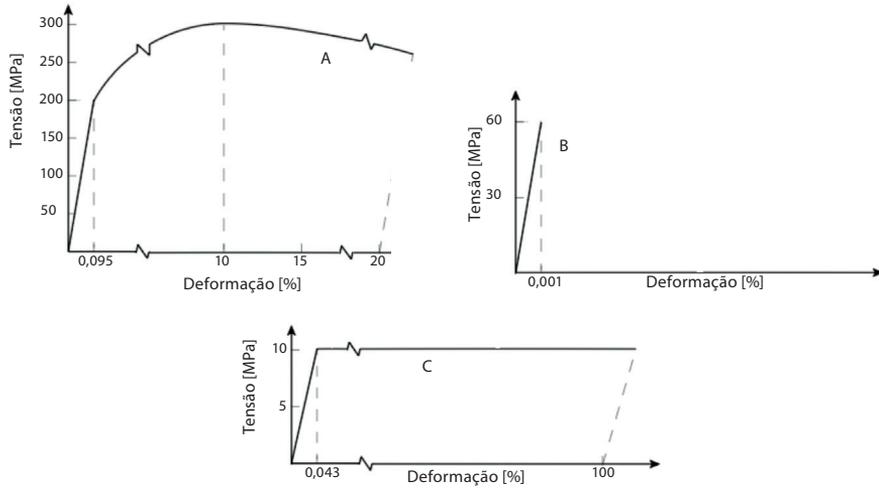


Figura B.3.10. Curvas do ensaio de tração dos materiais A, B e C.

9. a. 191 MPa
 b. 0,20 %
 c. 420 MPa e 621 MPa, respetivamente
 d. A extensão após rotura é de 23,6 %
 e. 770 MPa
 f. 21,5 %
 g. $\bar{\sigma} = 1071 \bar{\epsilon}^{0,215}$
 h. 0,46 MPa e 125 MPa, respetivamente
 i. 477 MPa
- 10.a. 785 GPa
 b. 247 MPa
 c. 286 MPa
 d. 1,6 %
 e. 1.6 %
 f. 1,98 %
 g. 292 MPa

B.4. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO

B.4.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. Considere os seguintes metais ou ligas metálicas:
 - A. Policristal de alumínio com 5 % de deformação ($\Phi=10\ \mu\text{m}$)
 - B. Monocristal de alumínio
 - C. Policristal de alumínio ($\Phi = 25\ \mu\text{m}$)
 - D. Liga de ferro e carbono (0,15 % C)
 - E. Policristal de alumínio ($\Phi = 10\ \mu\text{m}$)
 - F. Liga de ferro e carbono (0,4 % C)
 - G. Liga de ferro e carbono (0,4 % C) com 5 % de deformação

Φ indica o tamanho de grão

- a. Justifique a origem do encruamento do material A.
- b. Quais os mecanismos de endurecimento que justificam as diferenças encontradas nas resistências mecânicas de:
 - i. materiais A e E
 - ii. materiais B e C
 - iii. materiais C e E
 - iv. materiais D e F
- c. Coloque estes materiais por ordem crescente de rigidez (nota: evidencie os materiais que possuam igual rigidez).
- d. Coloque estes materiais por ordem decrescente de resistência mecânica.

Resolução:

- a. O material A possui defeitos lineares (deslocações), que ao interagirem umas com as outras fazem com que a sua movimentação seja mais difícil, resultando num aumento da resistência mecânica e diminuição da ductilidade.
- b. i. O material A possui uma resistência mecânica superior ao material E uma vez que ao ter sido deformado plasticamente sofreu encruamento;

- ii. O material C possui fronteiras de grão que se opõem ao movimento das deslocações, o que faz com que este tenha uma resistência mecânica superior ao material B;
 - iii. Dado que o tamanho de grão do material C é superior ao do material E, este possui menos juntas de grão por unidade de área. Logo, a oposição ao movimento das deslocações é menor, o que origina uma resistência mecânica inferior.
 - iv. Por conter mais átomos de soluto (carbono), o material F é mais resistente que o material D. Este endurecimento deve-se ao facto de os átomos de soluto deformarem a malha cristalina, dificultando o movimento das deslocações.
- c. (A, B, C, E) < (D, F, G). Alumínio possui um Módulo de Young, E, inferior ao das ligas ferrosas. O módulo de Young é insensível à microestrutura, presença de defeitos e elementos de liga.
- d. Ordem decrescente de resistência mecânica:
- 1.º – A>B-encruamento;
 - 2.º – A>C>B, C>B-juntas de grão, A>C-encruamento e menor tamanho de grão;
 - 3.º – D>A>C>B, D>A-Elementos de liga e D-CCC, A-CFC;
 - 4.º – D>A>E>C>B, A>E-encruamento;
 - 5.º – F>D>A>E>C>B, F>D-mais elementos de liga;
 - 6.º – G>F>D>A>E>C>B, G>F- encruamento;
2. a. Qual o fenómeno presente na Figura B.4.1.? Indique um material onde este fenómeno ocorra. Quais os parâmetros utilizados para os caracterizar?
- b. Que mecanismo de endurecimento ajuda a explicar este fenómeno? Descreva-o sucintamente.
- c. Qual a principal consequência macroscópica deste fenómeno? Indique duas formas de evitar esta consequências.

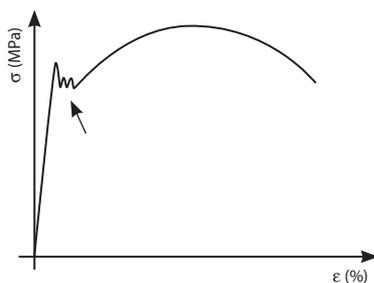


Figura B.4.1. – Curva Tensão-Deformação.

Resolução:

- a. Patamar de cedência. Consiste num aumento da deformação (de forma heterogénea) sem um aumento da tensão, após a tensão limite de elasticidade. Este é um fenómeno típico de aços ferríticos, com baixo teor de carbono. Para definir este fenómeno são necessários três parâmetros: limite superior de cedência plástica (σ_e^H), limite inferior de cedência plástica (σ_e^L) e o comprimento do patamar (A_p).
- b. Atmosferas de Cottrell. São átomos intersticiais (carbono, azoto) que se alojam na base das deslocações. Estes, “encravam” as deslocações ao criarem um campo de tensões residuais que interage com a deslocação, dificultando o seu movimento.
- c. Macroscopicamente este fenómeno causa bandas de Lüders (bandas de deformação plástica não homogénea, que se formam a 45° durante o patamar de cedência). A forma mais comum de evitar esta consequência é recorrendo a uma laminagem a frio. Deforma-se o material para além do patamar de cedência. Assim, num posterior carregamento, o material já não apresenta o patamar de cedência. Outra solução é a adição de elementos de liga com maior afinidade química com o carbono, de modo a que se formem carbonetos, evitando a formação de atmosferas de Cottrell.

3. Considere os seguintes metais ou ligas metálicas:

A – Cobre puro (monocristal)

B – Ferro puro (monocristal)

C – Ferro puro (policristal – tamanho de grão $\varnothing = 20 \mu\text{m}$)

D – Ferro puro (policristal – tamanho de grão $\varnothing = 5 \mu\text{m}$)

E – Liga Fe-C (0,45 % C)

F – Whisker de Fe

- a. Coloque estes materiais por ordem crescente de resistência mecânica.
- b. Justifique à luz dos conceitos metalúrgicos que estudou as diferenças que existem entre a tensão limite de elasticidade dos dois materiais para cada alínea.
 - i. materiais B e F
 - ii. materiais C e D
 - iii. materiais D e E

Resolução:

a. Ordem Crescente de resistência mecânica:

- 1.º $A < B$, $A = \text{CFC}$, $B = \text{CCC}$;
- 2.º $A < B < C$, $B < C$ - juntas de grão;
- 3.º $A < B < C < D$, $C < D$ - menor tamanho de grão (maior número de juntas de grão);
- 4.º $A < B < C < D < E$, $C < E$ - presença de elementos de liga;
- 5.º $A < B < C < D < E < F$, $E < F$ - F é um whisker que não contém defeitos;

b. i. O material F é um whisker pelo que não contém qualquer tipo de defeitos, o que faz com que o deslizamento seja extremamente difícil, resultando numa resistência elevada. O material B contém defeitos lineares (deslocações) o que facilita o deslizamento, facilitando a deformação plástica para tensões inferiores ao que seria esperado.

ii. Por ter um tamanho de grão inferior, o material D contém maior número de fronteiras de grão, que atuam como barreira ao movimento das deslocações, pelo que o material D tem uma resistência superior ao material C .

iii. O material E , para além de ser policristalino e conter juntas de grão, contém ainda elementos de liga (carbono), que se inclui na rede cristalina como solução sólida intersticial, deformando a rede e criando tensões residuais que interagem com o campo de tensões das deslocações e dificultam o seu movimento. Assim sendo, este tem uma resistência superior ao material D .

4. Um aço de baixo carbono foi austenitizado por duas horas a $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ tempo e o tamanho médio do grão obtido foi $0,014\text{ mm}$, amostra A . Outra amostra, B , foi austenitizada por 9 horas a $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ e obteve-se um tamanho médio de grão de $0,031\text{ mm}$. Provetes da amostra A e B foram ensaiados à tração e a tensão limite elasticidade para a amostra A e B foram as seguintes: $\sigma_y^A = 250\text{ MPa}$, $\sigma_y^B = 150\text{ MPa}$.

a. A que se deve esta diferença de propriedades mecânicas?

b. Se se pretende-se obter uma resistência à deformação plástica de 200 MPa , qual deveria ser o tamanho de grão. Sugestão: utilize a lei de Petch-Hall.

c. Desenhe esquematicamente o comportamento à tração do aço para cada condição mencionada anteriormente.

Resolução:

a. Esta diferença obtida na tensão limite elástico tem que ver com o efeito do tamanho de grão. Para grãos mais pequenos, existem mais fronteiras de grão por unidade de área, que, para temperaturas reduzidas servem como uma barreira

ao movimento das deslocções, fazendo com que a tensão necessária para que ocorra deformação plástica seja superior.

b. A lei de Petch-Hall relaciona a tensão de cedência de um material com o tamanho de grão e é dada por:

$$\sigma_y = \sigma_y^0 + \frac{c}{\sqrt{d}}$$

Onde:

- σ_y – tensão de cedência plástica;
- σ_y^0 – tensão de cedência de um grão;
- c – constante empírica (relacionada com a estrutura cristalina)
- d – tamanho de grão

Admita-se que a tensão de cedência de um grão é a mesma para todas as amostras. Uma vez que se trata da mesma liga de aço, esta pode considerar-se uma constante. Assim sendo, tendo em conta os dados fornecidos no enunciado (tensão de cedência e tamanho de grão) é possível a determinação das duas constantes, através de um sistema de duas equações:

$$\begin{cases} 250 = \sigma_y^0 + \frac{c}{\sqrt{0,014}} \\ 150 = \sigma_y^0 + \frac{c}{\sqrt{0,031}} \end{cases} \rightarrow \begin{cases} \sigma_y^0 = -54,90 \text{ MPa} \\ c = 36,08 \text{ MPamm}^{0.5} \end{cases}$$

Em seguida, substituindo as constantes e a tensão de cedência de 200 MPa na Lei de Petch-Hall, obtém-se:

$$200 = -51,93 + \frac{35,73}{\sqrt{d}} = 0,02 \text{ mm}$$

Graficamente, é possível representar a lei de Petch-Hall para o aço em análise como ilustra a Figura B.4.2.

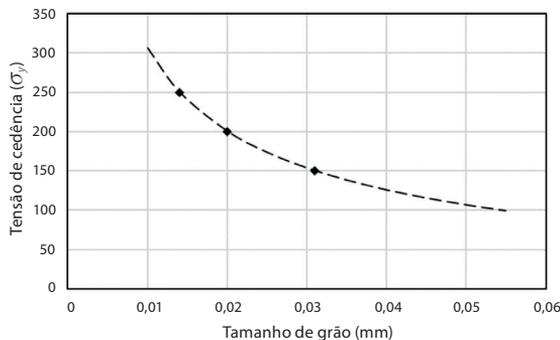


Figura B.4.2. Representação gráfica da lei de Petch-Hall.

- c. O comportamento mecânico dos três casos mencionados encontra-se na Figura B.4.3. Com o aumento do tamanho de grão, a resistência à deformação plástica e a resistência ao colapso diminui. No entanto, a ductilidade aumenta.

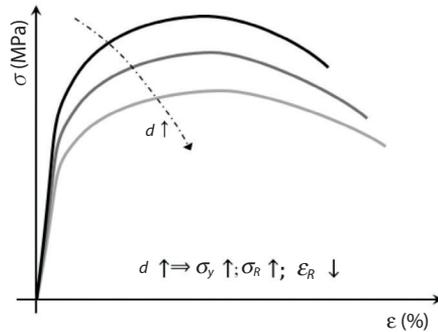


Figura B.4.3. Representação esquemática da influência do tamanho de grão numa curva tensão-deformação.

B.4.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

5. a. Explique o mecanismo de endurecimento por precipitação estrutural. Em que ligas é principalmente aplicado?
- b. Represente esquematicamente os tipos de precipitados que conhece. Qual destes causa um maior aumento da resistência à deformação plástica?
- c. O que causa o endurecimento por solução sólida? Que tipos de solução sólida estudou e quais as condições para que tal aconteça? Dê um exemplo de uma liga metálica para cada um.
6. Considere os seguintes metais ou ligas metálicas
- A. Monocristal de cobre puro
 - B. Liga de Cu-Zn (Zn em solução sólida substitucional) – $\Phi = 15 \mu\text{m}$
 - C. Liga de Al-Cu (duralumínio ao cobre)
 - D. Liga de Cu-Zn igual a B mas $\Phi = 5 \mu\text{m}$
 - E. Policristal de cobre $\Phi = 15 \mu\text{m}$
 - F. Whisker de alumínio puro
- Φ indica o tamanho de grão
- a. Coloque estes materiais por ordem crescente de resistência mecânica.
- b. Como compara o módulo de elasticidade do material B, do material D e do material E? Justifique.

- c.** Como justifica a diferença de dureza entre:
 - i.** materiais C e F
 - ii.** materiais A e E
 - iii.** materiais B e D
 - iv.** materiais A e B

- 7.** A resistência mecânica dos metais puros é geralmente baixa. Para tornar estes materiais mais atrativos para aplicações estruturais, utilizam-se ligas metálicas que, através de diversos mecanismos de endurecimento, possuem uma tensão limite de elasticidade superior. Descreva três mecanismos de endurecimento presentes nos materiais de construção metálica e dê um exemplo para cada um deles.

- 8.** Classifique as seguintes afirmações como verdadeiras ou falsas.
 - a.** Um precipitado coerente tem uma influência superior na resistência à deformação plástica quando comparado com um precipitado incoerente.
 - b.** A resistência intrínseca à deformação de um material não é afetada pela sua estrutura cristalina.
 - c.** O envelhecimento por deformação é um mecanismo de endurecimento passível de ser alcançado em qualquer metal.
 - d.** Quanto maior um precipitado, maior será a sua influência na resistência do material.
 - e.** Dado que a teoria das deslocações, não se aplica para explicar a deformação plástica de polímeros por não serem cristalinos, não existem formas de endurecer um polímero.
 - f.** O envelhecimento por deformação deve-se ao aumento da difusão de átomos de carbono, a relativamente altas temperaturas, o que permite o reagrupamento das atmosferas de Cottrell.
 - g.** As estruturas CFC e HC têm planos de máxima compacidade atômica, o que faz com que a sua resistência intrínseca seja superior.

B.4.3. SOLUÇÕES

- 5. a.** Partículas duras dispersas na matriz que dificulta o movimento das deslocações, sendo necessário o encurvamento da deslocação para que esta progrida. Ex: liga de AlCu (duralumínio).

b.

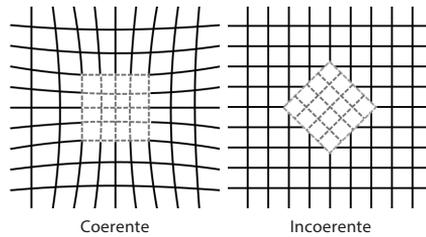


Figura B.4.4. Representação esquemática de precipitados coerentes e incoerentes.

Coerentes – maior resistência à deformação plástica.

c. Átomos dissolvidos em solução sólida que causam a deformação da rede cristalina e originam tensões residuais que dificultam o movimento das deslocções.

Substitucional – (estrutura cristalina semelhante, diâmetros atômicos próximos e eletronegatividades similares). Ex: Ligas AuCu (ouro-cobre) ou CuNi (cobre-níquel);

Intersticial – (átomo de soluto com diâmetro atômico bastante inferior ao do átomo de soluto). Ex: Ligas de aço (átomos de soluto de carbono), caso da martensite.

6. a. $A < E < B < D < C < F$.

b. $E_B = E_D = E_F$, módulo de Young insensível à microestrutura e elementos de liga.

c. i. F não tem defeitos.

ii. D tem maior número de fronteiras de grão.

iii. C tem precipitação estrutural.

iv. Fronteiras de grão e átomos em solução sólida.

7.

• Precipitação estrutural – Duralumínio.

• 2.º fase – ligas cobre-zinco (latões).

• Envelhecimento por deformação – aços com baixo teor de carbono (ferríticos).

8. a. V

b. F

c. F

d. F

e. F

f. V

g. F

B.5. MECÂNICA DA FRATURA

B.5.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. Considere uma placa de aço AISI4340, de 5 mm de espessura, com uma fenda no centro como ilustrado na Figura B.5.1. Este material possui uma tenacidade à fratura $K_{Ic} = 90 \text{ MNm}^{-3/2}$. Admita que $Y = 1$.
 - a. Qual o comprimento de fenda crítico, sendo que a carga P toma o valor da 500000 N.
 - b. Admitindo que a fenda tem um comprimento de 10 mm, qual seria a carga máxima aplicável?

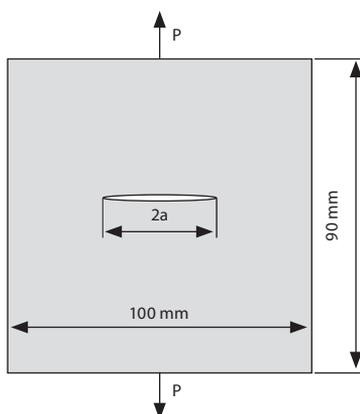


Figura B.5.1. Placa com fenda central.

Resolução:

- a. Para determinar o comprimento de fenda crítico é necessário recorrer ao conceito de fator de intensidade de tensão, que se pode definir como:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a}$$

Sendo que, para o comprimento crítico, se deve considerar que o fator de intensidade de tensão atinge a tenacidade do material, vem que:

$$K_{Ic} = Y\sigma\sqrt{\pi a} \Rightarrow a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{Y\sigma} \right)^2$$

Da expressão anterior, falta apenas determinar o valor da tensão aplicada, que pode ser obtido considerando a carga aplicada e a área resistente:

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{500000}{100 \times 5} = 1000 \text{ MPa}$$

Substituindo na fórmula do comprimento de fenda crítico, e aplicando as devidas correções por forma a ter conformidade entre as unidades utilizadas:

$$a_c = 1/\pi \left(\frac{K_c}{Y\sigma} \right)^2 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{90 \times 10^6}{1000 \times 10^6} \right)^2 = 0,00258 \text{ m} = 2,58 \text{ mm}$$

Para o caso em estudo, como o comprimento da fenda é $2a$, o comprimento máximo da fenda seria 5,16 mm.

- b.** O raciocínio é semelhante ao da alínea anterior, sendo que neste caso a equação do fator de intensidade de tensão deve ser reescrita em função da tensão:

$$K_c = Y\sigma_{fr} \sqrt{\pi a} \implies \sigma_{fr} = \frac{K_c}{Y\sqrt{\pi a}}$$

De acordo com o enunciado, o comprimento de fenda é:

$$2a = 10 \times 10^{-3} \text{ m} \implies a = 5 \times 10^{-3} \text{ m}$$

Utilizando as duas relações anteriores é possível determinar a tensão para a qual ocorreria fratura:

$$\sigma_c = \frac{K_c}{Y\sqrt{\pi a}} = \frac{90 \times 10^6}{1 \times \sqrt{\pi \times 5 \times 10^{-3} \text{ m}}} = 718 \text{ MPa}$$

- 2.** Considere a placa cerâmica representada na Figura B.5.2., tracionada por uma carga de 250kN. As propriedades mecânicas deste material são as seguintes:

- $E = 390 \text{ GPa}$
- $\sigma_R = 500 \text{ MPa}$
- $\gamma_s = 0,01 \text{ kJ/m}^2$

- a.** Se a presença da fenda fosse ignorada, qual seria a espessura necessária para que não ocorresse a rotura.
- b.** Considere agora uma fenda de 1 mm. Qual é a espessura necessária para que não ocorra falha nestas condições?
- c.** Se a placa fosse feita a partir de um metal com uma extensão após rotura de 40 %, poderia aplicar o mesmo procedimento utilizado na alínea anterior? Justifique.

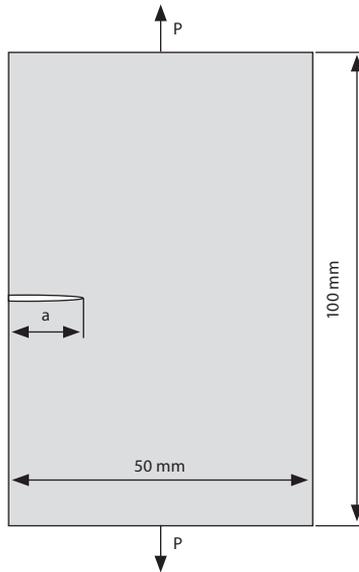


Figura B.5.2. Placa cerâmica com fenda lateral.

Resolução:

- a. No caso em que não existe uma fenda, e sabendo a tensão de rotura do material, a espessura (e) pode ser determinada pela seguinte expressão:

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{250000}{50} \times e = 500 \text{ MPa} \implies e = 10 \text{ mm}$$

- b. Na presença de uma fenda, e tendo em conta que a energia superficial é fornecida, é necessário recorrer ao conceito de taxa de libertação energia, G que é dada por:

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E}$$

Para determinar a espessura mínima (e_c), é necessário conhecer a taxa crítica de libertação de energia, que se obtém através de:

$$G_c = 2 \times \gamma_s = 0,02 \text{ kJ/m}^2$$

O cálculo da espessura vem através do cálculo da tensão crítica, que substituindo na equação anterior é:

$$G_c = \frac{\sigma_{fr}^2 \pi a}{E} \implies \sigma_{fr} = \left(\frac{G_c E}{\pi a} \right)^{1/2} = \left(\frac{0,02 \times 10^3 \times 200 \times 10^9}{\pi \times 1 \times 10^{-3}} \right)^{1/2}$$

Uma vez calculado o valor da tensão crítica, é possível obter o valor da espessura através de:

$$\sigma_{rr} = \frac{F}{A} = \frac{250000}{50 \times e_c} = 49,83 \text{ MPa} \implies = 100,34 \text{ mm}$$

Este valor quando comparado com o obtido na alínea anterior é significativamente superior, o que mostra a sensibilidade dos cerâmicos à presença de fendas, uma vez que têm tenacidades muito baixas.

- c.** Não seria possível utilizar o mesmo procedimento. Em materiais frágeis como é o caso dos cerâmicos, é possível aproximar a taxa crítica de libertação de energia à energia de deformação elástica e com isso à energia superficial. No caso de um metal dúctil, com elevada extensão após rotura, é necessário considerar a energia dissipada na zona plástica, que tende a ser muito mais significativa para o cálculo de G_c do que a componente elástica.
- 3.** Existem diversos fatores que influenciam o comportamento mecânico dos materiais, nomeadamente a tenacidade. Destes, existem quatro que são particularmente fragilizantes: velocidade de deformação, temperatura, triaxialidade das tensões e fendas.
- a.** Represente esquematicamente, a influência da temperatura e velocidade de deformação numa curva de um ensaio de tração.
 - b.** É usual utilizar-se o ensaio Charpy para caracterizar a tenacidade ao choque dos materiais. Esquematize uma curva típica da energia absorvida ao impacto em função da temperatura de um material que evidencie uma zona de transição dúctil-frágil. Diga o que entende por temperatura de transição dúctil-frágil.
 - c.** Qual a estrutura cristalina dos materiais que apresentam o comportamento indicado na alínea anterior?

Resolução:

- a.** O aumento da velocidade de deformação tem um efeito semelhante à redução da temperatura, que geralmente resulta num aumento da resistência à deformação plástica e à rotura, bem como uma redução da ductilidade. Esse efeito está esquematicamente representado na Figura B.5.3.

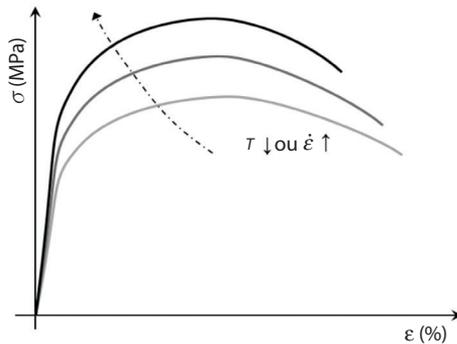


Figura B.5.3. Evolução das curvas de tração em função da temperatura e da velocidade de deformação.

- b.** A curva que estabelece a energia absorvida pelo material num ensaio Charpy em função da temperatura, para um material que apresente uma zona de transição está esquematicamente representada na Figura B.5.4. A temperatura de transição dúctil-frágil, tal como o nome indica, é a temperatura à qual se dá essa transição. No entanto, geralmente, essa transição não se faz a uma temperatura específica, mas sim numa gama de temperaturas. Assim, é necessário definir a temperatura de transição dúctil-frágil recorrendo a um determinado critério que pode ser um valor de energia específico (20 J) ou então tendo por base a cristalinidade que é definida pela morfologia da superfície de fratura.

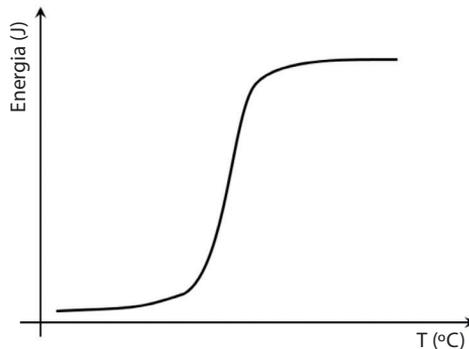


Figura B.5.4. Efeito da temperatura na energia absorvida ao impacto.

- c.** Os materiais que têm uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), geralmente apresentam este tipo de transição, uma vez que a facilidade do movimento das deslocações nestes materiais depende bastante da temperatura. Para temperaturas elevadas o material tem maior capacidade de deformação plástica sendo dúctil e tenaz. No entanto, a baixas temperaturas, a facilidade de deslizamento é bastante reduzida e o material é bastante frágil.

B.5.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

4. Selecione a(s) opção(ões) corretas.
- a. A rotura dúctil deve-se à formação, alongamento e coalescência de:
 - i. Microcavidades
 - ii. Inclusões.
 - iii. Impurezas.
 - b. Materiais com uma elevada tensão de cedência apresentam uma tenacidade:
 - i. Muito elevada por serem muito resistentes.
 - ii. Reduzida por não dissiparem energia através da deformação plástica.
 - iii. A tensão de cedência não tem influência na tenacidade.
 - c. Uma superfície de fratura frágil é:
 - i. Brilhante.
 - ii. Fosca.
 - iii. Lisa.
 - iv. Muito irregular.
 - d. Os materiais cerâmicos têm roturas:
 - i. Por clivagem mas a tensão teórica nunca é atingida.
 - ii. Devido a elevada deformação plástica após atingir a tensão teórica.
 - iii. Por clivagem, uma vez que a tensão teórica é atingida na extremidade da fenda.
 - iv. Devido à nucleação de vazios sem que se atinja a tensão teórica.
 - e. Os materiais poliméricos têm um comportamento semelhante ao de metais CCC:
 - i. Não, são sempre tenazes.
 - ii. Sim, abaixo da T_g são dúcteis.
 - iii. Não, são sempre frágeis.
 - iv. Sim, acima da T_g são dúcteis.
 - f. Em polímeros reforçados com fibras:
 - i. A tenacidade diminui porque as fibras têm uma tenacidade inferior à do polímero.
 - ii. A tenacidade aumenta porque as fibras têm uma tenacidade superior à do polímero.
 - iii. A tenacidade aumenta porque apesar das fibras terem uma tenacidade inferior o mecanismo de rotura é diferente.
 - iv. A tenacidade diminui porque torna o polímero mais resistente.

5. a. Existem dois tipos de ensaio Charpy: Charpy U e Charpy V. Qual a diferença entre os dois ensaios? Esquematize uma curva energia-temperatura para ambos. Justifique a diferença.
- b. Quais as características das superfícies de fratura na zona frágil e zona dúctil?
- c. Represente esquematicamente uma curva que relacione a quantidade de energia absorvida durante um ensaio Charpy com a temperatura para um aço ferrítico e para uma liga de alumínio.
6. Pretende-se projetar na parede de um prédio uma placa de vidro que é suposta resistir a uma tensão de tração de 5 kN por unidade largura, Figura B.5.5. Antes da instalação, a placa será inspecionada para detetar fendas, mas o comprimento limite de deteção é de 2 mm. Qual é a espessura, **b**, que deve ter a placa de vidro para evitar a fratura com um fator de segurança de 8? Considere $K_{Ic} = 0,7 \times 10^6 \text{ Nm}^{-\frac{3}{2}}$.

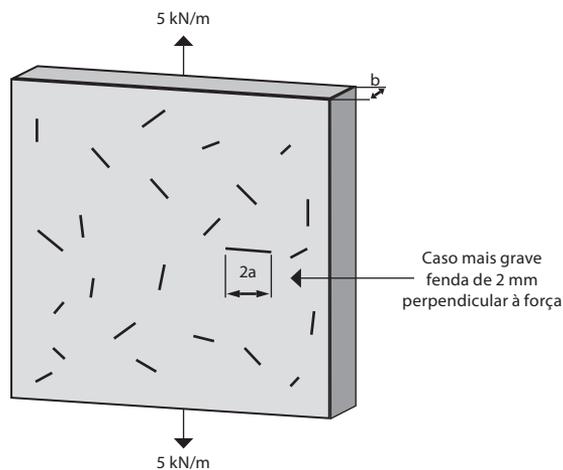


Figura B.5.5. Placa de vidro com fendas.

B.5.3. SOLUÇÕES

4. a. i.
 b. ii.
 c. i e iii.
 d. iii.
 e. iv.
 f. iii.

5. a. Geometria do entalhe. Charpy U- entalhe em U, Charpy V- entalhe em V. Aumento da temperatura de transição deve-se à triaxialidade de tensões que é maior no Charpy V.

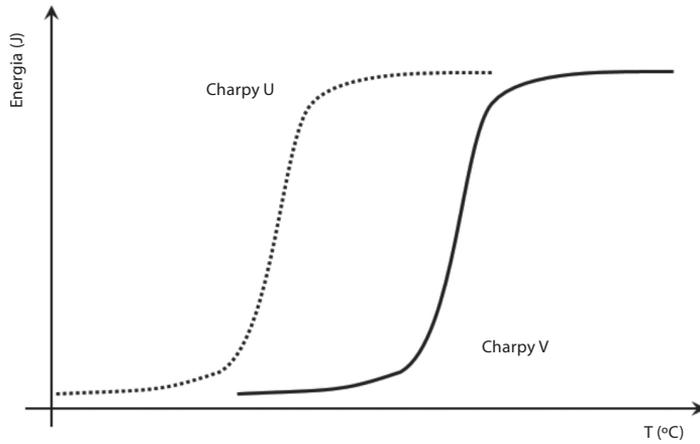


Figura B.5.6. Influência da geometria do entalhe na temperatura de transição.

- b. Frágil- brilhante e lisa.
Dúctil- fosca e com nervuras.

c.

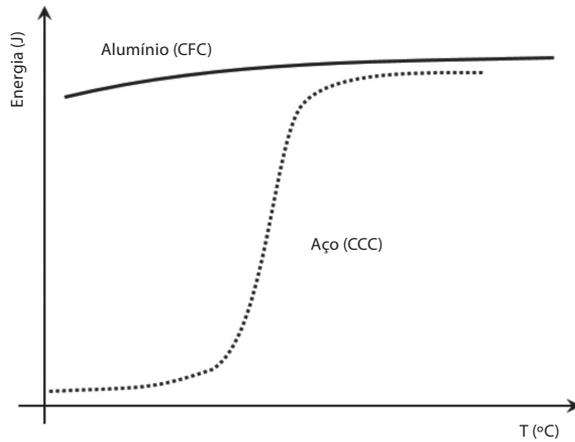


Figura B.5.7. Curva energia-temperatura de ensaios Charpy para diferentes materiais.

6. $b > 3,2$ mm.

B.6. FADIGA

B.6.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. A liga de alumínio 6061 T6 (alumínio ao Mg, Si envelhecido artificialmente) possui a mesma tensão limite de elasticidade que um aço, $\sigma_e = 250$ MPa. A tensão limite de fadiga do aço é $\sigma_f = 150$ MPa e a do alumínio é 100 MPa.
 - a. Esquematize as curvas de Wöhler para o aço e para a liga de alumínio.
 - b. Para que valor de tensão média e tensão variável as resistências à fadiga do aço e alumínio acima referidos são idênticas?
 - c. Um entalhe em V com fator de concentração de tensões $K_t = 2$ altera as resistências à fadiga quer do aço quer do alumínio. O índice de sensibilidade ao entalhe para ambos os materiais é $q = 0,5$. Determine as novas tensões limite de fadiga para os dois materiais.

Resolução:

- a. A representação esquemática das curvas é apresentada na Figura B.6.1.

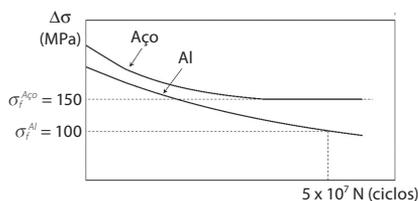


Figura B.6.1. Curvas SN para um aço e uma liga de alumínio.

- b. Tendo por base os dados fornecidos no enunciado relativos à tensão limite de elasticidade e tensão limite de fadiga é possível traçar a reta de Soderberg para os dois materiais, como ilustrado na Figura B.6.2. A partir desta, é possível verificar que a resistência à fadiga dos dois materiais é idêntica para: $\sigma_m = 250$ MPa e $\Delta\sigma = 0$ MPa.

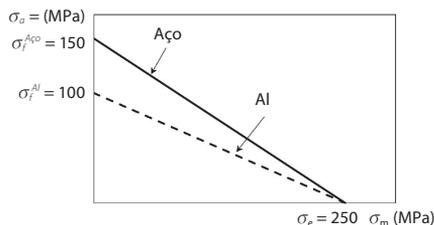


Figura B.6.2. Reta de Soderberg para um aço e uma liga de alumínio.

- c. Utilizando os valores do índice de sensibilidade ao entalhe (q) e fator de concentração de tensões (K_f) é possível determinar o fator de concentração de tensões de fadiga ($K_{f'}$) para ambos materiais, recorrendo a:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_f - 1} \Leftrightarrow 0,5 = \frac{K_f - 1}{2 - 1} \Rightarrow K_f = 1,2$$

Tendo por base a definição de k_f

$$K_f = \frac{\sigma_{f \text{ sem entalhe}}}{\sigma_{f \text{ com entalhe}}}$$

Para o aço com $\sigma_{f \text{ sem entalhe}}^{\text{Aço}} = 150 \text{ MPa}$, e para o alumínio com $\sigma_{f \text{ sem entalhe}}^{\text{Al}} = 150 \text{ MPa}$, vem que:

$$\sigma_{f \text{ com entalhe}}^{\text{Aço}} = \frac{150}{1,2} = 100 \text{ MPa}$$

$$\sigma_{f \text{ com entalhe}}^{\text{Al}} = \frac{100}{1,2} = 66,7 \text{ MPa}$$

2. A Figura B.6.3 caracteriza em fadiga um aço nos estados vazado e trabalhado por forjamento, solicitados à flexão (rotativa) com uma tensão média nula.
- Quais as tensões limite de fadiga dos 'dois aços' sem entalhe? Que justificações vê para esta diferença?
 - Comparando estes aços com uma liga de alumínio, quais as diferenças de comportamento à fadiga relativamente à determinação da tensão limite de fadiga.
 - Determine a amplitude de tensão máxima que pode infligir ao aço vazado com entalhe para uma vida de 10^6 ciclos.
 - Em que aço é maior o índice de sensibilidade ao entalhe em fadiga? Calcule para este aço este índice sabendo que o entalhe em causa tem um fator de concentração de tensões de 2,5.
 - Trace a reta de Soderberg para o aço forjado sem entalhe. Qual a nova tensão limite de fadiga para uma tensão média valendo metade da tensão variável? Qual a nova tensão limite de fadiga para o caso de uma flexão simples (tensão mínima nula)?

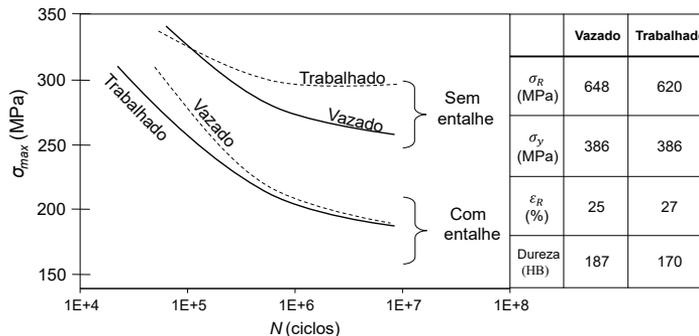


Figura B.6.3. Curvas SN de um aço trabalhado e de um aço vazado.

Resolução:

- a. No caso do aço trabalhado, a identificação da tensão limite de fadiga é simples pois este apresenta um patamar a partir do qual a vida do componente é praticamente infinita, sendo que este patamar corresponde a uma tensão: $\sigma_f^{\text{trabalhado}} \approx 300 \text{ MPa}$. Para o aço no estado vazado, esse patamar apenas existirá para uma vida superior à representada no gráfico, pelo que, se poderá considerar a tensão mais baixa representada, correspondente a uma vida de 10^7 ciclos, como uma aproximação.

Esta diferença deve-se sobretudo ao facto de um aço após ser trabalhado por forjamento ser mais homogéneo e conter menos defeitos e porosidades, tornando-o mais resistente à fadiga. No entanto, esta diferença torna-se praticamente insignificante quanto existem concentradores de tensão mais dominantes, como um entalhe, que reduz o facto do aço ser trabalhado a algo irrisório.

- b. Os alumínio, devido à sua estrutura cristalina (CFC), não têm tensão limite de fadiga. Assim sendo, convencionalmente, a tensão limite de fadiga destes metais é a tensão para a qual corresponde uma vida de 5×10^7 ciclos. Pelo facto de não apresentarem uma assíntota horizontal, a razão entre a tensão limite de fadiga e a tensão de rotura tende a ser maior do que a obtida para aços.
- c. Para o aço vazado com entalhe, a tensão máxima à qual corresponde uma vida de 10^6 ciclos, é aproximadamente $\sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$. Tendo em conta que os provetes são ensaiados à flexão rotativa com uma tensão média nula, a razão de tensões (R) será 1 e o espectro de tensão resultante é o apresentado na Figura B.6.4. Assim sendo, a amplitude de tensão máxima que se pode aplicar é de $\Delta\sigma_{max} = 400 \text{ MPa}$.

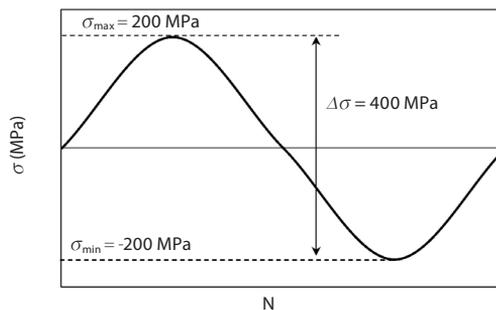


Figura B.6.4. Ciclo de fadiga à flexão rotativa com tensão média nula.

- d. Através da análise das curvas SN é possível verificar que a redução da tensão limite de fadiga, devido à presença de um entalhe, é superior no caso do aço trabalhado. Assim sendo, espera-se que o índice de sensibilidade ao entalhe (q) seja superior para o aço trabalhado.

O índice de sensibilidade ao entalhe é dado por:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_f - 1}$$

O fator de concentração de tensões (K_f) toma o valor de 2,5. Recorrendo à definição do fator de concentração de tensões de fadiga (K_f):

$$K_f = \frac{\sigma_{f\text{sem entalhe}}}{\sigma_{f\text{com entalhe}}}$$

De acordo com a Figura B.6.3., $\sigma_{f\text{sem entalhe}} \approx 300$ MPa e $\sigma_{f\text{com entalhe}} \approx 280$ MPa, pelo que $K_f = 1,7$. Substituindo na definição de q :

$$q = \frac{1,7 - 1}{2,5 - 1} = 0,47$$

- e. Para traçar a reta de Soderberg, Figura B.6.5., são necessárias as tensões limite de fadiga e limite de elasticidade, ambas fornecidas na Figura B.6.3., $\sigma_f \approx 300$ MPa e $\sigma_y = 386$ MPa

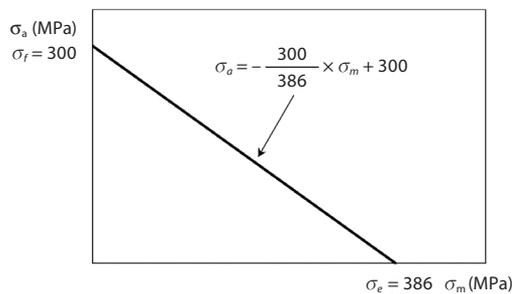


Figura B.6.5. Reta de Soderberg para uma tensão de cedência de 386 MPa e tensão limite de fadiga de 300 MPa.

Para o caso em análise a reta de Soderberg é dada por:

$$\sigma_a = - \frac{\sigma_f}{\sigma_e} \times \sigma_m + \sigma_f \Rightarrow \sigma_a = - \frac{300}{386} \times \sigma_m + 300$$

Assim, com $\sigma_m = 0,5 \sigma_a$:

$$\sigma_a = - \frac{300}{386} \times 0,5 \sigma_a + 300 \Rightarrow \sigma_a = 216 \text{ MPa}$$

Pelo que a nova tensão limite de fadiga é:

$$\sigma_{max} = \sigma_a + \sigma_m = 216 + 0,5 \times 216 = 324 \text{ MPa}$$

Quando a solicitação é flexão simples, $\sigma_{max} = 0$, pelo que $\sigma_m = \sigma_a$. Recuperando a reta de Soderberg:

$$\sigma_a = - \frac{300}{386} \times \sigma_a + 300 \Rightarrow \sigma_a = 168 \text{ MPa}$$

Assim sendo a nova tensão máxima para o caso de flexão simples é dada por:

$$\sigma_{max} = \sigma_a + \sigma_m = 168 + 168 = 336 \text{ MPa}$$

3. Existem diversas estruturas (aviões, navios, reservatórios de pressão, etc.) em que a propagação de uma fenda tende a ser uma parte muito significativa da vida de um componente.
- Represente esquematicamente um diagrama típico de propagação de uma fenda por fadiga indicando as suas diferentes zonas.
 - Tendo por base as Equações 6.1 e 6.2, deduza a expressão para o cálculo do número de ciclos correspondentes à propagação de uma fenda. Admita que Y é aproximadamente constante independentemente do comprimento da fenda.

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^m \quad (6.1)$$

$$\Delta K^m = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (6.2)$$

Onde:

- $\frac{da}{dN}$ – velocidade de propagação da fenda;
 - ΔK – amplitude do fator de intensidade de tensão;
 - A, m, Y – constantes do material e da geometria;
 - $\Delta\sigma$ – amplitude de tensão;
- Um componente de uma punçadora industrial (em aço de alta resistência) é tracionado ciclicamente com uma amplitude de tensão, $\Delta\sigma = 200$ MPa e $R = 0$ em que $Y = 1,5$. Após uma inspeção preventiva foi encontrada uma fenda de comprimento 1 mm. Ensaios, utilizando um provete do tipo CT (*Compact tension*) foram realizados, de onde se obtiveram os seguintes parâmetros:
 - $A = 1,3 \times 10^{-12}$;
 - $m = 3$;
 - $K_c = 170 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$;

Tendo em conta que se espera que o componente seja capaz de resistir a mais 200000 ciclos, justifique recorrendo a cálculos, se é seguro continuar a utilizar este componente ou é necessário proceder à sua substituição.

Resolução:

- A Figura B.6.6. apresenta uma representação esquemática do diagrama de propagação de uma fenda por fadiga.

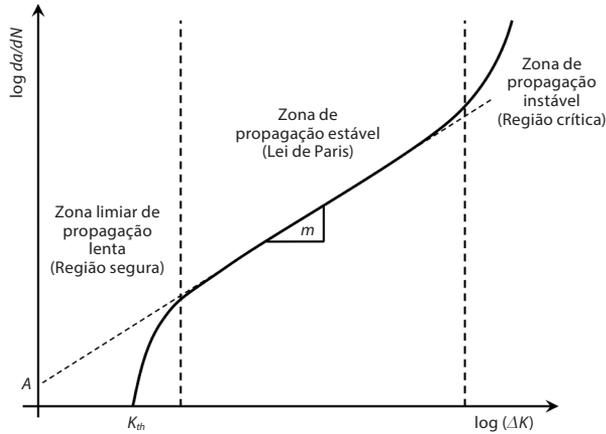


Figura B.6.6. Representação esquemática de $\log(da/dN)$ em função de $\log(\Delta K)$.

- b.** Para calcular o número de ciclos correspondentes à propagação de uma fenda é necessário integrar a lei de Paris:

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^m \Leftrightarrow dN = \frac{da}{A \times \Delta K^m} \Rightarrow N = \int_{a_i}^{a_c} \frac{1}{A \times \Delta K^m} da$$

Recorrendo à definição de ΔK , dada pela Equação 6.2:

$$\begin{aligned} N &= \int_{a_i}^{a_c} \frac{1}{A \times (Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a})^m} da \\ &= \frac{1}{A \times Y^m \times \Delta\sigma^m \times \pi^{\frac{m}{2}}} \int_{a_i=150\text{ MPa}}^{a_c=150\text{ MPa}} a^{-\frac{m}{2}} da \\ &= \frac{1}{A \times Y^m \times \Delta\sigma^m \times \pi^{\frac{m}{2}}} \times \left[\frac{a^{-\frac{m}{2}+1}}{-\frac{m}{2}+1} \right]_{a_i}^{a_c} \end{aligned}$$

- c.** Para estimar o número de ciclos até à falha pode utilizar-se a equação anterior. No entanto, é necessário calcular o comprimento crítico da fenda, que se calcula recorrendo a:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{Y\sigma_{max}} \right)^2 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{170}{Y\sigma_{max}} \right)^2$$

Sabendo que:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = 0 \Rightarrow \sigma_{min} = 0 \text{ MPa}$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} = 200 \Rightarrow \sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$$

O comprimento crítico da fenda é dado por:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{170}{1,5 \times 200} \right)^2 = 0,102 \text{ m} = 102 \text{ mm}$$

Aplicando a relação obtida na alínea anterior, obtém-se:

$$N = \frac{1}{A \times Y^m \times \Delta\sigma^m \times \pi^{\frac{m}{2}}} \times \left[\frac{a^{-\frac{m}{2}+1}}{-\frac{m}{2}+1} \right]_{a_i}^{a_c}$$

$$= \frac{1}{1,3 \times 10^{-12} \times 1,5^3 \times 200^3 \times \pi^{\frac{3}{2}}} \times \left(\frac{0,102^{-\frac{3}{2}+1}}{-\frac{3}{2}+1} - \frac{0,001^{-\frac{3}{2}+1}}{-\frac{3}{2}+1} \right)$$

$$= 291552 \text{ ciclos}$$

Assim sendo, o número de ciclos em que ocorre propagação estável da fenda é superior ao mínimo necessário, pelo que é seguro continuar a utilizar o componente.

4. Pretende-se substituir uma ligação soldada de uma determinada máquina industrial por uma ligação adesiva. Para tal, foi determinado o espectro de carga a que essa junta está sujeita. Após algumas simplificações, o espectro das tensões a que a junta está sujeita, correspondente a um dia de trabalho, é o indicado na Figura B.6.7.

É possível dividir o espectro em 3 zonas distintas, todas com amplitudes de tensões e frequência iguais, 10MPa e 10Hz, respetivamente. Os parâmetros que caracterizam as sollicitações são os seguintes:

1. Zona I – $\sigma_m = 10 \text{ MPa}$, $N_I = 200$, $R_I = 0,33$;
2. Zona II – $\sigma_m = 5 \text{ MPa}$, $N_{II} = 100$, $R_{II} = 0$;
3. Zona III – $\sigma_m = 1,5 \text{ MPa}$, $N_{III} = 50$, $R_{III} = 0,5$;

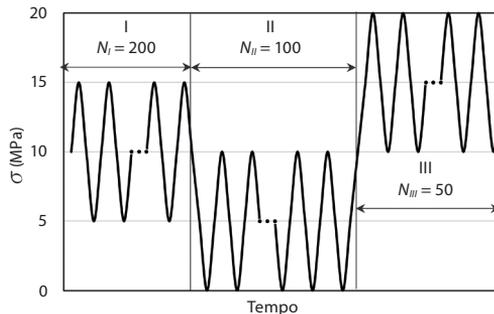


Figura B.6.7. Espectro de tensões correspondente a um dia.

Para as três razões de tensão anteriormente referidas, as Curvas S-N são as apresentadas na Figura B.6.8.

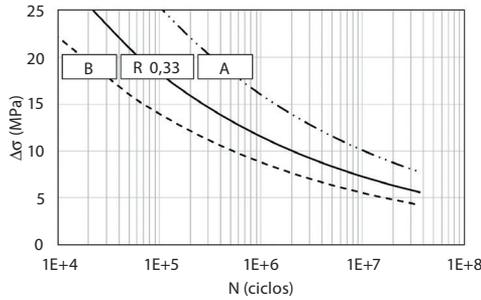


Figura B.6.8. Curva SN para as três condições em análise.

- Indique a que condições correspondem as curvas A e B.
- Calcule o número de dias até que a junta falhe.

Resolução:

- As três zonas do espectro apresentam uma amplitude tensão (e consequentemente a tensão alternada) constante, sendo que apenas a tensão média varia, o que faz com que as tensões máximas e mínimas aplicadas em cada zona sejam diferentes. Recorrendo à reta de Soderberg, Figura B.6.9., é possível verificar que para a mesma tensão alternada, um aumento da tensão média faz com que haja uma diminuição da vida. Assim sendo, a curva SN correspondente à zona III, será aquela que apresenta uma menor vida para a mesma tensão, pelo que será a curva B. Logo, a curva A, corresponde à zona II.

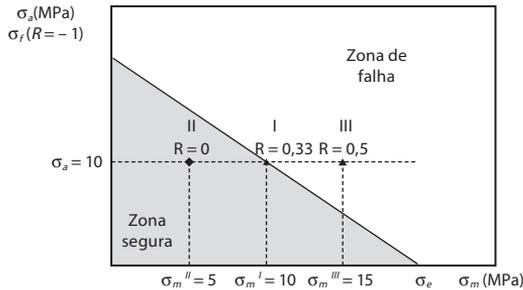


Figura B.6.9. Reta de Soderberg para a mesma amplitude de tensões e diferentes razões de tensão.

- Um dos métodos para obter uma estimativa da vida à fadiga de um componente sujeito a um espectro variável é recorrendo à lei de Miner que se pode enunciar segundo a seguinte expressão:

$$\sum \frac{n_i}{N_i} = 1$$

Onde n_i é o número de ciclos executados nas condições i , que se determina com base no espectro de tensão e N_i é o número de ciclos necessários para a

rotura nas condições i, que se obtém através das curvas SN, para o caso com uma amplitude de tensão de 10 MPa. Assim sendo (d é o número de dias):

1. Zona I – $n_I = 200 \times d$, $N_I = 2 \times 10^6$;
2. Zona II – $n_{II} = 100 \times d$, $N_{II} = 1 \times 10^7$;
3. Zona III – $n_{III} = 50 \times d$, $N_{III} = 5 \times 10^5$;

$$\left(\frac{n_I}{N_I}\right) + \left(\frac{n_{II}}{N_{II}}\right) + \left(\frac{n_{III}}{N_{III}}\right) = 1$$

$$\Leftrightarrow \left(\frac{200 \times d}{2 \times 10^6}\right) + \left(\frac{100 \times d}{1 \times 10^7}\right) + \left(\frac{50 \times d}{5 \times 10^5}\right) = 1$$

$$\Leftrightarrow d = 476,91 \approx 4761 \text{ dias}$$

B.6.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

5. **a.** Represente esquematicamente num diagrama SN a curva de fadiga de um alumínio, de um aço e de um aço com entalhe.
 - b.** A curva SN é apenas aplicável para componentes sujeitos a uma amplitude de tensão constante, mas na prática o espectro de carga é altamente irregular. Como se pode projetar estruturas à fadiga neste caso?
 - c.** Construa a reta de Soderberg para um aço com uma tensão limite de elasticidade de 600 MPa e uma tensão limite de fadiga de 400 MPa. Qual é a nova tensão limite de fadiga para uma tensão média de 300 MPa.
 - d.** Represente esquematicamente num diagrama a lei de Paris de um aço com elevada tenacidade e de um aço com baixa tenacidade.
6. Classifique as seguintes afirmações como verdadeiras ou falsas.
 - a)** O desenvolvimento de dano por fadiga deve-se a plasticidades localizadas que aparecem em pontos de concentração de tensões.
 - b)** Independentemente da fase da vida à fadiga em que um componente se encontra, a realização de um recozido de amaciamento permite remover o dano acumulado.
 - c)** A vida à fadiga de um componente é composta por três fases: iniciação da fenda, propagação da fenda e rotura estática.
 - d)** A presença de descontinuidades geométricas é uma forma de diminuir o dano causado por solicitações cíclicas, uma vez que dificulta o desenvolvimento de intrusões e extrusões.
 - e)** O ambiente em que um determinado componente se encontra não afeta o seu comportamento à fadiga, uma vez que não altera o valor das cargas aplicadas.

- f) Em materiais metálicos, existem duas etapas dentro da fase de propagação da fenda, sendo que a primeira, em que a fenda propaga a 45° relativamente à sollicitação é a predominante.
 - g) A mecânica da fratura é aplicável para qualquer comprimento de fenda.
 - h) As superfícies de fratura são essenciais para compreender a falha de um componente, sendo que geralmente é possível identificar três regiões correspondentes às três fases da vida à fadiga.
 - i) A formação de estrias de fadiga é típica de materiais frágeis.
 - j) A utilização de tratamentos superficiais como a cementação nos aços, permite aumentar a resistência à fadiga, melhorando as propriedades na superfície, onde geralmente as fendas iniciam.
 - k) Todos os tipos de tensões residuais são indesejáveis e contribuem para uma redução da vida do componente.
7. Um aço com 0,15 %C normalizado tem uma tensão limite de fadiga de 250 MPa. O mesmo aço no estado cementado e temperado em água, tem uma tensão limite de fadiga de 590 MPa.
- a) Qual o significado de afirmar que a tensão limite de fadiga é 250 MPa?
 - b) Construa a reta de Soderberg para o aço cementado e temperado sabendo que a sua tensão limite de elasticidade é 800 MPa.
 - c) Qual a nova tensão máxima admissível para o caso de uma tensão média de 800 MPa?
 - d) Como projetaria uma estrutura na qual existe uma propagação estável de uma fenda por fadiga? Quais as duas fases que podem existir na propagação de fendas de fadiga nos metais?
8. Considere a curva S-N representada na Figura de um metal sujeito a tração-compressão em que $\sigma_{max} = -\sigma_{min}$.

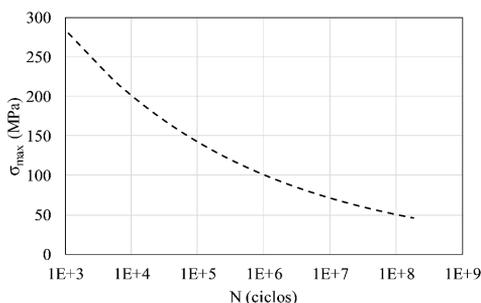


Figura B.6.10.1 – Curva SN de um metal sujeito a tração-compressão.

- a) Que tipo de estrutura cristalina tem esta liga metálica? Justifique.
- b) Como se determina a tensão limite de fadiga e qual o seu valor para o material em análise?
- c) Qual é a razão de tensão e a tensão média aplicada neste gráfico?
- d) Considere que se pretende utilizar um varão sujeito às condições anteriormente referidas, sendo que a carga máxima aplicada é de 10000 N. Qual o diâmetro mínimo permissível para que não ocorra falha antes de 10^6 ciclos?
- e) Represente esquematicamente uma superfície de fratura por fadiga do varão sujeito às condições descritas anteriormente.
- f) Desenhe a reta de Soderberg sabendo que a tensão de cedência desta liga é de 300 MPa (considere que a tensão limite de fadiga convencional é 60 MPa). Qual a nova tensão limite de fadiga para uma sollicitação de flexão em que a tensão mínima é nula?

B.6.3. SOLUÇÕES

5. a.

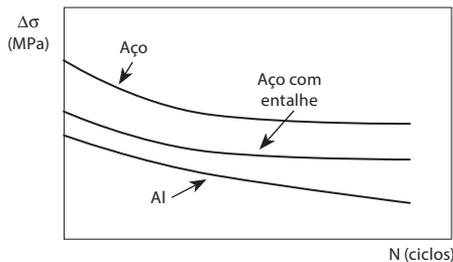


Figura B.6.11. 2 – Representação esquemática da curva SN de um aço com e sem entalhe e de uma liga de alumínio.

b. Recorrendo à lei de Miner.

c.

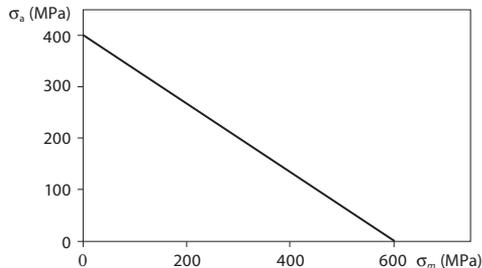


Figura B.6.12. 3 – Reta de Soderberg para uma tensão limite de fadiga de 400 MPa e tensão de cedência de 600 MPa.

d. $\sigma_f = 500 \text{ MPa}$

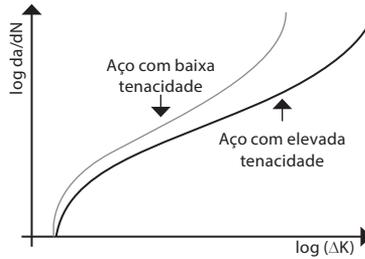


Figura B.6.13. 4 – Representação esquemática da lei de Paris para aços com diferentes tenacidades.

- | | | | |
|---------|------|------|------|
| 6. a. V | d. F | g. F | j. V |
| b. F | e. F | h. V | k. F |
| c. V | f. F | i. F | |

7. a) Tensão abaixo da qual se considera a vida infinita.
 b) Ver Problema 2.
 c) $\sigma_f = 0 \text{ MPa}$
 d) Recorrendo à Mecânica da fratura.
 e) Fase I – fenda propaga-se ao longo de bandas de deslizamento, ao longo de poucos grãos. Tem uma inclinação de 45° relativamente à solicitação.
 f) Fase II – fenda propaga-se a 90° relativamente ao eixo principal. A superfície de fratura pode conter estrias.
8. a) CFC.
 b) Tensão limite de fadiga convencional $\sigma \Rightarrow 5 \times 10^7$ ciclos
 c) $R = -1; \sigma_m = 0 \text{ MPa}$
 d) $d \geq 11,28 \text{ mm}$
 e)

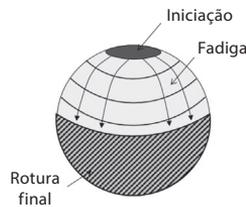


Figura B.6.14. 5 – Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga.

- f) Ver Problema 2.
 $\sigma_f = 100 \text{ MPa}$

B.7. FLUÊNCIA

B.7.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. A Figura B.7.1. mostra a deformação em função do tempo (não está à escala) num ensaio de fluência de um provete de tração. A tensão do ensaio é de 100 MPa, e a temperatura é de 600 °C. O provete parte após 420h.
 - a. Identifique e descreva os três estágios do comportamento à fluência.
 - b. Se a fluência secundária obedecer à lei de Norton, $\dot{\epsilon} = B\sigma^n$, descreva como se podem determinar os parâmetros B e n . No mínimo, quantos ensaios são necessários para determinar as duas constantes?
 - c. Se um segundo provete do mesmo material romper após 2h num ensaio de fluência sujeito à mesma tensão a 700 °C, determine o parâmetro de Larson-Miller $P = T(c + \log t_r)$, do material para esse nível de tensão.
 - d. Usando o parâmetro de Larson-Miller determinado na alínea c), qual seria o tempo de rotura para um material sujeito ao mesmo nível de tensão a 900 °C e à temperatura ambiente (25 °C)?

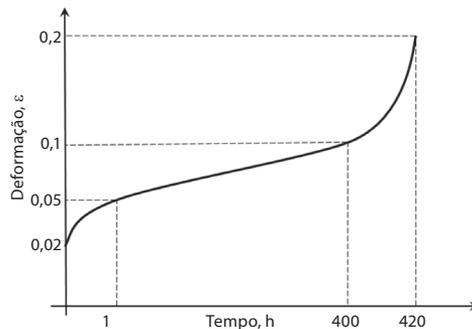


Figura B.7.1. Exemplo de curva de fluência.

Resolução:

- a. Ao analisar a curva deformação vs tempo de um material sujeito a uma determinada tensão e temperatura, é possível distinguir três regiões distintas:
 - i. **Fluência primária** – a deformação é transitória, que aumenta até estabilizar num patamar. Nesta fase, a velocidade de deformação diminui. Isto deve-se ao facto de existir um predomínio dos mecanismos de encruamento, em que a resistência da fluência aumenta devido à sua deformação.

ii. Fluência secundária – Esta fase é caracterizada por uma taxa de deformação constante e é onde esta tem o seu valor mínimo. Geralmente é a fase mais importante e que representa a maior parte da vida da estrutura.

iii. Fluência terciária – Dá-se o aumento da taxa de deformação até à rotura. É onde se começa a acumular dano por fluência. Nesta fase, a secção da amostra diminui uma vez que as cavidades aumentam, e tendo em conta que a carga aplicada é a mesma, a tensão aplicada também aumenta.

b. Aplicando logaritmo à lei de Norton vem que:

$$\dot{\epsilon} = B\sigma^n \implies \log \dot{\epsilon} = \log B + n \log \sigma$$

Sendo isto a equação de uma reta, num gráfico com os dois eixos logarítmicos, são necessários no mínimo dois pontos experimentais (dois ensaios), com níveis de tensão distintos para determinar as constantes. A Figura B.7.2. representa graficamente a determinação das constantes da lei de Norton.

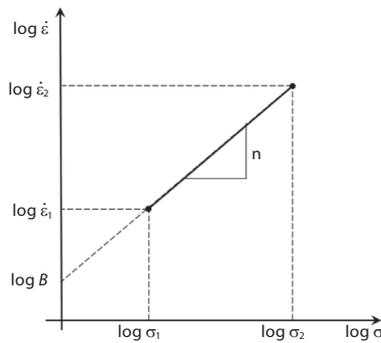


Figura B.7.2. Representação esquemática da determinação das constantes da lei de Norton.

c. Tal como na alínea anterior, é possível reescrever a equação que define o parâmetro de Larson-Miller como uma reta, o que facilita a determinação das suas constantes. Tal pode-se fazer da seguinte forma:

$$P = T(c + \log t_r) \log tr = P \times \frac{1}{T} - c$$

Com os dois pontos experimentais fornecidos, é possível determinar as constantes P e c, como representado na Figura B.7.3. Definindo os pontos 1 e 2:

Pontos	T (°C)	T(K)	1/T (1/K)	t _r (h)	log t _r
1	600	873,15	0,001145	420	2,623
2	700	973,15	0,001028	2	0,301

Uma vez que o parâmetro P é o declive da reta é possível determiná-lo recorrendo à seguinte expressão:

$$P = \frac{\log t_{r1} - \log t_{r2}}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} = \frac{2,623 - 0,301}{0,001145 - 0,001028} = 19732$$

Uma vez conhecido o valor de P , é possível determinar o valor de c utilizando um ponto experimental. Utilizando o ponto 1 e reescrevendo a expressão que dá o parâmetro de Larson-Miller:

$$c = P\left(\frac{1}{T_1}\right) - \log t_{r1} = 19732 \times 0,001145 - 2,62 \approx 20$$

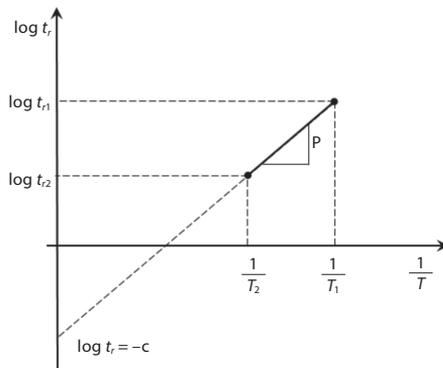


Figura B.7.3. Determinação do parâmetro Larson-Miller.

- d. Recuperando a relação que dá o parâmetro de Larson-Miller, para uma temperatura de 900 °C (1173,15 K) vem que:

$$P = T(c + \log t_r) \Leftrightarrow 19732 = 1173,15 \times (20 + \log t_r) \\ \Rightarrow t_r = 6,6 \times 10^{-4} \text{ h} = 2,4 \text{ s}$$

Da mesma forma, para uma temperatura de 25 °C (298,15K) vem que:

$$P = T(c + \log t_r) \Leftrightarrow 19732 = 298,15 \times (20 + \log t_r) \\ \Rightarrow t_r = 1,52 \times 10^{46} \text{ h}$$

À temperatura ambiente, o fenómeno de fluência não existe, pelo que a vida é infinita, daí que na prática não seja necessário extrapolar o tempo de rotura para temperaturas tão baixas.

2. A Figura B.7.4. mostra uma curva usando os dados da norma ISO de rotura por fluência usando o parâmetro de Larson-Miller $P = T(c + \log t_r)$ com T em Kelvin e t_r em horas.

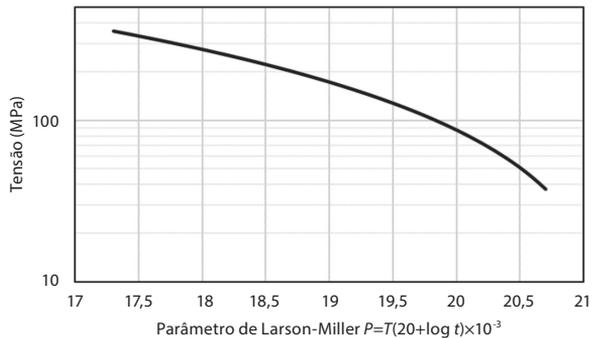


Figura B.7.4. Curva mestra do aço 2,5Mo.

- a. Qual a tensão que a 500 °C causa uma rotura por fluência em 20000h?
- b. Qual o efeito do tamanho de grão na curva mestra representada? Justifique a resposta.

Resolução:

- a. Para determinar a tensão a que corresponde uma vida à fluência de 20000 horas, a 500 °C é necessário determinar o parâmetro de Larson-Miller que se pode calcular através de:

$$P = T(c + \log t_f)$$

$$\Leftrightarrow P = (500 + 273,15) \times (20 + \log 20000) \times 10^{-3} = 18,8$$

Através da consulta do gráfico, a tensão a que corresponde $P=18,8$ é aproximadamente 200 MPa.

- b. Ao contrário do que acontece a baixas temperaturas, onde uma diminuição do tamanho de grão causa um aumento da resistência mecânica do material, a altas temperaturas, no domínio da fluência, as juntas de grão são menos resistentes que o próprio grão. Pelo que, quanto mais pequeno for o tamanho de grão, mais rápida é a taxa de deformação. Isto deve-se ao facto de, existirem lacunas nas juntas de grão, o que facilita a difusão dos átomos. Comumente encontra-se ainda outro mecanismo, em que se dão escorregamentos nas juntas de grão para evitar a formação de vazios. Assim sendo, o aumento do tamanho de grão implica uma deslocação da curva mestra para baixo.
3. a. Represente esquematicamente a influência da temperatura e da tensão na curva de fluência de um metal.

- b. Indique os cuidados a ter e formas de aumentar a resistência de aquando do projeto de componentes metálicos sujeitos a fluência.
- c. Represente esquematicamente a curva mestra de um metal com e sem precipitados nas juntas de grão.

Resolução:

- a. Tanto o aumento da temperatura como o aumento da tensão aplicada aumentam a taxa de deformação e com isso reduzem a vida do material, como ilustrado na Figura B.7.5. No caso dos metais, para temperaturas inferiores a 40 % da temperatura de fusão, os efeitos da fluência são inexistentes.

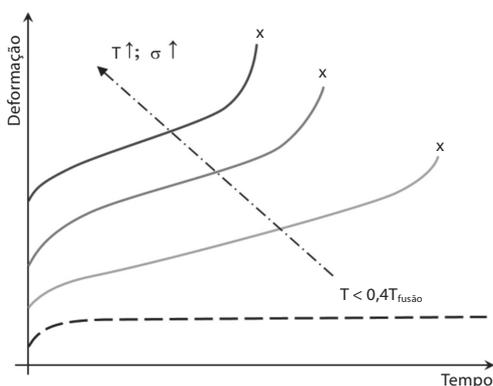


Figura B.7.5. Efeito da temperatura e da tensão na curva de fluência.

- b. Aquando da escolha do material a utilizar para uma aplicação onde a fluência não é desprezável é necessário ter em conta os seguintes aspetos:
 - i. A temperatura de fusão do material deve ser o mais elevada possível;
 - ii. O tamanho de grão deve ser elevado para que as distâncias de difusão sejam mais longas;
 - iii. Devem-se utilizar ligas com precipitados nas juntas de grão para prevenir o escorregamento das juntas de grão;
 - iv. Deve-se introduzir o maior número de obstáculos ao movimento das deslocações recorrendo a mecanismos de endurecimento como soluções sólidas ou precipitados.
- c. Tal como mencionado na alínea anterior, precipitados nas juntas de grão, dificultam o escorregamento das mesmas. Assim sendo, a resistência à fluência aumenta. Consequentemente, a curva mestra é deslocada para cima, como representado na Figura B.7.6.

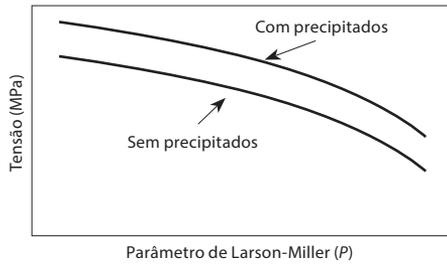


Figura B.7.6. Efeito de precipitados nas juntas de grão numa curva mestra de fluência.

4. Considere a Figura B.7.7. que tem curvas mestras de vários aços.
- Determine o tempo de rotura para a liga que tem o melhor comportamento à fluência para uma tensão aplicada de 100 MPa e uma temperatura de 500 °C
 - Pretende-se escolher um dos aços para um componente que seja capaz de resistir à mesma tensão, mas a uma temperatura de 600 °C por pelo menos 5000 horas. Pode considerar-se qualquer um dos aços para este componente?

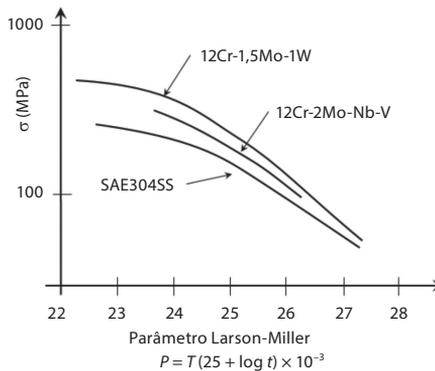


Figura B.7.7. Curva mestra de vários aços.

Resolução:

- A liga mais resistente é a que tem a curva mais acima no gráfico – 12Cr-1,5Mo-1W.

A partir da Figura B.7.7. é possível verificar que para uma tensão de 100MPa o parâmetro P toma um valor aproximado de 26,3.

Assim sendo, e utilizando a equação disponibilizada no gráfico:

$$P = T(25 + \log t) \times 10^{-3}$$

$$\Leftrightarrow 26,3 = (500 + 273,15)(25 + \log t) \times 10^{-3}$$

$$\Rightarrow t = 10,4 \times 10^8 \text{ h}$$

- b. Tendo em conta a temperatura e o tempo de rotura é possível calcular o parâmetro P correspondente.

$$P = (600 + 273,15)(25 + \log 5000) \times 10^{-3} = 25,09$$

Consultando a Figura B.7.7. é possível verificar que para todos os aços, a uma tensão de 100 MPa, o parâmetro Larson-Miller é superior a 25,09, pelo que se estima que todos os aços conseguiriam suportar as condições descritas.

B.7.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

5. A Figura B.7.8. mostra a deformação em função do tempo num ensaio de fluência de um provete de tração de aço. A tensão do ensaio é de 50 MPa, e a temperatura é de 700 °C. O provete parte após 420 h.
- a. Um segundo provete do mesmo material rompe após 150 h num ensaio de fluência sujeito à mesma tensão, com um o parâmetro de Larson-Miller $P = 22000$. Qual é a temperatura deste novo ensaio?
- b. Usando o parâmetro de Larson-Miller determinado na alínea a), qual seria o tempo de rotura para um material sujeito ao mesmo nível de tensão a 600 °C?
- c. Pretende-se substituir um componente com este aço por um epóxido para reduzir a peso da estrutura. No entanto, a resistência à fluência é inferior. Que soluções existem para contrariar este problema.

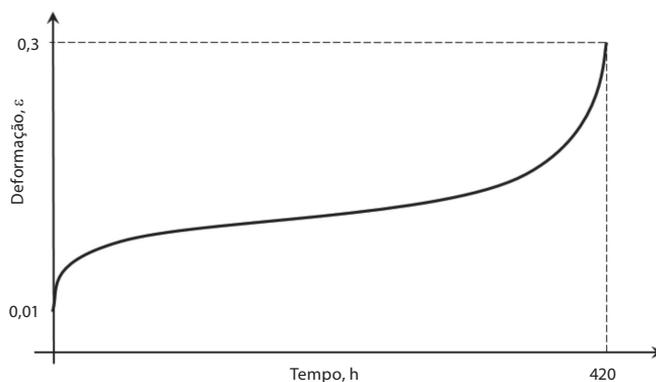


Figura B.7.8. Curva de fluência de um aço.

6. As ligas de níquel possuem ótima resistência à fluência sendo uma das suas aplicações pás de turbinas a gás. Na Figura B.7.9. apresenta-se uma curva mestra de uma liga de níquel.

- a. Descreva como se pode obter uma curva mestra de um material.
- b. As pás da turbina trabalharam à temperatura de 850 °C durante 100000 horas a uma tensão de 100 MPa. Calcule o dano por fluência (relação entre o tempo de serviço e o tempo de rotura) até essa data.
- c. Uma liga de níquel monocristalina teria uma resistência mecânica superior ou inferior a esta? E relativamente à resistência à fluência?

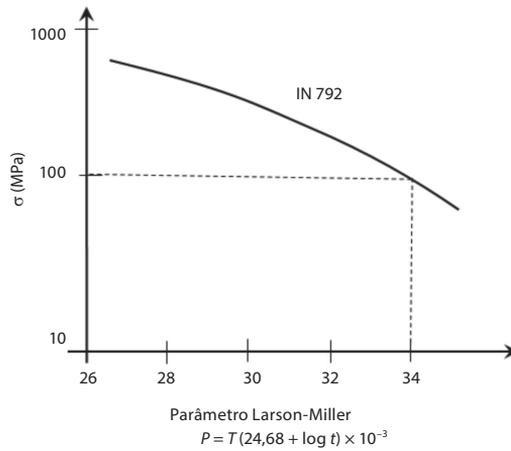


Figura B.7.9. Curva mestra de uma liga de alumínio.

7. De entre as seguintes afirmações selecione as verdadeiras.
 - a. A temperaturas elevadas, a difusão aumenta o que permite que as deslocações subam e contornem precipitados e outras deslocações.
 - b. Os ensaios de fluência são feitos a temperaturas baixas e depois extrapolados para temperaturas elevadas.
 - c. A fluência apenas é importante a partir de 40 % da temperatura de fusão para todos os materiais, incluindo polímeros.
 - d. A taxa de deformação é mínima na fase de fluência secundária.
 - e. Em fluência, diminuir o tamanho de grão é bom pois aumentando o número de juntas de grão aumentam-se os obstáculos ao movimento das deslocações.
 - f. Para evitar a formação de vazios nas juntas de grão pode ocorrer escorregamento nas juntas de grão.
 - g. As juntas de grão, por terem vazios, permitem o movimento dos átomos que se dá por difusão provocada por um gradiente de tensões.

B.7.3. SOLUÇÕES

5. a. 992 °C
b. 157083 horas
c. Modificar o epóxido com partículas de vidro ou sílica, ou reforçar o epóxido com fibras longas de vidro ou carbono, que praticamente não têm problemas de fluência devido à elevada resistência das fibras.
6. a. Ensaio de fluência para várias combinações de t_r e T para vários valores de tensão. Geralmente temperaturas muito elevadas que depois são extrapoladas para temperaturas mais próximas das aplicações.
b. 25,59 %
c. Resistência mecânica-diminui
Resistência à fluência-aumenta
7. a, d, f, g

B.8. AÇOS

B.8.1. PROBLEMAS RESOLVIDOS

1. Considere o diagrama de equilíbrio Fe-C metastável, Figura B.8.1.
 - a. Legende o diagrama em termos de constituintes no caso dos aços, arrefecendo a partir do domínio austenítico.
 - b. Qual é a constituição de:
 - i. Um aço hipoeutetóide à temperatura ambiente.
 - ii. Um aço eutetóide à temperatura ambiente.
 - iii. O aço com maior teor de carbono à temperatura ambiente.
 - c. Qual é a percentagem de fases de um aço com 0,03 % de carbono a 950 °C? E à temperatura ambiente?
 - d. Qual é a percentagem de constituintes do aço St37 à temperatura ambiente?
 - e. Qual é a percentagem de constituintes de um aço com 1,2 %C à temperatura ambiente.

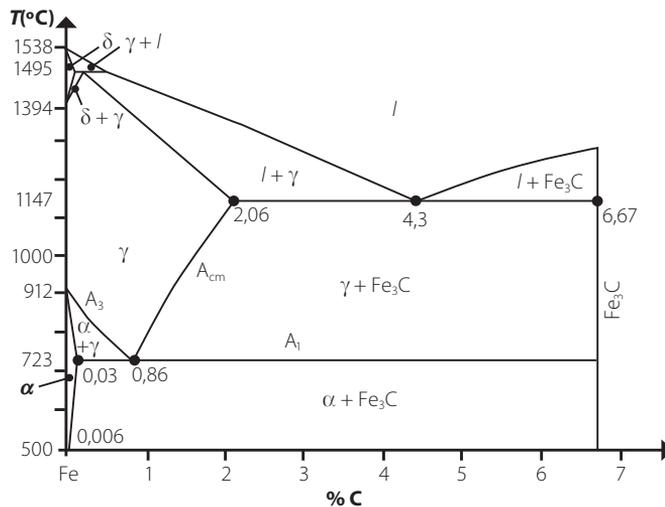


Figura B.8.1. Diagrama Fe-C metaestável.

Resolução:

- a. O diagrama, em termos de constituintes, dos aços está representado na Figura B.8.2. É importante notar-se que os aços representam ligas Fe-C com teores de carbono inferiores a 2,06 %.

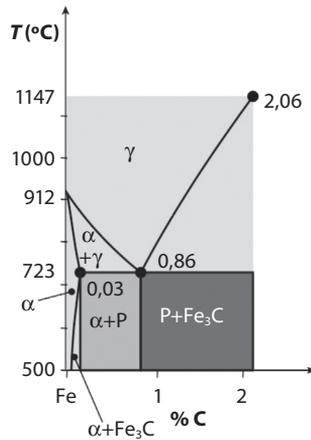


Figura B.8.2. Diagrama de constituintes dos aços.

- b. De acordo com o diagrama de constituintes:
- Ferrite + perlite.
 - Perlite.
 - Perlite + cementite.
- c. À temperatura ambiente, em termos de fases, a liga tem ferrite e cementite, sendo o teor em carbono da ferrite 0,006 %C e o da cementite 6,67 %C.

A quantidade de ferrite pode ser determinada com a regra da alavanca por:

$$\% \alpha = \frac{6,67 - 0,03}{6,67 - 0,006} \times 100 = 99,6 \%$$

A quantidade de cementite pode ser determinada de forma semelhante:

$$\% \text{Fe}_3\text{C} = \frac{0,03 - 0,006}{6,67 - 0,006} \times 100 = 0,4 \%$$

Ou seja, o aço é constituído quase integralmente por ferrite.

- d. Em primeiro lugar, é importante saber que o aço St37 tem 0,2 %C. À temperatura ambiente o aço tem ferrite e perlite. A análise deve ser feita à temperatura eutóide. A quantidade de ferrite pode ser determinada com a regra da alavanca por:

$$\% \alpha = \frac{0,86 - 0,2}{0,86 - 0,03} \times 100 = 80 \%$$

A quantidade de perlite pode ser determinada de forma semelhante:

$$\%P = \frac{0,2 - 0,03}{0,86 - 0,03} \times 100 = 20 \%$$

- e. À temperatura ambiente o aço tem perlite e cementite. A análise deve ser feita à temperatura eutetóide. A quantidade de perlite pode ser determinada com a regra da alavanca por:

$$\%P = \frac{6,67 - 1,2}{6,67 - 0,86} \times 100 = 94 \%$$

A quantidade de cementite pode ser determinada de forma semelhante:

$$\%Fe_3C = \frac{1,2 - 0,86}{6,67 - 0,87} \times 100 = 6 \%$$

2. Considere as microestruturas representadas na Figura B.8.3., de aços no estado recozido.

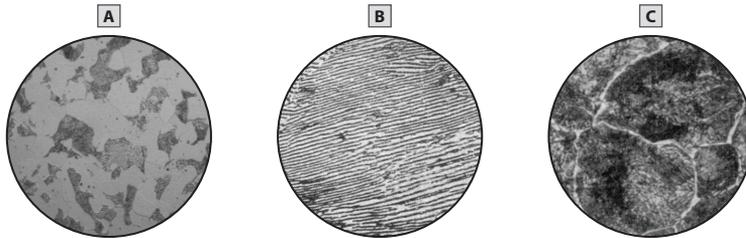


Figura B.8.3. Microestruturas de aços no estado recozido.

- a. Coloque os aços por ordem crescente de acordo com o seu teor de carbono.
- b. Indique o aço:
- Mais dúctil
 - Mais resistente à deformação plástica
 - Que possui menor temperatura de transição dúctil-frágil
- c. O aço C tem 10% de cementite secundária, determine a percentagem total de cementite.

Resolução:

- a. $A < B < C$. O aço A é hipoeutetóide, tendo grãos de ferrite e perlite, o aço B é eutetóide, só apresenta perlite, o aço C é hipereutetóide, apresentando cementite entre os grãos de perlite.
- b. i. A ductilidade diminui com o aumento do teor de carbono, que aumenta também a proporção de cementite, mais frágil, e diminui a proporção de ferrite, mais dúctil.

- ii. C, a resistência aumenta com o aumento do teor de carbono, aumentando a quantidade de cementite, mais resistente, e diminuindo a quantidade de ferrite, menos resistente.
 - iii. A, a temperatura de transição dúctil frágil aumenta com o aumento do teor em carbono.
3. Considere os diagramas TI, Figura B.8.4., e TRC, Figura B.8.5., do aço 30NC11.
- a. Indique os constituintes à temperatura ambiente e a sua quantidade após os arrefecimentos I, II, III.
 - b. Indique o arrefecimento contínuo que representa a velocidade crítica superior de têmpera. Determine o parâmetro de arrefecimento.
 - c. Indique a dureza do aço no estado recozido.
 - d. Indique duas formas de obter durezas entre 32 e 33 HRC.
 - e. Projete tratamentos térmicos para a obtenção dos constituintes seguintes, discutindo a sua possibilidade:
 - i. 100 % de bainite com 39 HRC.
 - ii. 100 % de perlite com 93 HRB.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %	W %
0,32	0,30	0,20	0,008	0,017	2,95	0,69	<0,10	0,31	<0,03	0,06

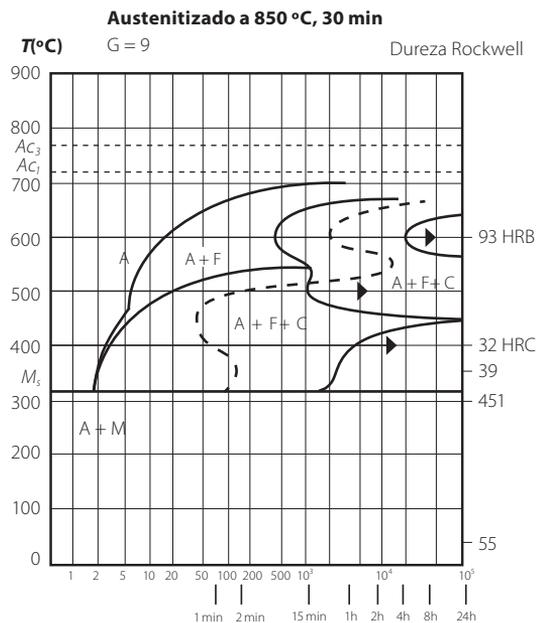


Figura B.8.4. Diagrama TI do aço 30NC11.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %	W %
0,32	0,30	0,20	0,008	0,017	2,95	0,69	<0,10	0,31	<0,03	0,06

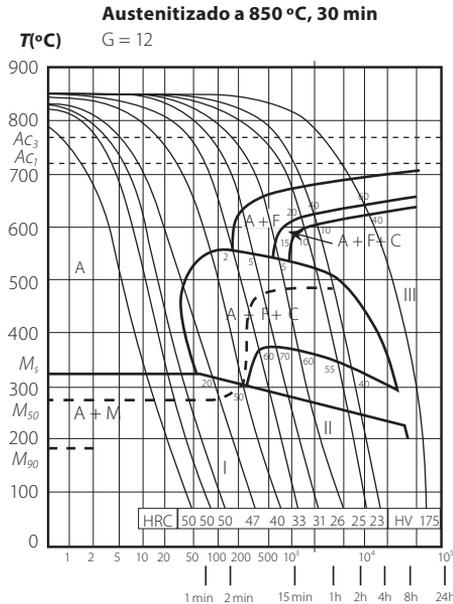


Figura B.8.5. Diagrama TRC do aço 30NC11.

Resolução:

- a. O arrefecimento I origina diretamente 100 % de martensite.

Seguindo o arrefecimento II, inicialmente passa no domínio em que a austenite se transforma em ferrite, sendo 15 % da austenite transformada. Assim, tem 15 % de ferrite. De seguida passa no domínio em que a austenite se transforma em perlite, em que 5 % da austenite é transformada. Deste modo, tem 5 % de perlite. O terceiro domínio que cruza é o domínio em que a austenite se transforma em bainite, em que 60 % da austenite é transformada, tendo 60 % de bainite. Neste ponto $15+5+60=80$ % de austenite foi transformada. A restante austenite ($100-80=20$ %) é transformada em martensite.

O arrefecimento III cruza o domínio em que a austenite se transforma em ferrite e o domínio em que a austenite se transforma em perlite. No primeiro, 60 % da austenite é transformada e no segundo 40 % da austenite. Assim, à temperatura ambiente o aço tem 60 % de ferrite e 40 % de perlite.

- b. O arrefecimento que corresponde à velocidade crítica superior de têmpera é o arrefecimento contínuo que origina uma estrutura 100 % martensítica a uma velocidade o mais baixa possível. Assim, é o arrefecimento que conduz a uma dureza final de 50 HRC.

O parâmetro de arrefecimento corresponde ao intervalo de tempo decorrido entre 700 °C e 300 °C:

$$(\Delta t)_{700}^{300} = 40 - 7 = 33s$$

- c. A dureza no estado recozido, mais próximo do equilíbrio, é dada pela velocidade de arrefecimento mais baixa, sendo 175 HRC.
- d. Utilizando um estágio isotérmico pode, a partir da temperatura de austenitização, arrefecer-se rapidamente até 400 °C. Posteriormente deve-se fazer um estágio durante 1 hora, seguido de um arrefecimento ao ar. Neste caso obtém-se 100 % de bainite.

Através de um arrefecimento contínuo deve-se arrefecer segundo a linha que culmina numa dureza de 33 HRC, após austenitização. Neste caso obtém-se 2 % de ferrite, 60 % de perlite e 38 % de martensite.
- e. Ambos os tratamentos foram planeados recorrendo a estágios isotérmicos.
 - i. Austenitização, arrefecimento rápido até 350 °C seguido de um estágio isotérmico a esta temperatura durante 3000 segundos, arrefecendo posteriormente ao ar.
 - ii. Não é possível estabelecer este tratamento térmico, pode sim obter-se uma liga com ferrite e perlite, sendo o teor em ferrite superior, através de um estágio isotérmico a 600 °C durante 4 horas seguidos seguido de arrefecimento ao ar.

B.8.2. PROBLEMAS PROPOSTOS

- 4. Considere o diagrama de equilíbrio Fe-C metaestável, Figura B.8.6., e determine o teor em carbono da liga que contém:
 - a. 87,5 % de ferrite e 12,5 % de cementite.
 - b. 100 % de perlite.
 - c. 40 % de ferrite e 60 % de perlite.
 - d. 90 % de perlite e 10 % de cementite secundária.
 - e. 90 % de austenite e 10 % de cementite secundária, a 723 °C.
 - f. 39 % de perlite, 11 % de cementite secundária e 50 % de ledeburite transformada.
 - g. 50 % de cementite primária.

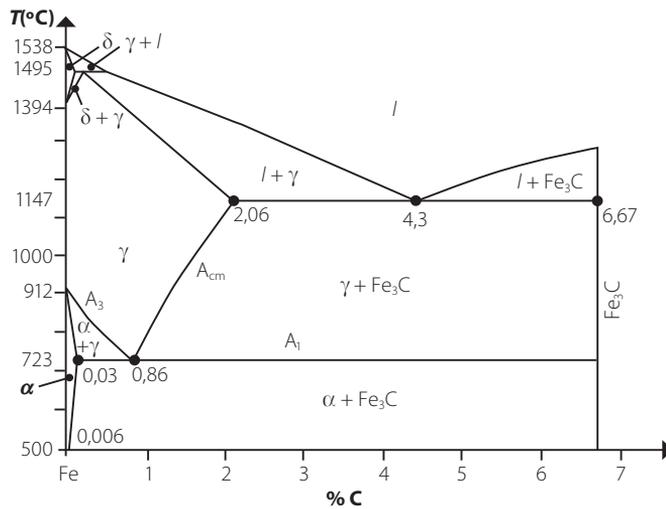


Figura B.8.6. Diagrama de equilíbrio Fe-C metaestável.

5. Considere dois aços ao carbono, num estado próximo do equilíbrio.
 - A – Aço hipoeutetóide com 45 % de perlite.
 - B – Aço hipereutetóide com 90 % de perlite.
 - a. Determine uma estimativa do teor em carbono destes aços.
 - b. Compare os aços quanto a:
 - i. Rigidez
 - ii. Resistência mecânica
 - iii. Ductilidade
 - iv. Tenacidade ao choque
 - c. Considere que os dois aços são aquecidos a 850 °C e arrefecidos em água, obtendo 100 % de martensite.
 - i. No estado temperado, indique o aço que tem maior dureza.
 - ii. Após o tratamento térmico o aço B apresenta fissuras. Discuta de que forma se pode evitar essa fissuração.
 - iii. Descreva como normalizar o aço A e qual é o objetivo deste tratamento térmico.

6. Considere as curvas de transformação da austenite de um aço ligado com cerca de 1 %C (100CD7 segundo a norma AFNOR). O diagrama TRC está representado na Figura B.8.7. e o diagrama TI na Figura B.8.8.
 - a. Indique uma aplicação para este aço. Justifique a resposta.

- b. Indique a dureza para uma velocidade superior à velocidade crítica superior de têmpera.
- c. Indique a dureza no estado recozido.
- d. Indique os constituintes obtidos após os tratamentos I e II.
- e. Identifique os constituintes e dureza final obtida após o tratamento III e um aquecimento posterior a 200 °C durante 1h.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
1,07	0,32	0,31	0,016	0,012	0,17	2,05	0,18	0,13	1,07	0,32	0,31	0,016	0,012	0,17	2,05	0,18	0,13

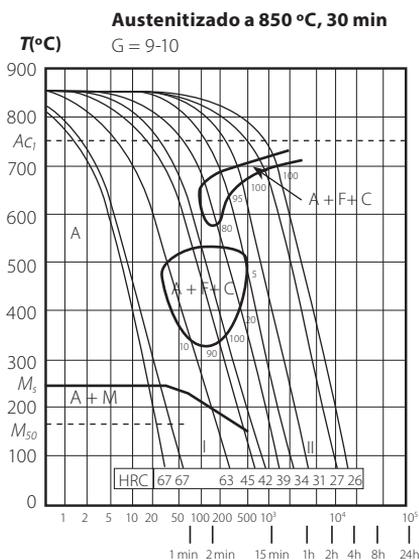


Figura B.8.7. Diagrama TRC do aço 100CD7.

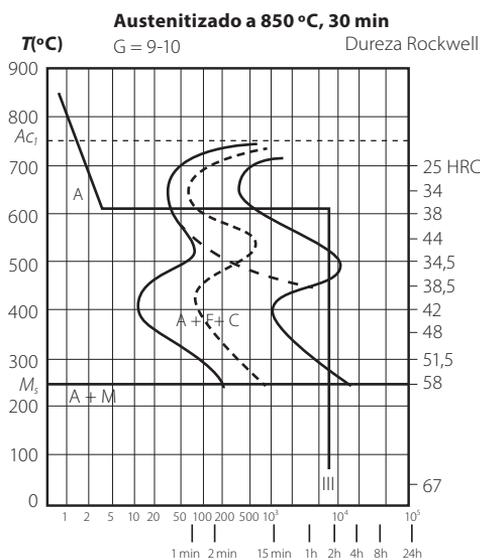


Figura B.8.8. Diagrama TT do aço 100CD7.

7. Considere o diagrama de transformação isotérmica do aço XC 55.
 - a. Defina o tratamento isotérmico para obter 25 HRC. Determine os constituintes obtidos e a sua quantidade aproximada.
 - b. Defina um tratamento térmico que permite obter 50 % de martensite e 50 % de bainite. Indique a dureza final.
 - c. Defina um tratamento que permite obter uma dureza de 63 HRC.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,53	0,70	0,35	0,01	0,02	0,24	0,09	<0,10	0,52	<0,03

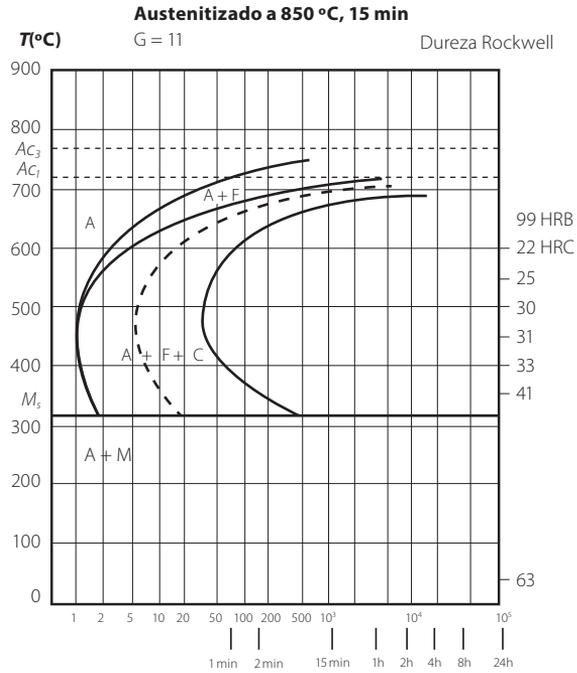


Figura B.8.9. Diagrama de transformação isotérmica do aço XC 55.

- 8.** Considere o diagrama TRC do aço representado na Figura B.8.10.
- Indique os constituintes obtidos com os tratamentos I, II e III.
 - Indique a dureza do aço no estado recozido.
 - Indique o parâmetro de arrefecimento para o tratamento com o qual se obtém uma dureza de 43 HRC.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,18	1,10	0,27	0,025	0,023	0,28	1,02	0,04	0,18

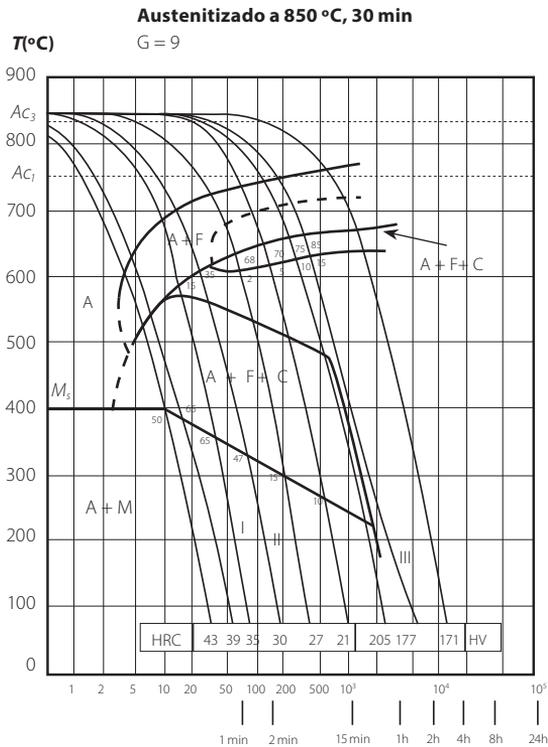


Figura B.8.10. Diagrama TRC de um aço ligado.

9. Considere o diagrama da Figura B.8.11. de um aço perlítico que foi austenitizado a 760 °C durante tempo suficiente para homogeneizar a temperatura da amostra.
- Arrefecimento rápido até 300 °C e estágio de 5000s seguido de arrefecimento ao ar até à temperatura ambiente.
 - Arrefecimento rápido até 625 °C e estágio de 10s seguido de arrefecimento em água até à temperatura ambiente.
 - Arrefecimento rápido até 600 °C seguido de um estágio de 20 s e arrefecimento ao ar até à temperatura ambiente.
 - Arrefecimento rápido até 350 °C seguido de um estágio de 150 s e arrefecimento em água até à temperatura ambiente.

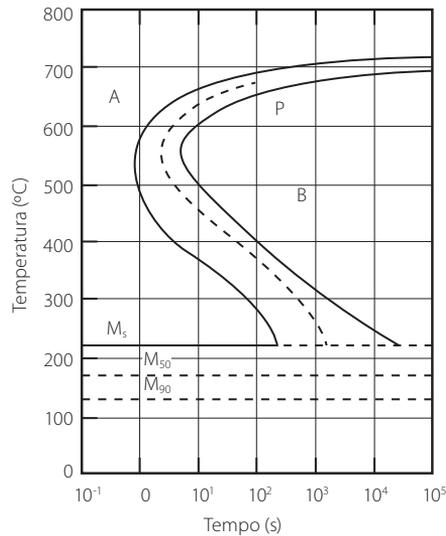


Figura B.8.11. Diagrama TI de um aço eutetóide.

B.8.3. SOLUÇÕES

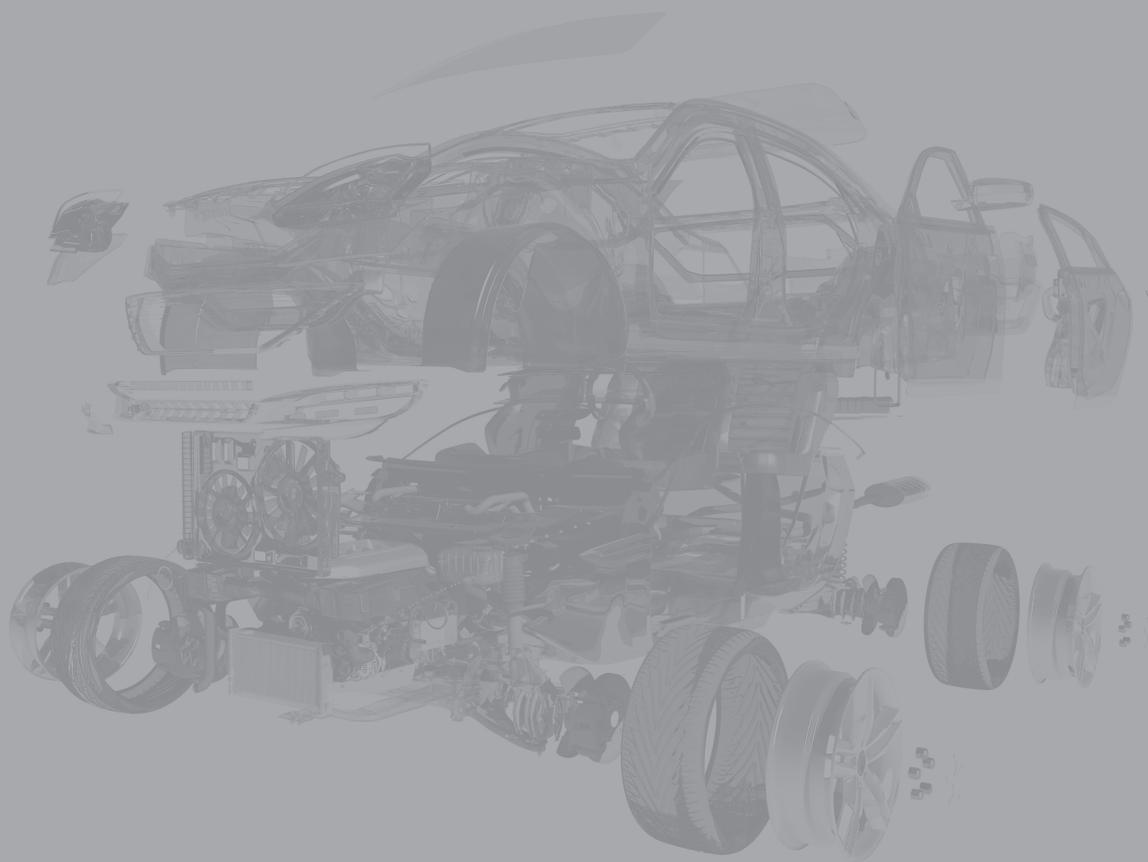
4.
 - a. 0,84 %
 - b. 0,86 %
 - c. 0,53 %
 - d. 1,4 %
 - e. 1,4 %
 - f. 3,2 %
 - g. 5,5 %
 - h. Determine uma estimativa do teor em carbono destes aços.

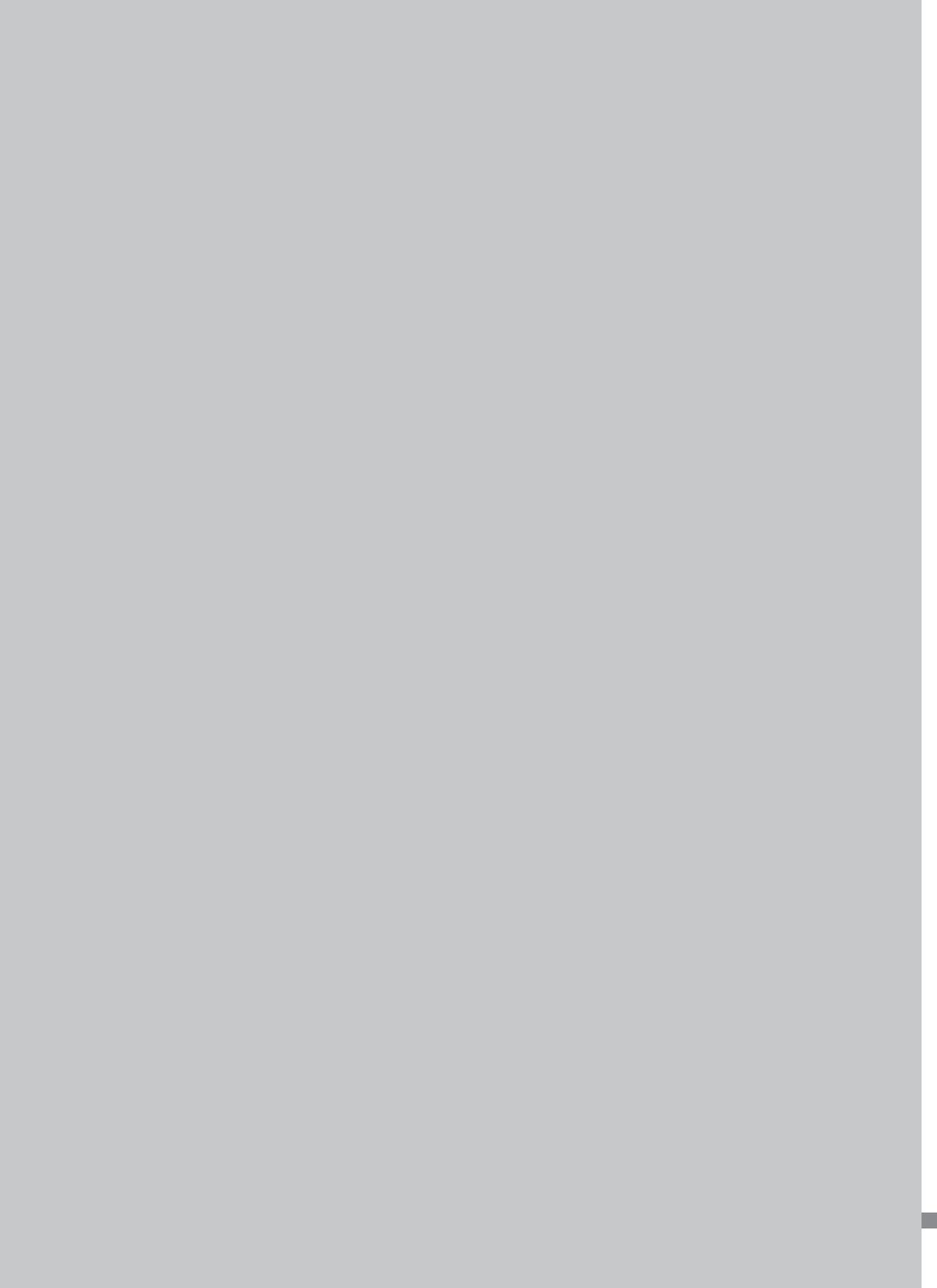
5.
 - a. A: 0,36 % C; B: 1,44 %C.
 - b.
 - i. Igual
 - ii. A resistência de B é superior por ter mais cementite.
 - iii. A ductilidade de A é superior por ter menos cementite.
 - iv. A tenacidade de A é superior por ter menos cementite.
 - c.
 - i. O aço B apresenta maior dureza por ter mais carbono.
 - ii. Usar um meio de arrefecimento com menor intensidade de têmpera, efetuar uma têmpera interrompida, efetuar revenido a seguir à têmpera.
 - iii. Aquecimento acima de A_{c3} seguido de arrefecimento ao ar. Tratamento de homogeneização da estrutura, produzindo grãos equiaxiais ferrítico-perlíticos, nos aços hipoeutetóides.

- 6. a.** Ferramenta, por exemplo, uma lâmina de corte, devido à elevada percentagem de C.
- b.** 67 HRC
- c.** 26 HRC
- d.** I: 10 % bainite e 90 % martensite. II: 100 % perlite.
- e.** Perlite + carbonetos; 38 HRC.
- 7. a.** Recozido isotérmico a 550 °C.
- b.** Estágio a 400 °C durante 7 segundos seguido de um arrefecimento em água. 48 HRC.
- c.** Têmpera martensítica, arrefecimento rápido partindo da temperatura de austenitização.
- 8. a.** I: 15 % ferrite, 65 % bainite e 20 % martensite. II: 68 % ferrite, 2 % perlite, 15 % bainite e 15 % martensite. III: 85 % ferrite e 15 % perlite.
- b.** 171HV.
- c.** $\Delta t_{700}^{300} \approx 14s$
- 9. a.** 100 % bainite
- b.** 50 % perlite e 50 % martensite
- c.** 100 % perlite
- d.** 50 % bainite e 50 % martensite

C.

TRABALHOS LABORATORIAIS





C.1. AÇOS – TRATAMENTO TÉRMICO DE AÇOS E ENSAIO JOMINY

C.1.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.1.1.1. Introdução

Os tratamentos térmicos de aços têm por objetivo melhorar as suas propriedades mecânicas, por ação de ciclos térmicos apropriados que os modificam de diversas formas. De uma forma muito genérica, podemos dividir os tratamentos em dois grandes grupos, onde os aços podem ser:

- **Tratados** – apresentam modificações da natureza dos constituintes, conseguidas por tratamento de endurecimento por têmpera e o tratamento de endurecimento por precipitação. São usados em alguns aços de construção, mas sobretudo em aços de ferramentas;
- **Recozidos** – apresentam modificações microestruturais (da dimensão e da forma) e da repartição dos constituintes sem modificar a sua natureza. O recozido coloca o aço próximo do estado de equilíbrio, conseguido com o recozido de normalização nos aços de construção.

Note-se que nem sempre é desejado melhorar as propriedades mecânicas de um dado aço. Por exemplo, um aço de ferramentas macio pode ser sujeito a um tratamento de diminuição da dureza para que possa ser maquinado. Este processo é conseguido através do recozido completo ou recozido de amaciamento e seguido por um recozido de distensão. Posteriormente, o aumento da dureza pode ser novamente conseguido com a aplicação de uma têmpera seguido de um revenido.

O ensaio Jominy é uma ferramenta muito importante para suportar o projeto de tratamentos térmicos em aços. É um ensaio normalizado que permite obter indicações globais sobre a temperabilidade dos aços, apenas com único tratamento. Este ensaio é realizado em três etapas:

- Austenitização de um provete com uma geometria específica (de acordo com a norma). A temperatura usada é a temperatura de austenitização que depende do tipo de aço a testar, e o tempo de austenitização é de 30 min;

- Arrefecimento realizado por um jato de água que incide apenas sobre uma superfície, de acordo com a norma;
- A superfície onde será medida a dureza é retificada de modo a eliminar eventuais oxidações e permitir a estabilidade da peça na mesa do durómetro. A dureza é medida ao longo de uma geratriz de pontos em distribuídos relativamente à extremidade que irá contactar diretamente com a água.

C.1.1.2. Descrição geral do trabalho

Este trabalho pretende que o estudante se familiarize com os tratamentos térmicos habitualmente usados em aços, assim como o processo de preparação de uma amostra metalográfica e da observação da mesma em microscopia ótica. É também pretendido que o aluno realize um ensaio Jominy e perceba como os tratamentos térmicos atuam ao longo da espessura de um dado aço.

C.1.1.3. Materiais

Nesse trabalho será analisada um aço com a referência RMC16. Este é um aço de cementação, com 0.16 % de teor em carbono, ligado com manganês, silício e cromo. É muito utilizado no fabrico de engrenagens, casquilhos e cavilhas, rótulas de direção e excêntricos, árvores de torno, cambotas e pistões.

C.1.1.4. Procedimento experimental

O procedimento experimental deste trabalho tem as seguintes etapas:

- Corte da amostra de aço;
- Pré polimento e polimento fino da amostra, seguido de ataque com reagente químico;
- Análise da microestrutura da amostra utilizando um microscópio ótico;
- Realização do ensaio de Jominy;
- Determinação da curva teórica do ensaio de Jominy.

C.1.1.5. Instruções para elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Uma curta introdução descrevendo os métodos de tratamento térmico de aços;
- Descrição dos materiais usados e suas propriedades relevantes;
- Descrição do processo de preparação de uma amostra metalográfica;
- Descrição de microestrutura do aço obtida (com esquema e legenda);
- Descrição do ensaio Jominy;
- Previsão da curva Jominy e comparação com a curva experimental.

C1.2. EXEMPLO DE RELATÓRIO

C1.2.1. Introdução ao tratamento térmico dos aços

Os tratamentos térmicos dos aços correspondem à submissão de um aço à ação de ciclos térmicos com o objetivo de lhe conferir propriedades interessantes para sua posterior utilização. Existem dois tipos de tratamentos térmicos: globais e superficiais. Os tratamentos globais envolvem a alteração da microestrutura de toda a massa do aço, enquanto os superficiais alteram apenas a microestrutura da camada superficial. A diversidade dos tratamentos térmicos de aços encontra-se exposta na Figura C.1.1.

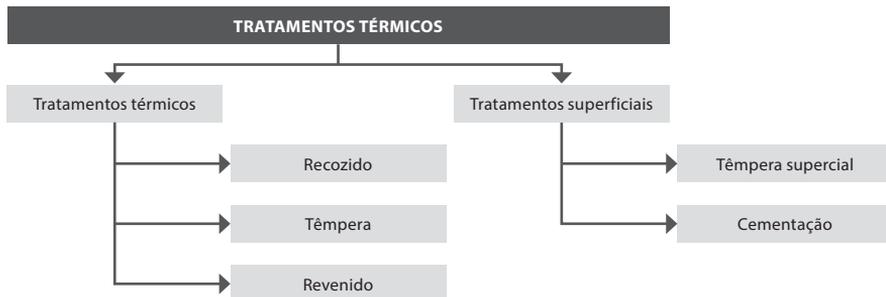


Figura C.1.1. Tratamentos térmicos de aços.

Recozido

Quando um aço se encontra num estado fora de equilíbrio e com heterogeneidades estruturais devido a tratamentos térmicos anteriores, o recozido é um tratamento térmico que deve ser executado, pois permite a obtenção de um estado próximo do equilíbrio estável, através da modificação na distribuição e forma das ferrites e carbonetos. Os principais objetivos são: uniformizar as estruturas, aumentar a ductilidade, eliminar as tensões residuais e melhorar a maquinabilidade.

Têmpera

Todos os tratamentos térmicos envolvem três fases: aquecimento, estágio e arrefecimento. Neste tratamento torna-se imprescindível distinguir as três fases pois alguns comportamentos em determinadas fases devem ser evitados de modo que se atinja o objetivo do tratamento desejado (aumentar a dureza em detrimento da tenacidade ao choque, extensão após rotura e ductilidade). Na fase de aquecimento devem-se ter em conta os seguintes aspetos: evitar a oxidação (conseguido com um controlo da atmosfera ou cobrindo o provete) e evitar as tensões residuais (causadas pelos elevados gradientes térmicos-aquecimento deve ser uniforme). Seguidamente, é efetuado o estágio, e o material permanecerá nesta fase o tempo necessário obtido através da dimensão e composição química do aço em questão. Na fase de arrefecimento deve ser escolhida a velocidade mais lenta possível, mas esta deve ser superior à taxa de arrefecimento necessária para a constituição martensítica. Adicionalmente, devem-se também evitar os gradientes térmicos causadores das tensões residuais.

Revenido

Após a têmpera, o aço apresenta elevada dureza, mas baixa tenacidade e ductilidade. Assim, o revenido apresenta-se como uma solução bastante viável para corrigir estes estados extremos, provocando no material uma aproximação do estado de equilíbrio. As propriedades mecânicas obtidas no revenido dependem das transformações dos constituintes obtidos depois da têmpera.

Têmpera Superficial

Tratamento que compreende a austenitização de uma camada superficial, seguida de uma têmpera provocando a sua transformação em martensite e aumentando os valores de dureza superficial e resistência ao desgaste. Algumas vantagens em relação ao endurecimento total, por têmpera, prendem-se com questões económicas, uma vez que a produção de aços de baixa temperabilidade tem custos operacionais mais baixos; bem como a possibilidade de endurecimento apenas em regiões submetidas a desgaste.

Cementação

É um tratamento termoquímico utilizado nos aços com teores de carbono entre 0,1 % e 0,2 % para aumentar a sua dureza superficial. Na primeira etapa, introduz-se carbono na camada superficial através da difusão no estado sólido depois, através da têmpera transforma-se a camada superficial em martensite de alta dureza.

C.1.2.2. Propriedades mecânicas

O aço em estudo tem a referência **RMC16** e as propriedades aqui mostradas foram obtidas através de consulta do catálogo da empresa F.Ramada. A Tabela C.1.1. lista a sua composição química.

Tabela C.1.1. Composição química do aço RMC16.

%Carbono	%Silício	%Manganês	%Crómio
0,16	<=0,4	1,15	0,95

O aço em causa é um aço hipoeutectóide pois o seu teor de carbono é de 0,16 % e encontra aplicação em cavilhas, casquilhos, guias e placas de deslizamento.

Este material apresenta uma dureza máxima de 207 HB (no estado recozido), uma tensão de rotura máxima de 1170 MPa, com uma extensão superior a 9 %. A sua tensão limite de elasticidade é superior a 470 MPa.

A sua austenitização é realizada a 850 °C, o recozimento entre 650 e 700 °C e a cementação realizada entre 870 e 900 °C. O processo de revenido tem lugar entre 180 e 550 °C e a tempera entre 830 e 870 °C, com um arrefecimento em óleo.

C.1.2.3. Preparação de uma amostra metalográfica

A preparação de uma amostra metalográfica compreende três etapas: corte, polimento (aqui inclui-se o pré-polimento e polimento fino) e ataque com reagente químico. Decidiu-se analisar a microestrutura da amostra utilizando um microscópio ótico, uma vez que se trata de um aço específico com elementos de liga. Dependendo do tamanho da amostra poderá ser necessário cortar parte desta utilizando uma serra revestida de um material cerâmico (dureza elevada), ficando a peça pronta a ser polida.

O polimento é necessário para que seja possível obter uma imagem clara da microestrutura. Caso a peça seja difícil de manusear, esta terá de ser inserida num suporte antes de começar o polimento. Começa-se então com o pré-polimento, no qual são utilizadas duas lixas de carboneto de silício, sendo a segunda lixa de grão mais fino que a anterior. O processo contempla as seguintes etapas:

1. Seleção de uma lixa de tamanho de grão pretendido;
2. Colocação da lixa na máquina giratória;

3. Aplicação de água na lixa, de forma a evitar sobreaquecimento da amostra por fricção;
4. Pressionar amostra sobre a lixa já em movimento;
5. Retirar a amostra da máquina, desligando esta;
6. Lavagem da amostra em água destilada para retirar possíveis vestígios da lixa.

Ao mudar de lixa deve-se ter sempre o cuidado de rodar a amostra em 90 graus de modo a eliminar as riscas obtidas pela lixa anterior.

De seguida, começa-se o polimento de acabamento, repetindo-se o processo da fase anterior, mas com algumas diferenças. Na primeira será utilizado um líquido cerâmico, neste caso foi utilizada alumina, aplicada nos discos de polimentos, de forma a obter uma maior perfeição no polimento.

Finalmente, na última parte do polimento é utilizado um spray de diamante sobre a superfície, um material fino e muito mais duro que nos levará a obter um nível de polimento ainda mais elevado. Terminando a fase de polimento irá ser necessário recorrer a um ataque químico com ácido, uma vez que a superfície do aço se apresenta fortemente bastante refletora. Estas características da superfície complicarão a observação, porque a luz que incidir sobre a superfície será refletida de imediato, impossibilitando a visualização da amostra.

C.1.2.4. Microestrutura do aço testado

Antes de começar a observação, é necessário verificar que a amostra está devidamente equilibrada, presa à platina (o uso de plasticina auxiliará nesta tarefa) e com a superfície a observar orientada perpendicularmente à linha de visão. Apresenta-se a microestrutura do aço no estado recozido com a respetiva legenda na Figura C.1.2.

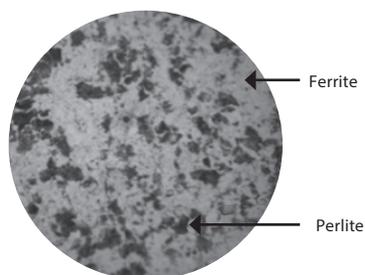


Figura C.1.2. Microestrutura do aço no estado recozido

C.1.2.5. Ensaio de Jominy

O ensaio de Jominy é utilizado para avaliar a temperabilidade de um aço, bem como a capacidade de obter martensite através de um tratamento térmico de têmpera. É utilizado um provete cilíndrico (mostrado na Figura C.1.3.) que é sujeito a três etapas:

1. Austenitização: leva-se o provete de dimensões normalizadas ao forno a uma temperatura de 900 °C durante um período de 30 minutos.
2. Arrefecimento: depois de sair do forno, o provete irá ser colocado num dispositivo onde irá receber água através de um jato vertical (orientado de baixo para cima) arrefecendo gradualmente o mesmo.
3. Medição de dureza: a dureza é medida ao longo de todo o comprimento, sendo os seus pontos de medida situados a 1,5-3-5-7-9-11-13-15-20-30-40-50-60-70 80 mm da extremidade arrefecida e são designados por J1,5-J3-J5-...-J_x.

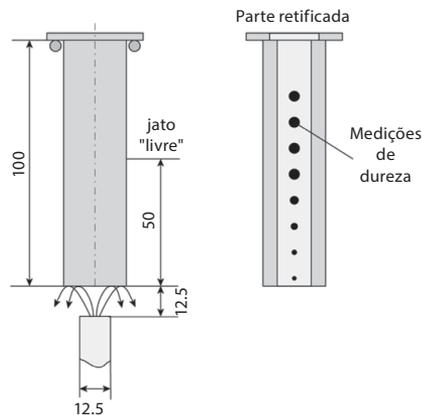


Figura C.1.3. Geometria do provete Jominy com dimensões em mm e procedimento de arrefecimento (imagem à esquerda) e medição da dureza ao longo de uma geratriz (imagem à direita)

C.1.2.6. Previsão da curva teórica e comparação com a curva experimental

Para se obter a curva teórica do ensaio de Jominy é necessário proceder à sobreposição de dois gráficos, a curva TRC do Aço RMC 16 e o gráfico que espelha as velocidades de arrefecimento para diferentes distâncias à extremidade arrefecida (Figura C.1.4.). Procedese então à sobreposição dos dois gráficos representada na Figura C.1.5.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,18	1,10	0,27	0,025	0,023	0,28	1,02	0,04	0,18

Austenitzado a 850 °C, 30 min

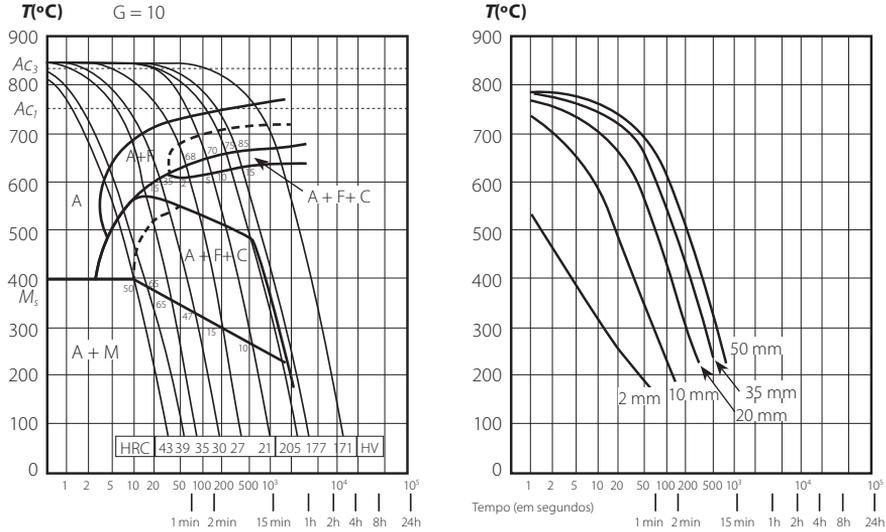


Figura C.1.4. Curvas TRC do aço RMC16 (esquerda), curvas teóricas de arrefecimento para diferentes distâncias ao provete (direita).

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,18	1,10	0,27	0,025	0,023	0,28	1,02	0,04	0,18

Austenitzado a 850 °C, 30 min

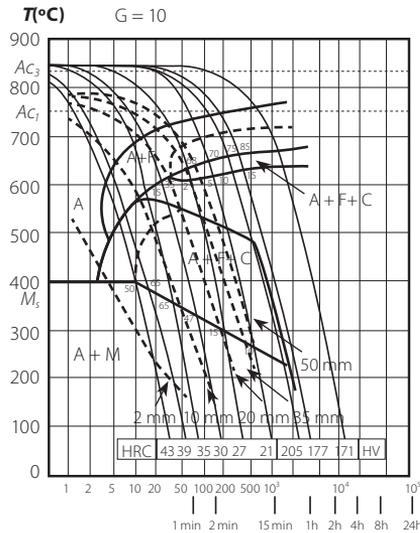


Figura C.1.5. Sobreposição das curvas TRC e das curvas teóricas de arrefecimento

Contudo, pela análise do gráfico verifica-se que a sobreposição das curvas não é exata, isto é, as curvas teóricas para o ensaio Jominy não estão precisamente sobrepostas sobre as curvas previstas no gráfico TRC. Deste modo, teremos de realizar uma aproximação para as curvas que representam a maior distância ao provete e adotar uma estratégia diferente para a curva de 2mm de distância ao provete.

A aplicação de outro método para a curva com menor distância relativamente ao segundo provete, deve-se ao facto da curva de maior velocidade de arrefecimento do referido diagrama conter apenas 50 % de martensite e não 100 %, como se observa na Figura C.1.5. Por outro lado, a inclinação desta curva é bastante diferente das outras apresentadas no diagrama, assim se a análise fosse realizada nos mesmos moldes não estaríamos a ser coerentes com o que é visualizado no gráfico.

Admitindo que esta curva é tangente ao ponto onde começa a formação de A+F+C então podemos constatar que este arrefecimento conduzirá à formação de 100 % de martensite (existirão apenas vestígios de ferrite e bainite). Desta forma, o processo de obtenção de dureza para os 2mm é feito através do gráfico de variação da dureza da martensite com a percentagem de carbono (Figura C.1.6.). Desta forma, obtém-se para os 2 mm de distância à face temperada, uma dureza de 45 HRC.

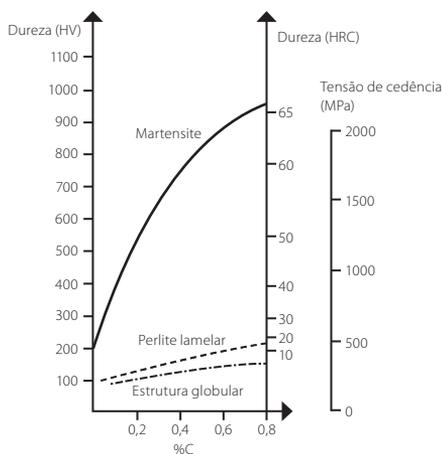


Figura C.1.6. Dureza em função da percentagem de carbono

Com a realização destes dois procedimentos obtiveram-se os dados da Tabela C.1.2., que relaciona os valores teóricos da dureza com as distâncias à base do provete.

Tabela C.1.2. Pontos da curva teórica.

Distância (mm)	2	10	20	35	50
Dureza (HRC)	45	30	27	23	21

Após a realização do ensaio de Jominy obtiveram-se valores para a dureza em função da distância Jx (distância à base do provete), representados na Tabela C.1.3.

Tabela C.1.3. Pontos da curva experimental.

Distância Jx (mm)	1,5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30	35	40	45
Dureza (HRC)	44	44	41	36	34	32	30	29	27	25	25	23	23	21

De seguida, comparam-se as curvas de Jominy teórica e experimental, resultando na Figura C.1.7., que ilustra a relação entre as mesmas.

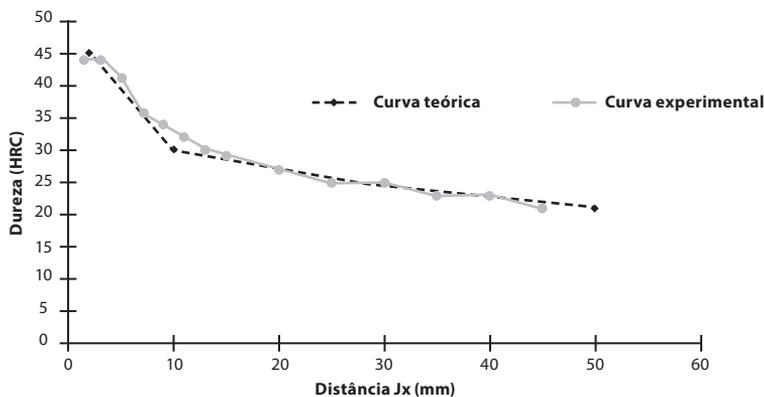


Figura C.1.7. Comparação das curvas teóricas e experimentais de dureza

Analisando o gráfico, podemos concluir que existe um bom grau de sobreposição das curvas. Alguma discrepância que possa existir entre os resultados experimentais e teóricos deve-se à inexactidão na obtenção da curva teórica, devido ao facto de o método ser uma mera aproximação ou à existência de erros pontuais e sistemáticos aquando da prova experimental, como por exemplo, incertezas dos aparelhos de medição.

Em suma, esta comparação é uma ferramenta útil na seleção do aço e na retificação dos tratamentos térmicos utilizados, convenientes para a produção de uma peça.

C.2. AÇOS – INFLUÊNCIA DO TEOR DE CARBONO NA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

C.2.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.2.1.1. Introdução

As transformações martensíticas caracterizam-se pela ausência de difusão, uma vez que o arrefecimento é muito rápido (como, por exemplo, o que acontece ao arrefecer o aço em água fria), e não existe movimentação atômica. É um caso extremo de endurecimento por solução sólida intersticial.

Para os aços endurecerem por transformação martensítica é necessário existir uma condição metalúrgica (a existência dum domínio austenítico e da transformação no diagrama de equilíbrio) e uma condição térmica, havendo a possibilidade de arrefecer o aço a uma velocidade suficiente (superior à velocidade crítica superior de têmpera), partindo do domínio austenítico, de maneira a evitar a formação de agregados de perlite e bainite e provocar a formação de constituintes fora de equilíbrio (a martensite). Com o aumento da percentagem de carbono dentro do domínio martensítico, verifica-se o aumento da dureza desejado.

C.2.1.2. Descrição geral do trabalho

Neste trabalho, será determinada a influência de diferentes teores de carbono no comportamento mecânico de aços com constituição 100 % martensítica, recorrendo a ensaios de dureza e de tração.

C.2.1.3. Materiais

Serão considerados três tipos de aços, todos com uma constituição 100 % martensítica, e com teores de carbono de 0,2 %, 0,4 % e 0,6 %.

Serão fornecidos provetes com geometria apropriada para o ensaio de tração, para o ensaio de medição de dureza e para a análise das microestruturas.

C.2.1.4. Procedimento experimental

- Efetuar a medição da dureza de cada um dos três tipos de aço em estudo;
- Analisar as microestruturas dos três tipos de aço em estudo;
- Montar o provete de tração numa máquina de ensaios universal;
- Aplicar um extensómetro no provete para determinar a sua deformação durante o ensaio;
- Testar o provete até à rotura;
- Recolher os dados de carga e deslocamento;
- Registar fotograficamente a superfície de fratura obtida;
- Repetir o ensaio de tração para os restantes dois aços.

C.2.1.5. Instruções para elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Uma explicação inicial da natureza das transformações martensíticas e da influência do teor de carbono no aço resultante;
- Descrever as durezas medidas durante o procedimento experimental, comparando os três tipos de aço;
- Mostrar e comentar as microestruturas obtidas, descrevendo as principais diferenças entre os três teores de carbono;
- Apresentar as curvas de tensão-deformação para os materiais em estudo;
- Com base nas curvas de tensão-deformação, determinar a tensão de cedência, tensão de rotura e módulo de elasticidade para os três materiais em estudo;
- Comentar os resultados em geral, identificando as principais alterações geradas pelos diferentes teores de carbono, relacionando microestruturas, durezas, propriedades mecânicas e diagramas de equilíbrio.

C.3. AÇOS – TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL E O ENSAIO DE CHARPY

C.3.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.3.1.1. Introdução

A temperatura de transição dúctil-frágil é a temperatura mínima em que um determinado material tem a capacidade de absorver uma quantidade específica de energia sem fraturar de forma frágil.

À medida que a temperatura de serviço diminui, diminui também a capacidade de um material se deformar de forma dúctil, reduzindo-se também a sua capacidade de absorver energia. Isto é particularmente importante para aplicações onde as estruturas metálicas operam em condições de temperatura muito baixa. De facto, muitos aços estruturais usados habitualmente apresentam um início de comportamento frágil para temperaturas de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, que podem ser atingidas facilmente em muitas áreas do globo terrestre. Neste caso, existe uma forte possibilidade de falha frágil, que ocorre de forma rápida e sem muito aviso.

Esta temperatura de transição pode ser determinada recorrendo ao ensaio de Charpy. O teste de impacto Charpy, é um teste realizado a uma alta taxa de deformação que envolve o impacto de um pêndulo (largado a partir de uma altura pré-definida) com um provete de geometria padronizada, contendo um entalhe. Sabendo a energia inicial armazenada no pêndulo e ao medir a quantidade de energia potencial existente no pendulo após o impacto, pode ser determinada a energia absorvida pelo provete durante a fratura. Realizando o ensaio de Charpy a diferentes temperaturas (recorrendo a azoto líquido para colocar a amostra a temperaturas muito baixas), torna-se possível identificar uma temperatura à qual existe uma quebra drástica da energia absorvida no impacto, correspondente à transição dúctil frágil.

C.3.1.2. Descrição geral do trabalho

Neste trabalho será determinada a transição dúctil-frágil de um aço de construção comum, recorrendo a um ensaio de Charpy.

C.3.1.3. Materiais

Seis provetes com a geometria normalizada necessária para o ensaio de Charpy serão fornecidos, produzidos no aço do tipo St37. Este é um aço de construção ao carbono, com 0.16 % de teor em carbono, ligado com manganês, silício, enxofre e fósforo. É utilizado em diversas para maquinaria agrícola, suportes para andaimes, tubagens diversas, entre outros usos.

C.3.1.4. Procedimento experimental

- Realizar 6 ensaios de Charpy à temperatura ambiente, 0 °C, -10 °C, -20 °C, -30 °C e -50 °C;
- Registrar a energia absorvida em cada ensaio;
- Registrar fotograficamente a superfície de rotura obtida para cada ensaio.

C.3.1.5. Instruções para elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Uma explicação inicial da natureza das transformações dúcteis-frágeis nos metais, descrevendo os mecanismos associados e as suas consequências no comportamento mecânico dos metais;
- Descrição do procedimento do ensaio de Charpy e o método utilizado para determinar a energia absorvida pelas amostras durante a rotura;
- Um gráfico com a energia absorvida pelo aço em estudo para cada temperatura de ensaio. Identificar claramente neste gráfico a temperatura de transição dúctil-frágil;
- Apresentar as superfícies de rotura dos provetes testados, comentando as alterações visíveis e relacionando-as com as energias absorvidas durante o processo de fratura.

C.4. FERROS FUNDIDOS E LIGAS NÃO FERROSAS – CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE DIFERENTES MATERIAIS METÁLICOS

C.4.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.4.1.1. Introdução

Os ferros fundidos são ligas de ferro e carbono em que a porcentagem de carbono presente na liga é superior a 2,06 %. São amplamente utilizados em processos de fundição porque combinam um ponto de fusão relativamente baixo com uma elevada colabilidade, ou seja, tem boa capacidade de fluir dentro de um molde e preencher completamente todas as suas cavidades. Além dos aços e dos ferros fundidos, na construção de componentes mecânicos também se encontram vários tipos de ligas baseadas em outros metais além do ferro. Estas ligas não ferrosas apresentam características muito peculiares, que são fundamentais para a construção e operação de diversos mecanismos e outros sistemas complexos. Por exemplo, a elevada resistência específica das ligas de alumínio é explorada na construção de estruturas de aeronaves e as ligas de níquel de elevada temperatura, enquanto as chamadas superligas de níquel são usadas em aplicações extremamente exigentes que combinam carregamentos mecânicos elevados a altas temperaturas, como é o caso das pás de turbinas em motores de reação.

C.4.1.2. Descrição geral do trabalho

Neste trabalho serão realizados ensaios de tração de diferentes materiais, incluindo um ferro fundido, um aço e uma liga de alumínio, permitindo determinar a resistência mecânica e ductilidade dos mesmos. Para cada um destes materiais será também determinada a dureza e a densidade.

C.4.1.3. Materiais

Serão considerados três tipos de materiais neste trabalho. Um ferro fundido cinzento, um aço ligado de referência RMC16 e uma liga de alumínio, de referência AlMgSi0,5. A aço é fornecido em dois estados distintos, o estado estirado e o estado tratado. A liga de alumínio é fornecida em três estados diferentes, o estado temperado, o estado recozido e finalmente o estado temperado e revenido. Desta forma, serão ensaiados 6 provetes distintos para corresponder a todos estes materiais e estados. Os provetes serão fornecidos com geometria apropriada para o ensaio de tração.

C.4.1.4. Procedimento experimental

O procedimento experimental consiste nos seguintes passos:

- Montagem dos provetes numa máquina de ensaio universal;
- Montagem de um extensômetro no provete;
- Realização do ensaio mecânico até à rotura;
- Recolha dos resultados dos ensaios para obtenção das curvas de tração.

C.4.1.5. Instruções para elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Uma breve introdução dedicada aos ferros fundidos e as ligas não ferrosas;
- Uma descrição dos materiais usados;
- As curvas de tração dos materiais em análise;
- Um estudo comparativo da rigidez, resistência mecânica, resistência específica e ductilidade de cada um dos materiais estudados.

C.4.2. EXEMPLO DE RELATÓRIO

C.4.2.1. Introdução aos ferros fundidos

Ferros fundidos são ligas compostas por ferro e carbono com teores de carbono acima dos 2 %. O elemento de liga responsável pela decomposição do carboneto de ferro (Fe_3C) em ferro e carbono é o silício, que possui um efeito grafitizante e confere ao material uma baixa dureza e boa resistência mecânica, deslocando o ponto

eutético para percentagens de carbono inferiores. Devido ao seu elevado teor em carbono, os ferros fundidos apresentam também uma excelente colabilidade.

- **Ferros fundidos brancos (FFB):** constituídos por uma matriz quase contínua de uma fase dura, a cementite, incluindo glóbulos eutetóides (não contém grafite). Desta forma, os FFB não podem ser submetidos à deformação a frio, e o seu interesse reside especialmente na sua resistência ao desgaste e abrasão. O sistema pode permanecer longos períodos num estado metaestável até transitar para o seu estado mais estável por influência externa.

- **Ferros fundidos cinzentos (FFC):** sistemas estáveis, com grafite livre na sua microestrutura, constituídos também por pequenas porções de Mn, Si, P e S. De acordo com as diferentes temperaturas e velocidades de arrefecimento, a grafite pode encontrar-se sob a forma lamelar, distribuída de forma uniforme ou grosseira, em rosetas, ou no espaço interdendrítico, com ou sem orientação preferencial. Os FFC são, em geral, materiais frágeis, com baixa ductilidade e tenacidade, em consequência do efeito de entalhe e diminuição da secção eficaz causados pela disposição da grafite. Devido às suas propriedades e baixo custo, são utilizados principalmente em ferramentas, com diversas funções, explorando a sua capacidade de amortecimento, boa colabilidade e boa resistência ao desgaste, corrosão e choques térmicos. A grafite lamelar nos FFC diminui algumas das suas propriedades, como a maquinabilidade e facilidade de vazamento. Como solução, podem ser utilizados ferros fundidos submetidos a tratamentos de maleabilização:

- **Ferros fundidos dúcteis (FFD):** ferros fundidos cinzentos, em que a grafite aparece sob a forma de nódulos. Têm aplicações semelhantes às dos aços.

- **Ferros fundidos maleáveis (FFM):** ferros fundidos brancos que sofreram posteriormente um recozido de grafitização, onde o C fica precipitado sob a forma de grafite e permite uma maior deformação plástica, ou um recozido de descarburização, em que grande parte do C é oxidado.

C.4.2.2. Introdução às ligas não-ferrosas

Ligas que não possuem o elemento químico Ferro na sua composição, ou o apresentam em quantidades não significativas, caracterizadas por uma baixa densidade, excelentes condutividades térmica e elétrica e uma maior resistência à corrosão, devido à facilidade em se combinarem com o oxigénio e formarem óxidos protetores.

• **Ligas de alumínio:** ligas mais utilizadas na indústria, por serem muito leves e devido à diversidade de funções que podem desempenhar, de acordo com o seu tratamento e com os diferentes elementos de liga:

– **Al-Mg-Si, Al-Cu e Al-Zn:** endurecidas por precipitação estrutural, estas ligas são denominadas de duralumínios, são as mais resistentes, mas a resistência à corrosão é fraca, por isso são revestidas à superfície por uma camada de Al puro (clad).

– **Al-Mg:** na prática, não podem ser tratadas termicamente e o endurecimento é feito por um processo de encruamento, apresentam a melhor resistência à corrosão a seguir ao Al puro. No entanto, esta resistência diminui com o aumento do teor em Mg.

– **Al-Mn:** também endurecidas por solução sólida, são usadas em aplicações sujeitas a uma grande deformação plástica, devido à sua elevada ductilidade.

– **Al-Si:** são utilizadas como ligas de fundição devido à sua boa colabilidade, isto é, capacidade de preencher um molde e reproduzir de forma exata as suas formas e pormenores, reduzindo a porosidade de peças fundidas.

• **Ligas de cobre:** o cobre providencia uma elevada ductilidade. Podem ser combinadas com o Zn, criando latões, ou com o Sn, de forma a criar bronzes:

– **Latões:** de acordo com o respetivo diagrama de fases, se a composição de Zn variar entre os 5 e os 33 %, temos latões com apenas uma fase, muito maleáveis a quente e a frio, cujas propriedades mecânicas aumentam com o teor em Zn e com o encruamento; entre os 33 % e os 45 % de Zn, temos latões com duas fases, em que as suas propriedades variam com a quantidade da nova fase e a temperatura a que se encontra (até 455 °C, o aumento da resistência mecânica torna o material mais frágil e também mais facilmente maquinável; acima desta temperatura, pode ser trabalhado).

– **Bronzes:** à semelhança dos latões, existem também bronzes com uma fase (3-16 % Sn), maleáveis a quente e a frio, cujas propriedades mecânicas aumentam com o teor em Sn e a taxa de encruamento, e bronzes com duas fases (16-35 %), em que as propriedades variam com a percentagem da nova fase dura e frágil, fase que cria à superfície uma rede de pontos suporte que não se ligam ao veio muito resistente ao desgaste (efeito antifricção).

– **Ligas de magnésio:** ligas muito leves, com reduzida ductilidade conferida pela estrutura cristalina HC e menos resistentes à corrosão que as outras ligas. Apesar de terem boa maquinabilidade, o seu processamento

desta forma é restrito, porque as suas aparas são altamente inflamáveis na presença de substâncias oxidantes.

- **Ligas de titânio:** muito utilizadas nas indústrias aeronáutica e aeroespacial, devido à sua baixa densidade (entre a do alumínio e a do aço) e elevada resistência mecânica, à corrosão, à fluência e a quente.
- **Ligas de zinco:** o zinco é usado especialmente em processos de galvanização, funcionando como camada protetora à corrosão dos elementos atmosféricos e da água.
- **Ligas de níquel:** ligas monofásicas de estrutura cristalina FCC, muito resistentes à oxidação, utilizadas pelas suas boas propriedades de resistência.

C.4.2.3. Materiais utilizados

Ferro fundido cinzento

Um ferro fundido cinzento foi testado neste trabalho. A sua composição química encontra-se listada na Tabela C.4.1.

Tabela C.4.1. Composição química do ferro fundido cinzento utilizado neste trabalho.

% Carbono	% Silício	% Fósforo	% Manganês	% Enxofre
3,1-3,4	2,5-2,8	<1,2	<1	<0,12

Aplicações: indústria de máquinas e equipamentos, indústria automobilística, ferroviária, naval e outras.

Aço RMC16

Um aço ligado, de referência RMC16 é testado neste trabalho em dois estados (estirado e tratado). A composição química do mesmo encontra-se representada na Tabela C.4.2.

Tabela C.4.2. Composição química do aço RMC16 utilizado neste trabalho.

% Carbono	% Silício	% Fósforo	% Manganês	% Enxofre	% Crómio
0,14-0,19	<0,4	<0,025	1,0-1,3	<0,035	0,8-1,1

Aplicações: engrenagens, casquilhos e cavilhas, rótulas de direção e excêntricos, árvores de torno, cambotas e pistões.

Liga AlMgSi0,5

Uma liga de alumínio, de referência AlMgSi0,5 é testada neste trabalho, sendo considerada em três diferentes estados (temperado, recozido e temperado + revenido). A sua composição química encontra-se representada na Tabela C.4.3.

Tabela C.4.3. Composição química do da liga de alumínio AlMgSi0,5 utilizada neste trabalho.

%Cobre	%Silício	%Magnésio	%Zinco	%Ferro	Titânio	%Crómio
<0,1	0,3-0,6	0,35-0,6	<0,15	0,1-1,3	<0,1	<0,05

Aplicações: mobiliário, escadas, cercas, pisos.

C.4.2.4. Curvas de tração

Através da combinação das diversas curvas de tração fornecidas, foi possível criar um gráfico, recorrendo a ferramentas Excel, que permite a sua visualização simultânea, mostrado na Figura C.4.1. As diversas curvas foram criadas através de determinação de pontos importantes nos gráficos em papel, por forma a aproximá-los, tanto quanto possível, aos obtidos experimentalmente.

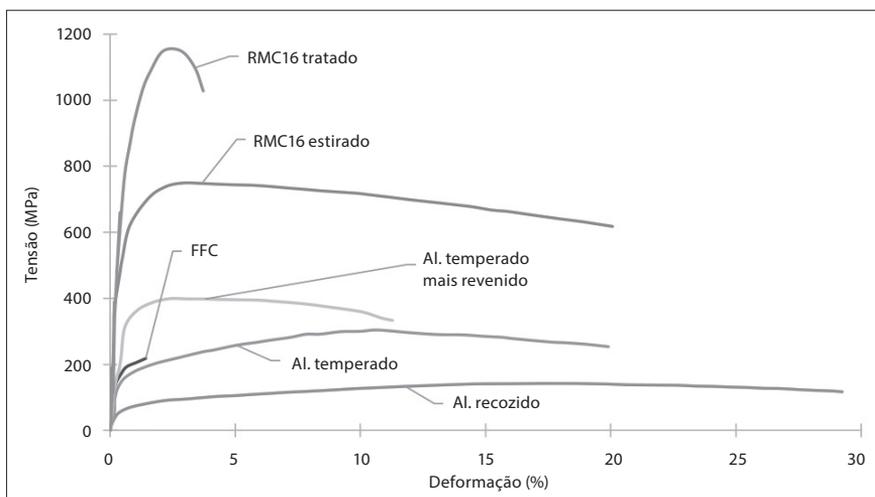


Figura C.4.1. Curvas de tensão deformação para os 6 materiais estudados neste trabalho.

C.4.2.5. Sumário de propriedades obtidas

O estudo das curvas de tração obtidas permitiu a determinação de diversos parâmetros para cada material, tendo-se obtido os valores representados na Tabela C.4.4.

Tabela C.4.4. Propriedades mecânicas dos materiais considerados neste trabalho, considerando os seus diferentes estados.

Material	Módulo de Young (E , GPa)	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Extensão após rotura (ϵ_R %)	Coefficiente de estricção (ϕ , %)	Resistência específica (kJ/kg)
Alumínio temperado + revenido	60	374	397	11,17	40,53	138,67
Alumínio recozido	83	53	132	29	67,35	19,65
Alumínio temperado	56	159	296	19,83	50,52	58,95
RMC16 estirado	176	581	749	20	59,04	74,39
RMC16 tratado	186	726	1169	3,8	19,56	92,96
Ferro fundido cinzento	128	202	202	1,17	1,66	26,93

Ligas de alumínio: seria de esperar uma rigidez semelhante para as diversas variantes em estudo. No entanto, provavelmente devido à inexatidão do método experimental e dos procedimentos de cálculo, estes valores distam do valor teórico de cerca de 70 GPa. Observa-se que:

- A liga recozida apresenta uma maior ductilidade (maior extensão após rutura e maior coeficiente de estricção), porém menor resistência (menor tensão limite elástico e menor tensão de rutura). Estes resultados são coerentes com os objetivos de um recozido;
- A liga temperada apresenta uma melhor resistência mecânica do que a liga recozida (maior tensão limite elástico e maior tensão de rutura), porém uma menor ductilidade (menor extensão após rotura e menor coeficiente de estricção). Novamente, os resultados são expectáveis: o processo de têmpera permite melhorar a dureza e resistência dos materiais, à custa de uma diminuição da ductilidade;

- A liga temperada e revenida apresenta uma resistência mecânica ainda superior (das três ligas de alumínio, é aquela com maior tensão limite elástico e maior tensão de rutura) e uma ductilidade ainda inferior (apresenta a menor extensão após rutura e o menor coeficiente de estricção). Estes resultados não serão, à partida, expectáveis de um material submetido a um tratamento de revenido.

Aço RMC16: como era esperado, a rigidez (módulo de Young, E) dos aços RMC16 no estado estirado e no estado tratado são semelhantes. É ainda de notar que:

- O aço estirado apresenta menor resistência mecânica (menor tensão limite elástico e menor tensão de rutura), mas é mais dúctil (maior extensão após rutura e maior coeficiente de estricção);
- O aço tratado tem uma maior resistência mecânica (maior tensão limite elástico e maior tensão de rutura), mas menor ductilidade (menor extensão após rutura e menor coeficiente de estricção);
- Esta variação de propriedades mecânicas confirma o que se espera de um tratamento térmico a um aço: aumento da resistência mecânica e diminuição da ductilidade.

Ferro fundido cinzento: verifica-se que não apresenta tensão de limite elástico. De facto, a sua ductilidade é praticamente nula (o que se comprova pela reduzida extensão após rutura e pelo baixo coeficiente de estricção), pelo que a sua curva de tração se limita ao regime elástico. Por outras palavras, o FFC sofre deformação elástica até se atingir a sua tensão de rutura, altura em que sofre rutura frágil. A tensão limite elástico é coincidente com a tensão de rutura.

Comentário aos resultados: Atendendo às microestruturas, faz sentido que o FFC e os aços RMC (estrutura CCC) apresentem uma maior rigidez que as ligas de Al (estrutura CFC). Os aços apresentam, então, valores mais importantes de resistência mecânica (tensão limite elástico e tensão de rutura), maior rigidez e maior resiliência. No entanto, sendo a estrutura CFC caracterizada por proporcionar ductilidade ao material, verifica-se que, de forma geral, as ligas de Al são mais dúcteis que os restantes materiais. Estas apresentam, de forma geral, melhor ductilidade e tenacidade. Além disso, apesar da sua resistência mecânica menos importante, a baixa densidade das ligas de alumínio confere-lhes uma resistência específica muito elevada, tornando-as competitivas face aos aços e às ligas ferrosas, alternativas mais resistentes, mas mais densas.

C.5. FERROS FUNDIDOS – COMPARAÇÃO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO LAMELAR E FERRO FUNDIDO DÚCTIL

C.5.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.5.1.1. Introdução

Nos ferros fundidos cinzentos, o carbono está livre sob a forma de grafite, o que pode ser potenciado com a presença de elementos grafitizantes como o silício. A grafite está distribuída em lamelas e, aquando da rotura, estes materiais apresentam uma superfície acinzentada, pois a grafite é exposta. O sistema resultante é estável. A presença das macias lamelas de grafite confere-lhe uma capacidade de absorver vibrações muito superior à dos aços. São também materiais relativamente económicos.

Os ferros fundidos dúcteis são similares aos ferros fundidos cinzentos em termos de constituição, mas diferem na forma sob a qual a grafite se apresenta, surgindo em nódulos aproximadamente esféricos. Como o nome indica, são ferros fundidos com uma boa ductilidade, resistência ao impacto e resistência à fadiga, sendo estas propriedades conferidas pela presença dos nódulos de grafite.

C.5.1.2. Descrição geral do trabalho

O objetivo deste trabalho consiste na determinação das diferenças de desempenho mecânico de dois tipos de ferro fundido, recorrendo a um ensaio de tração. Será também realizada uma análise da microestrutura dos diferentes materiais, para evidenciar as diferenças na disposição da grafite e suportar o comportamento mecânico encontrado experimentalmente.

C.5.1.3. Materiais

Serão considerados dois tipos de ferros fundidos, um ferro fundido cinzento lamelar e um outro ferro fundido dúctil, com grafite nodular. Serão fornecidos provetes com geometria apropriada para o ensaio de tração, para o ensaio de medição de dureza e para a análise das microestruturas.

C.5.1.4. Procedimento experimental

- Efetuar a medição da dureza dos dois tipos de ferro fundido em estudo;
- Analisar as microestruturas dos dois tipos de ferro fundido em estudo;
- Montar o provete de tração de um tipo de ferro fundido numa máquina de ensaios universal;
- Aplicar um extensómetro no provete para determinar a sua deformação durante o ensaio;
- Testar o provete até à rotura;
- Recolher os dados de carga e deslocamento;
- Registrar fotograficamente a superfície de fratura obtida;
- Repetir o ensaio de tração para o outro tipo de ferro fundido.

C.5.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Um pequeno resumo das principais diferenças entre os ferros fundidos cinzentos e dúcteis, com especial atenção às propriedades mecânicas, microestruturas e os mecanismos por detrás da modificação do seu desempenho;
- As durezas registadas para os dois tipos de ferros fundidos;
- Mostrar e comentar as microestruturas obtidas, descrevendo as principais diferenças entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido dúctil;
- Apresentar as curvas de tensão-deformação para os materiais em estudo;
- Com base nas curvas de tensão deformação, determinar a tensão de cedência, tensão de rotura e módulo de elasticidade para os dois materiais em estudo;
- Comentar os resultados em geral, identificando as principais alterações geradas pelas diferentes microestruturas dos ferros fundidos.

C.6. LIGAS NÃO FERROSAS – TENSÃO LIMITE DE FADIGA DE LIGAS VAZADAS E TRABALHADAS

C.6.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.6.1.1. Introdução

Na generalidade, as ligas metálicas encontram-se divididas em ligas trabalhadas e ligas fundidas, ou vazadas. As ligas trabalhadas são adequadas para uso em processos de maquinagem ou conformação plástica. O bronze é uma liga que apresenta variantes trabalhadas e fundidas. Os bronzes α são muito maleáveis, podendo ser facilmente processados quer a quente quer a frio. As suas propriedades mecânicas podem ser potenciadas com recurso a um aumento do teor de estanho e com o encruamento. Já os bronzes $\alpha + \delta$ são usados fundamentalmente para fundição, apresentando propriedades muito dependentes da percentagem de fase δ presente no metal.

Em geral, os materiais destinados a serem trabalhados apresentam menos defeitos e podem estar afetados por fenómenos de encruamento que lhes conferem uma resistência superior. Este encruamento pode ser o resultado de processos de conformação plástica como o estiramento ou prensagem. Em contraste, os materiais fundidos apresentam-se como tendo um desempenho mecânico inferior, causado pela maior suscetibilidade à presença de defeitos e a inexistência de operações de processamento que lhes confirmam anisotropia.

A tensão limite de fadiga é definida como sendo o valor de tensão abaixo do qual a falha por fadiga ocorre quando a vida de fadiga é suficientemente elevada para efeitos práticos de engenharia (por exemplo, 1 milhão de ciclos). O conceito de uma condição limitadora da fadiga surgiu da observação de que a vida de fadiga de alguns metais, particularmente os aços, era essencialmente infinita (ou muito mais

longa do que o necessário para um desempenho seguro na maioria das estruturas) se a tensão máxima fosse mantida abaixo de um valor limite.

C.6.1.2. Descrição geral do trabalho

C.6.1.3. Materiais

Os seguintes materiais serão utilizados neste trabalho:

- Um provete de tração fabricado a partir de uma liga de bronze, produzido por maquinagem (trabalhado);
- Um provete de tração fabricado a partir da mesma liga de bronze, produzido por fundição.

C.6.1.4. Procedimento experimental

- Determinar a tensão de rotura, a velocidade quasi-estática, dos dois materiais em estudo, recorrendo a uma máquina de ensaios universal;
- Testar cada provete á fadiga, com 3 níveis de carga (40 %, 60 % e 80 % da tensão de rotura), recorrendo a uma máquina de ensaio servo-hidráulica, operando a uma frequência de 10 Hz.
- Registrar o número de ciclos suportado para cada material e cada condição de carregamento;
- Registrar fotograficamente as superfícies de fratura obtidas.

C.6.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Um pequeno resumo das principais diferenças entre ligas trabalhadas e fundidas;
- Uma descrição dos procedimentos de ensaio de fadiga e do processo de determinação das tensões limite de fadiga;
- As curvas S-N (nível de tensão e número de ciclos suportados) para os dois materiais em estudo;
- Determinação, se possível, da tensão limite de fadiga para os dois materiais em estudo;
- Comentar os resultados em geral, identificando a influência do estado estrutural do tipo de material na sua vida à fadiga.

C.7. CERÂMICOS – CARACTERIZAÇÃO DE CERÂMICOS REFRATÁRIOS

C.7.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.7.1.1. Introdução

Os cerâmicos refratários são materiais de engenharia extremamente resistentes ao calor, concebidos para suportar temperaturas extremas exigidas. Em algumas aplicações, os materiais cerâmicos refratários conseguem suportar temperaturas superiores a 2000 °C. Além da resistência à temperatura, os materiais cerâmicos refratários têm inúmeras outras vantagens, tais como excelente resistência à oxidação e corrosão, boa resistência mecânica, baixa expansão térmica, e excelente resistência à abrasão. As aplicações dos cerâmicos são variadas, e incluem o fabrico de vidro, células de combustível, reatores nucleares, ferramentas industriais, componentes para a indústria automóvel e em sistemas de proteção térmica para veículos aeroespaciais.

Esta última aplicação, em específico, é extremamente crítica, uma vez que os blocos cerâmicos de sílica são utilizados para proteger a delicada estrutura dos veículos aeroespaciais das temperaturas extremas encontradas durante o processo de reentrada na atmosfera. Neste caso os materiais cerâmicos deverão exibir boas propriedades mecânicas e térmicas, servindo como um escudo protetor extremamente durável.

Uma série de ensaios experimentais podem ser utilizados para caracterizar as características mecânicas e térmicas de materiais cerâmicos. Entre esses, contam-se os ensaios de densidade (essenciais para garantir um baixo peso do veículo), ensaio de flexão em três pontos (para determinar a resistência mecânica do material) e ensaios dinâmicos de vibração, que permitem aferir de forma muito precisa a rigidez do material cerâmico. É também de elevada importância a realização de ensaios que permitam aferir a condutibilidade térmica dos materiais refratários, permitindo a comparação do desempenho de diferentes materiais.

C.7.1.2. Descrição geral do trabalho

Determinar as propriedades mecânicas e físicas de dois tipos de diferentes de cordierite, de forma a validar a utilidade deste material em aplicações de proteção e isolamento térmico.

- Determinar a resistência à flexão das duas amostras de cordierite e comparar os resultados com um provete de alumínio de dimensões similares;
- Estimar a tenacidade com recurso à área debaixo dos gráficos do ensaio de tenacidade;
- Determinar a rigidez dos diferentes tipos de cordierite recorrendo a um método dinâmico;
- Comparar a condutividade térmica de dois tipos de cordierite e de uma placa de alumínio com dimensões similares.

C.7.1.3. Materiais

Três amostras de materiais serão estudadas no âmbito deste trabalho. Serão estudados dois tipos de cordierite prensada e uma liga de alumínio, com o objetivo de servir de termo de comparação.

C.7.1.4. Procedimento experimental

- Determinar a densidade de cada um dos 3 materiais em estudo, recorrendo à medição do das suas dimensões com recurso a um paquímetro e a determinação da sua massa com recurso a uma balança de precisão;
- Analisar a microestrutura dos dois materiais cerâmicos em estudo recorrendo a um microscópio eletrónico e determinar o tamanho de grão resultante;
- Efetuar o ensaio de 3 pontos de provetes retangulares dos 3 materiais em estudo com recurso a uma máquina de ensaios universal. Montar os provetes nos dois rolos inferiores e efetuar o ensaio, registando a carga aplicada e o deslocamento resultante. Determinar a resistência à flexão dos 3 materiais e estimar a energia absorvida através da área inferior á curva obtida;
- Instrumentar as amostras retangulares (com as mesmas dimensões usadas para o ensaio de flexão) com um acelerómetro e aplicar uma excitação vibratória. Determinar a frequência de vibração e usar esta informação para calcular a rigidez das amostras;
- Aplicar um termopar conectado a um sistema de aquisição de temperatura à face posterior das três amostras planas. Montar as amostras instrumentadas num

suporte apropriado e usar uma tocha de gás, ajustada na potência máxima, para aplicar a chama diretamente no centro da face oposta à face instrumentada durante um período de 1 minuto. Registrar a evolução da temperatura na face oposta, em função do tempo de aplicação de calor.

C.7.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Um pequeno resumo das aplicações e potencialidades dos materiais cerâmicos para uso em aplicações de proteção térmica e dos ensaios que podem ser efetuados para a sua caracterização;
- Comparação das densidades dos diferentes materiais em estudo;
- Comparação dos resultados obtidos pelos ensaios de flexão, comentando as diferenças exibidas entre os diferentes tipos de materiais em estudo;
- Os valores de rigidez obtidos por intermédio da medição dinâmica;
- Uma ilustração gráfica da evolução da temperatura durante os ensaios de condutividade, fazendo a comparação das capacidades de isolamento térmico;
- Comentário dos resultados em geral, elaborando sobre a adequabilidade dos materiais estudados para uma aplicação de isolamento térmico.

C.7.2. EXEMPLO DE RELATÓRIO

C.7.2.1. Introdução aos cerâmicos refratários e seu uso em aplicações aeroespaciais.

Os cerâmicos técnicos encontram usos extremamente diversos, fruto das suas características únicas de rigidez, dureza, resistência à temperatura (capacidade refratária) e ao ataque químico. Uma aplicação muito particular dos cerâmicos técnicos refratários tem lugar na indústria aeroespacial, onde os componentes cerâmicos são uma parte essencial do revestimento de veículos. Estes veículos são sujeitos a temperaturas extremas quando reentram na atmosfera a velocidades supersônicas, causadas pela intensa fricção das suas superfícies externas com atmosfera. Se não estiverem equipados com um sistema de proteção contra estas temperaturas extremas as suas estruturas metálicas ou compósitas sobreaquecem e rapidamente perdem a sua resistência, levando à perda do veículo.



Figura C.7.1. Blocos cerâmicos de proteção térmica aplicados na parte inferior de um vaivém espacial.

O vaivém espacial do programa espacial norte-americano operou durante 30 anos com recurso a um sistema de proteção térmico avançado. Cada vaivém era recoberto, nas suas superfícies inferiores, por mais de 24.000 blocos cerâmicos (mostrados na Figura C.7.1.), cada um com dimensões de 6x6 cm e com espessuras variáveis. A maioria dos blocos era constituído por sílica (SiO_2), e montados com recurso a um adesivo de silicone resistente a temperaturas extremas. A sílica é um excelente isolante, porque apresenta baixa condução térmica e tem uma expansão limitada com a temperatura. Durante a reentrada na atmosfera, a face exterior de um bloco de isolamento pode aquecer até 1000 °C mas, devido à baixa condutividade dos blocos cerâmicos, a fuselagem de alumínio do veículo é mantida a 180 °C ou menos. Note-se que uma importante desvantagem deste tipo de componente é a sua baixa resistência ao impacto, que pode causar problemas de segurança com o veículo em caso de colisão com algum objeto.

Embora o vaivém espacial já não se encontre em serviço desde 2011, esta tecnologia de proteção cerâmica continua tem evoluído gradualmente e continua a ser adotada em veículos muito mais recentes como é o caso do Boeing X-37B ou a Starship da SpaceX. Estas soluções mais recentes, de 3.^a e 4.^a geração, apresentam soluções construtivas e materiais com melhor resistência térmica e ao dano e apresentam menor desgaste em serviço, permitindo um maior número de reutilizações.

C.7.2.2. Materiais estudados

Embora a sílica seja um material de excelência para aplicações de isolamento térmico, a cordierite é outro tipo de cerâmico técnico também muito usado como material refratário, especialmente se em aplicações onde o fator peso não seja tão importante. Este material é constituído por uma mistura de outros materiais cerâmicos, como a alumina (Al_2O_3) e magnésia (MgO) e é normalmente é fornecido em placas prensadas, usadas para revestir componentes metálicos sujeitos a temperaturas muito elevadas. Neste caso a produção prensada permite produzir peças em grandes quantidades para aplicações onde não há necessidade de tolerâncias dimensionais apertadas, pureza química ou tensão mecânica elevada.

Nest trabalho, descreve-se um conjunto de ensaios experimentais para avaliar o desempenho e algumas propriedades importantes de dois tipos de cordierite e de uma liga de alumínio aeroespacial (liga 6082), que serve como referência ao estudo. As duas cordierites em estudo apresentam uma coloração distinta, em que uma apresenta um tom mais esbranquiçado e a outra apresenta um tom mais acastanhado, conforme visível na Figura C.7.2. Desta forma, durante este trabalho serão referidas pelos termos “cordierite branca” e “cordierite castanha”. As restantes diferenças entre estes dois materiais serão determinadas com recurso a uma série de ensaios diversos, cujos procedimentos e resultados são descritos em detalhe ao longo deste relatório.

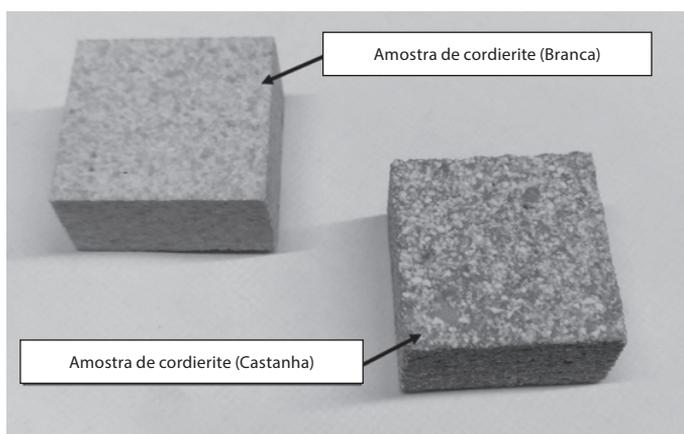


Figura C.7.2. Aspeto visual dos dois tipos de cordierite em análise.

C.7.2.3. Medição da densidade

Um dos ensaios mais simples e úteis para caracterizar materiais cerâmicos é o estudo da densidade dos mesmos. A densidade é a massa de um material por unidade de volume, que pode ser expressa de diferentes formas (g/cm^3 , kg/m^3 , etc.), de acordo com o sistema de unidades utilizado.

Os cerâmicos técnicos apresentam densidades que variam entre $1,5 \text{ g/cm}^3$ e aproximadamente 6 g/cm^3 . São geralmente materiais mais densos que os polímeros, mas menos densos que alguns metais, como os aços. Um dos cerâmicos técnicos menos denso é o carboneto de boro ($2,5 \text{ g/cm}^3$), seguido pelo nitreto de silício sinterizado e o nitreto de alumínio, com uma densidade ligeiramente superior a $3,0 \text{ g/cm}^3$. A alumina tem densidades entre $3,6$ e $3,9 \text{ g/cm}^3$, enquanto as zircónias, atingem $5,5 \text{ g/cm}^3$ para a zircónia estabilizada com magnésia e aproximadamente $6,0 \text{ g/cm}^3$ para a zircónia estabilizada com ítria. De uma forma geral, a densidade pode ser correlacionada com a resistência do material, pois um material cerâmico mais denso apresenta menos vazios e porosidades.

Neste trabalho, a densidade dos dois tipos de cordierite prensado foi determinada recorrendo à medição do volume de uma amostra e do peso, recorrendo a uma balança de precisão. Os resultados são apresentados na Figura C.7.3.

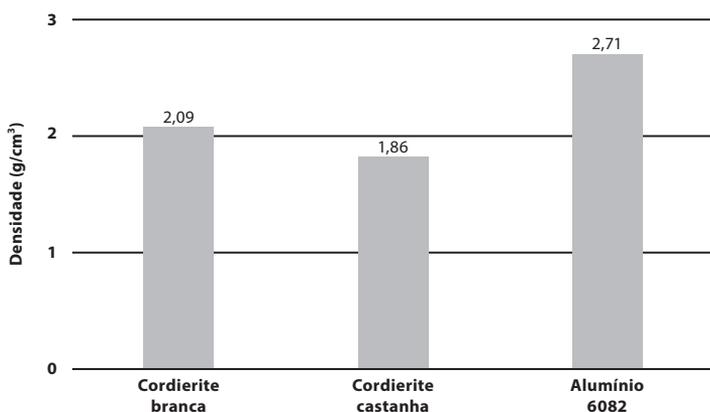


Figura C.7.3. Valores médios experimentalmente determinados para os dois tipos de cordierite em estudo e da liga de alumínio usada como material de referência.

Note-se que as duas amostras cerâmicas apresentam uma diferença importante na sua densidade, sendo a cordierite branca mais de 10 % mais densa que a cordierite castanha.

C.7.2.4. Análise da microestrutura

É sabido que a microestrutura de um material, visível com uma análise microscópica, desempenha um papel importante no seu comportamento mecânico. No caso específico dos cerâmicos, a microestrutura é constituída por pequenos cristais, chamados de grãos. Em geral, quanto menor o tamanho do grão, mais forte e mais denso se torna o material cerâmico. No caso de um vidro, a microestrutura é não-cristalina. Quando estes dois materiais são combinados (vitrocerâmica), a fase vítrea geralmente envolve pequenos cristais, ligando-os entre si.

Nesta análise, a microestrutura dos dois tipos de cordierite prensada em estudo foi determinada e comparada, sendo aferido o tamanho de grão característicos destes dois materiais. Esta análise foi efetuada com recurso a um microscópio ótico. As imagens resultantes, assim como a medição dos tamanhos de grão é mostrada na Figura C.7.4.

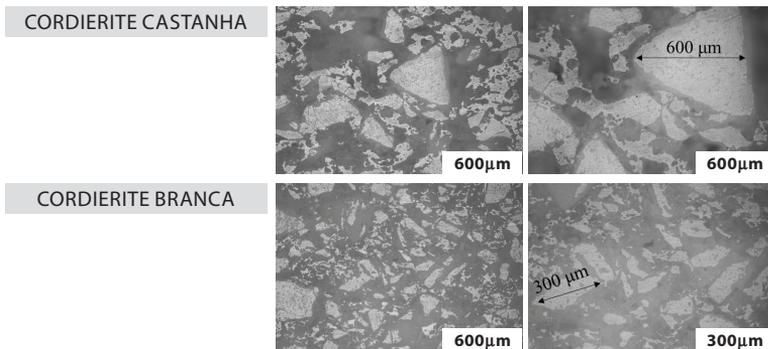


Figura C.7.4. Microestrutura e tamanhos de grão de duas amostras de cordierite em análise.

Embora sejam similares, é notório que a cordierite branca apresenta uma microestrutura com um tamanho de grão muito mais reduzido que a amostra de cordierite castanha, com uma aparência mais compacta. Estes resultados são aparentemente consistentes com aqueles obtidos para a medição da densidade.

C.7.2.5. Determinação da resistência à flexão

A ductilidade extremamente baixa dos materiais cerâmicos não permite medir facilmente as suas propriedades mecânicas por ensaio de tração convencional, o qual é amplamente utilizado para ensaio de metais, por exemplo. Como tal, as propriedades mecânicas de materiais muito frágeis, como os cerâmicos, são preferencialmente determinadas por intermédio de testes de flexão, mais concretamente um ensaio de flexão em 3 pontos.

Neste teste, um provete com secção transversal redonda, retangular ou plana é apoiado em dois rolos de suporte paralelos. A força de carregamento é aplicada na parte central do provete por intermédio de um rolo de carregamento (Figura C.7.5). Os rolos de suporte e de carregamento são montados de forma a permitir a sua rotação livre, o que proporciona uma carga uniforme da amostra e evita o atrito entre a amostra e os rolos de suporte. Como resultado da aplicação de carga, a amostra flete, provocando uma sollicitação de tensão no seu lado convexo (inferior) e de compressão no lado côncavo (superior).

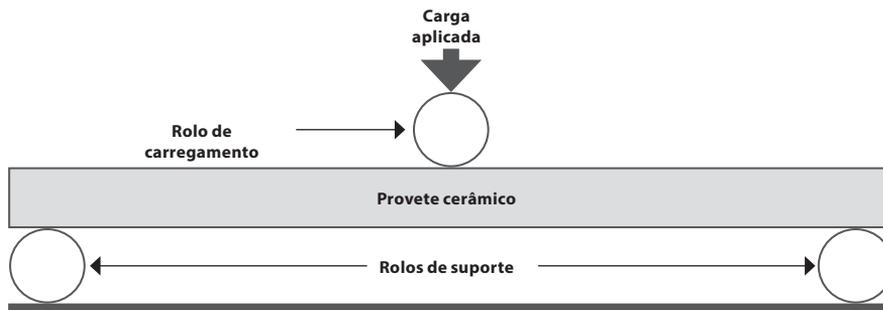


Figura C.7.5. Ensaio de 3 pontos para determinação da resistência à flexão de materiais cerâmicos

A velocidade de sollicitação no ensaio de flexão varia normalmente dentro da gama de 0,1 a 10 mm/min, sendo as velocidades 1 mm/min e 0,1 polegadas/min (2,54 mm/min) muito utilizadas. A tensão máxima e a deflexão máxima correspondente são calculadas para cada ensaio e os resultados são traçados num diagrama.

O módulo de rutura (ou resistência à flexão) é a tensão máxima verificada no material durante o seu processo de flexão, exprime-se em MPa e, para provetes de secção retangular, pode calculada através da Equação C.7.1, definida na norma ASTM C674:

$$\sigma = \frac{3LP}{2bh^2} \quad (\text{C.7.1})$$

Onde L é a distância entre apoios cilíndricos, P a força aplicada ao provete durante o carregamento, b é a largura do provete e h é a espessura do provete.

Este procedimento pode também ser empregue para determinar o módulo de elasticidade à flexão, recorrendo à Equação C.7.2.

$$E = \frac{W'L^3}{4\Delta bdh^3} \quad (\text{C.7.2})$$

Onde L é a distância entre apoios cilíndricos, W' corresponde ao valor da carga num ponto selecionado, Δ corresponde ao valor da deformação num ponto selecionado, b representa a largura do provete e h corresponde à espessura do provete.

Uma imagem de um ensaio é mostrada na Figura C.7.6., evidenciando o sistema de carregamento do provete.

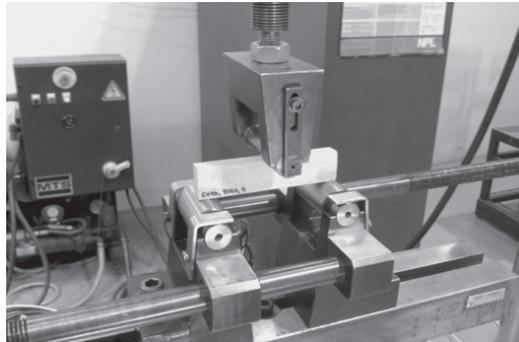


Figura C.7.6. Ensaio de 3 pontos de uma amostra de cordierite.

As curvas obtidas durante o ensaio em três pontos são mostradas na Figura C.7.7., para os cerâmicos, e na Figura C.7.8., para o alumínio.

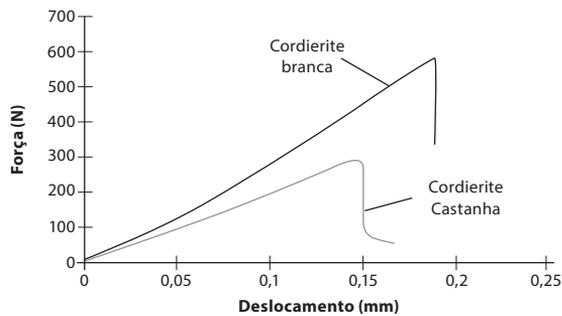


Figura C.7.7. Curvas de força deslocamento obtidas durante o ensaio dos dois materiais cerâmicos.

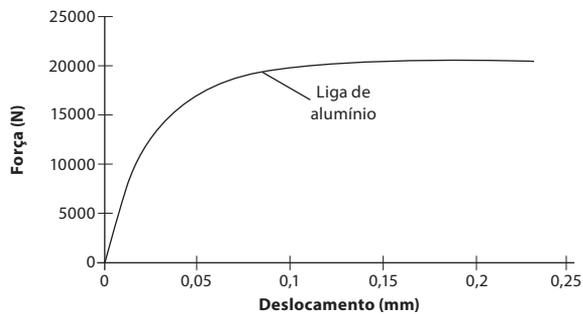


Figura C.7.8. Curva de força deslocamento obtida durante o ensaio da liga de alumínio.

Os resultados de módulo de rotura obtidos com este processo encontram-se resumidos na Tabela C.7.1. É feita também uma estimativa da energia absorvida, conseguida através de uma análise da área por baixo das curvas de força deslocamento.

Tabela C.7.1. Valores de rigidez obtidos para os dois tipos de cordierite em análise.

Referencia do material	Módulo de rotura (MPa)	Energia absorvida (J)
Cordierite branca	15.74	0,051
Cordierite castanha	7.06	0,020
Alumínio	70000	342

É de notar a vasta diferença encontrada no módulo de rotura e em energia absorvida.

C.7.2.6. Medição dinâmica de rigidez

A medição da rigidez de materiais cerâmicos pode ser efetuada com recurso a uma metodologia estática ou dinâmica. O método estático, descrito acima, requer a medição da deflexão de uma viga em função da carga aplicada, enquanto um processo de medição dinâmica determina as frequências ressonantes para uma viga de material sujeita a uma vibração de flexão. Este tipo de metodologia é muito adequado para determinar a rigidez de materiais cerâmicos, uma vez que os mesmos são extremamente difíceis de ensaiar à tração e apresentam deformações muito reduzidas durante os ensaios, o que dificulta a sua determinação experimental.

Neste tipo de ensaio um provete de secção retangular é levemente apoiado em dois blocos de espuma de baixa densidade, os quais permitem uma vibração relativamente livre do mesmo. O provete encontra-se instrumentado com um acelerómetro, que permite aferir da frequência de vibração do mesmo (Figura C.7.9).

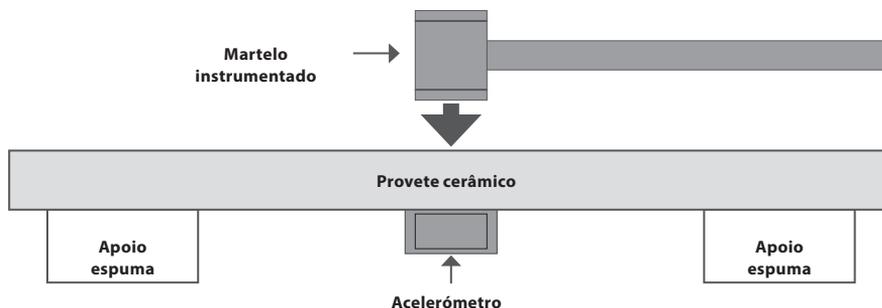


Figura C.7.9. Configuração experimental para determinação da rigidez de um material cerâmico com recurso a um processo dinâmico.

O ensaio inicia-se com a aplicação de uma solicitação vertical na parte central do provete, não suportada pelos apoios. Após esta solicitação, o provete vai oscilar à sua frequência de ressonância para o chamado terceiro modo de vibração, o qual apresenta dois nós onde o movimento é nulo, os quais correspondem à localização dos apoios de espuma. Esta frequência de ressonância (ω_1) é experimentalmente determinada com recurso ao acelerómetro instalado no provete.

A determinação do módulo de rigidez (E) faz-se com recurso à Equação C.7.3, que relaciona esta propriedade com o momento de inércia I (calculado com a Equação C.7.4), a densidade do material ρ , o comprimento do provete L e a área da secção central do provete A (calculada com a Equação C.7.5).

$$\omega_1 = (4.73)^2 \sqrt{\frac{EI}{\rho AL^4}} \quad (\text{C.7.3})$$

$$I = \frac{bh^3}{12} \quad (\text{C.7.4})$$

$$A = b \times h \quad (\text{C.7.5})$$

Os valores de rigidez obtidos com recurso a este cálculo são apresentados na Tabela C.7.2.

Tabela C.7.2. Valores de rigidez obtidos para os dois tipos de cordierite em análise.

Referência do material	Módulo de rigidez (MPa)
Cordierite branca	7,81
Cordierite castanha	19,86

C.7.2.7. Resistência às temperaturas elevadas e condutividade térmica

As cerâmicas tradicionais, usadas em peças com tijolos e telhas, são bem conhecidas pela sua capacidade de suportar temperaturas elevadas. No entanto, os cerâmicos técnicos apresentam resistências ao calor muito superiores. A alumina (Al_2O_3), um dos constituintes da cordierite em estudo neste trabalho, é um excelente exemplo destes materiais. Enquanto o alumínio começa a derreter em aproximadamente 660°C , a alumina só inicia a sua fusão temperaturas superiores a 2000°C .

Além da elevada resistência á fusão, os cerâmicos técnicos apresentam-se uma expansão muito reduzida com as temperaturas extremas, o que impede dilatações e distorções excessivas em estruturas construídas com estes materiais. A razão pela qual um material se expande de acordo com as mudanças de temperatura é chamada coeficiente de expansão térmica. Dado que a cerâmica fina possui baixos

coeficientes de expansão térmica, os seus valores de distorção, no que diz respeito às mudanças de temperatura, são baixos. Os coeficientes de expansão térmica dependem da resistência da ligação entre os átomos que compõem os materiais. Materiais covalentes tais como diamante, carboneto de silício e nitreto de silício têm fortes ligações interatômicas, resultando em baixos coeficientes de expansão térmica. Em contraste, materiais como o aço inoxidável possuem ligações mais fracas entre os átomos, resultando em coeficientes de expansão térmica muito mais elevados em comparação com a maior parte dos cerâmicos técnicos.

Finalmente, os cerâmicos apresentam-se também como sendo extremamente resistentes à propagação do calor pelo seu meio. A propriedade que mede a facilidade com que o calor é transmitido através de um material é chamada condutividade térmica. Nos materiais cerâmicos, fatores tais como porosidade interna, limites de grão e impurezas podem afetar esta propriedade. Níveis mais altos ou mais baixos de condutividade térmica podem ser atingidos em cerâmicos técnicos através do controle destes fatores. É sabido que a condução térmica é gerada quer pelo movimento dos elétrons quer pela transferência das vibrações da malha. Metais com baixa resistência elétrica e cristais em que as vibrações da malha são facilmente transferidas (por exemplo, cristais com átomos ou iões de massas semelhantes em pontos da malha e cristais covalentes com ligações fortes) apresentam uma elevada condutividade térmica.

Neste trabalho, uma análise comparativa é efetuada para determinar as diferenças de condutibilidade dos diferentes materiais em estudo. Para este efeito, é usado um sistema de medição baseado em termopares e num aquecimento com recurso a uma tocha de gás, conforme ilustrado na Figura C.7.10.

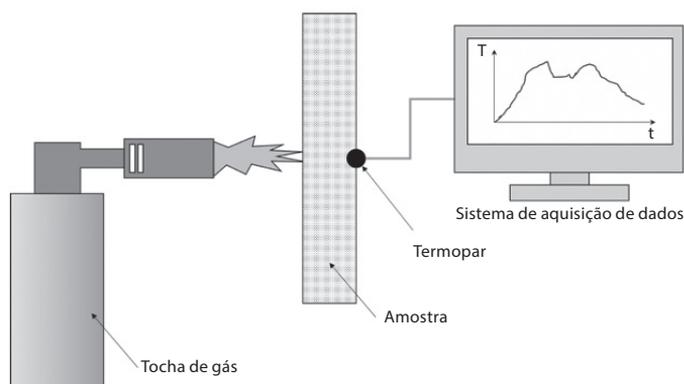


Figura C.7.10. Sistema para comparação da condutibilidade térmica dos diferentes materiais cerâmicos

O resultado das medições de temperatura para os diferentes materiais em estudo encontra-se representado na Figura C.7.11.

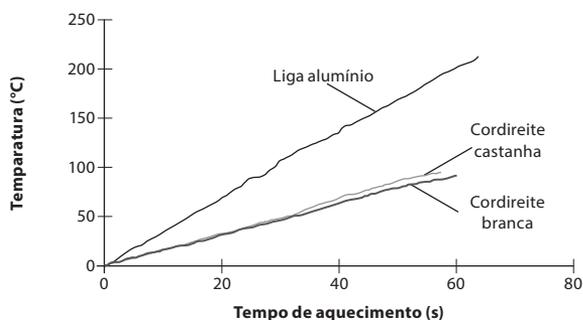


Figura C.7.11. Evolução da temperatura registada em função do tempo para os três materiais em estudo.

Os resultados evidenciam a diferença no isolamento térmico dos materiais em análise sendo, conforme esperado, encontrada uma grande diferença entre o comportamento da liga de alumínio e as amostras de cordierite. Note-se que a temperatura atingida pela liga de alumínio é suficientemente elevada para causar um decréscimo significativo das suas propriedades mecânicas, o que, em caso de utilização numa aplicação aeroespacial resultaria em falha da estrutura completa.

Já as duas amostras de cordierite evidenciam um comportamento aproximadamente similar, com a cordierite branca a mostrar um desempenho ligeiramente superior.

C.8. CERÂMICOS – CERÂMICOS ESTABILIZADOS

C.8.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.8.1.1. Introdução

Existem duas abordagens diferentes capazes de aumentar a fiabilidade estrutural de materiais cerâmicos. A primeira destas abordagens envida esforços para minimizar o número e a dimensão dos defeitos críticos existentes em cerâmicos. Isto é feito através do processamento de cerâmicos, ajustando o fabrico do pó (para controlar a homogeneidade química, tamanho das partículas, uniformidade de tamanho, etc.), dispersão de partículas em meios de processamento, consolidação do pó e compactação e prensagem (criando densidades elevadas e homogêneas), controlo de sinterização, e procedimentos de acabamento. Alternativamente, pode-se controlar das microestruturas dos cerâmicos para aumentar a sua resistência à propagação da fenda, ou seja, para aumentar a tenacidade, recorrendo a um processo de transformação de fase à temperatura ambiente.

No processo de endurecimento por transformação, a elevada tensão existente na extremidade de uma fenda pode fazer com que a fase tetragonal se converta em monoclinica, levando a uma expansão de volume que sujeita a fenda a uma ação de compressão, retardando o seu crescimento e aumentando a resistência à fratura do material. Devido ao seu excelente desempenho mecânico, a zircónia estabilizada com ítria é inclusivamente usada para substituir metais, combinando resistência e tenacidade extremamente elevadas com a elevada dureza, resistência à abrasão e resistência química típica dos materiais cerâmicos. De forma similar, a magnésia (MgO) pode também ser usada para um processo de estabilização da zircónia, embora com um desempenho mecânico inferior.

Uma forma simples de determinar a diferença entre um material não estabilizado e um estabilizado consiste na realização de um ensaio de dureza. Os testes de dureza, como o ensaio Vickers, são especialmente cruciais para provar a resistência mecânica das peças de cerâmica que são profundamente afetadas pelo desgaste. Alguns

exemplos incluem discos de travão, rolamentos de fricção, ou lâminas de turbina. Os ensaios de impacto são também úteis para este tipo de análise, pois determinam a quantidade de energia absorvido por um material quando é atingido por um objeto em movimento tal como um pêndulo ou uma bola de aço em queda. Os ensaios de impacto expõem os materiais e produtos cerâmicos a eventos dinâmicos, forçando o material para absorver energia rapidamente. A informação fornecida por este tipo de testes é útil para compreender como esse material irá funcionar em aplicações do mundo real.

C.8.1.2. Descrição geral do trabalho

O objetivo deste trabalho consiste na comparação da dureza de quatro tipos de materiais cerâmicos, incluindo zircónia não estabilizada e a outra estabilizada com recurso à adição de ítria. As amostras serão observadas microscopicamente de forma a denotar as alterações causadas na microestrutura por este tipo de modificação. Será também determinada a energia necessária para fraturar diferentes tipos de cerâmicos, recorrendo a um sistema de ensaio de queda de esfera operado magneticamente.

C.8.1.3. Materiais

Neste trabalho são empregues os seguintes materiais:

- 1 amostra de alumina;
- 1 amostra de zircónia estabilizada com ítria;
- 1 amostra de zircónia não estabilizada;
- 1 amostra de um cerâmico não-técnico (porcelana).

As quatro amostras são fornecidas com dimensões de 50x50 mm e uma espessura de 1 mm.

C.8.1.4. Procedimento experimental

- Observar as microestruturas com recurso a um microscópio;
- Efetuar o ensaio de dureza recorrendo à metodologia de Vickers, determinando e registando os valores das durezas em HV;
- Pesar a esfera metálica numa balança de precisão (m_{esfera});

- Montar uma placa de cerâmico no sistema de fixação do mecanismo de ensaio;
- Montar a esfera no sistema magnético de fixação e ajustar a posição da esfera para uma distância vertical de 10 cm da placa cerâmica;
- Operar o equipamento de ensaio para largar a esfera metálica sobre o centro da placa metálica. Aumentar a distância vertical (Δh) em intervalos de 2 cm até à quebra da placa ocorrer. Calcular a energia potencial da esfera que levou à quebra de placa ($E_{potencial} = m_{esfera} \cdot g \cdot \Delta h$);
- Repetir o procedimento para os diferentes cerâmicos em estudo, registrando a energia potencial de quebra respectiva;
- Registrar fotograficamente a superfície de quebra obtida. Notar se a presença de deformação plástica é evidente.

C.8.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

No relatório deverá constar:

- Um texto introdutório explicando o processo de estabilização da cerâmicos como a zircónia e o mecanismo utilizado;
- Resultados das medições de dureza, comentando as diferenças entre os dois materiais;
- Imagens das microestruturas obtidas com recurso a microscópio, comentando as principais diferenças entre as microestruturas dos dois materiais;
- A energia necessária para causar a rotura de cada uma das amostras cerâmicas;
- Superfícies de fratura de cada um dos materiais cerâmicos em estudo;
- Comentário sobre a resistência de cada cerâmico ao impacto, relacionando a superfície de fratura obtida e a energia absorvida, o processo de estabilização, as durezas obtidas e as microestruturas encontradas.

C.9. CERÂMICOS – COMPORTAMENTO À FLUÊNCIA DE MATERIAIS CERÂMICOS

C.9.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.9.1.1. Introdução

A fluência define-se como a deformação causada por uma tensão constante. Esta deformação plástica progressiva pode, para intervalos de tempo suficientemente grandes e temperaturas significativas, levar à rotura de um material, mesmo para carregamentos que à temperatura ambiente resultariam apenas em ligeiras deformações elásticas.

A fluência é determinada como recurso a ensaios específicos, nos quais provetes do material a ser testado são sujeitos a um carregamento constante, sendo monitorizada a sua extensão ao longo do tempo. Os provetes utilizados são semelhantes aos provetes empregues em ensaios de tração. Com este procedimento, consegue determinar-se uma curva de fluência que representa a deformação em função do tempo.

A suscetibilidade dos materiais à fluência depende da sua natureza. Os materiais poliméricos são extremamente suscetíveis a este fenómeno, o qual tem expressão logo à temperatura ambiente. No entanto, são especialmente sensíveis à fluência acima da sua temperatura de transição vítrea, onde exibem um comportamento fortemente viscoelástico. Os materiais metálicos geralmente não apresentam fluência à temperatura ambiente, mas esta torna-se importante para metais que operam a temperaturas acima de 35 % da temperatura de fusão. Nos cerâmicos, existe uma suscetibilidade à fluência inferior à dos metais, com os efeitos de fluência a tornarem-se importantes para temperaturas de serviço próximas dos 45 % da temperatura de fusão do material. Note-se que uma vez que as temperaturas de fusão dos cerâmicos são muito superiores às dos metais, na prática existe uma diferença muito maior do que os valores acima referidos podem sugerir.

C.9.1.2. Descrição geral do trabalho

Neste trabalho, será demonstrada a elevada resistência dos materiais cerâmicos ao processo de fluência, recorrendo a um ensaio de fluência a uma temperatura elevada onde serão também testados um material polimérico e um metal.

C.9.1.3. Materiais

Neste trabalho são empregues os seguintes materiais:

- 2 provetes de osso de cão de um cerâmico (alumina);
- 2 provetes de osso de cão de um metal (liga de alumínio);
- 2 provetes de osso de cão de um polímero (epóxido).

C.9.1.4. Procedimento experimental

- Testar os provetes de osso de cão em condições quasi-estáticas numa máquina de ensaio universal, determinando assim a força de rotura de cada um dos materiais em estudo;
- Montar um provete numa máquina de ensaio de fluência, carregando-o com uma carga de tração correspondente à a 60 % da carga de rotura estática;
- Usar uma pistola de ar quente para aquecer o provete até uma temperatura de 200 °C, verificada com recurso a um termopar instalado no provete.
- Manter o provete em carga durante 10 minutos, registando a deformação em função do tempo e a falha (se existir)
- Repetir o procedimento para os restantes 2 materiais;
- Registrar fotograficamente as superfícies de quebra obtidas. Notar se a presença de deformação plástica é evidente.

C.9.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

No relatório deverá constar:

- Um curto texto introdutório explicando o processo de fluência, as suas etapas e mecanismos principais. Deverão também ser comentados os diferentes comportamentos à fluência dos materiais tipicamente usados em construção mecânica;

- As curvas de força deslocamento obtidas na análise quasi-estática, devidamente comentadas, e uma descrição dos modos de rotura obtidos;
- As curvas de fluência obtidas para cada um dos materiais em análise identificando, se existirem, diferentes fases no processo de fluência;
- Imagens das superfícies de fratura após ensaio de fluência de cada um dos materiais em estudo e respetivo comentário;
- Comentário sobre a resistência à fluência de cada material, relacionando os dados obtidos com os ensaios quasi-estáticos e ensaios de fluência.

C.10. POLÍMEROS – TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO VÍTREA

C.10.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.10.1.1. Introdução

Uma característica física de elevada importância no comportamento mecânico dos polímeros é a sua temperatura de transição vítrea (T_g). Esta temperatura define a separação entre um comportamento rígido e frágil e um comportamento mais dúctil e próximo de uma borracha. Este fenómeno ocorre para um material no estado líquido que forma um sólido amorfo ao solidificar, ou seja, que não cristaliza. À medida que a temperatura desce, o material amorfo irá ficar cada vez mais viscoso, até eventualmente apresentar um comportamento rígido e frágil.

Uma alternativa mais simples para determinar T_g consiste num sistema baseado em análise dinâmica (DMA). Estes sistemas permitem determinar a capacidade de amortecimento de uma amostra de material quando esta é solicitada mecanicamente. A temperaturas próximas da T_g , o valor de amortecimento do material atinge um pico, ou seja, a sua capacidade de absorver solicitações mecânicas é máxima. Este pico de amortecimento pode ser detetado colocando uma barra metálica (onde está montada uma amostra de polímero restringida entre duas camadas metálicas) em movimento vibratório e variando a temperatura a que o material está sujeito. Na passagem pela T_g , o material irá exibir uma quebra significativa na amplitude da sua vibração, o que indicativo de pico de amortecimento e, por consequência, da passagem pela T_g .

C.10.1.2. Descrição geral do trabalho

Com este trabalho pretende-se que o aluno execute uma medição T_g de um polímero recorrendo a uma análise dinâmica e térmica. Pretende-se também que seja realizado um ensaio de tração de um polímero abaixo e acima da sua T_g , com o intuito de determinar o efeito da temperatura nas suas propriedades mecânicas.

C.10.1.2. Materiais

O polímero usado neste trabalho consiste num polímero epóxico, mais concretamente um adesivo estrutural de dois componentes. Consiste numa resina de referência comercial Araldite AV138 M e um endurecedor, de referência comercial Araldite HV998, ambos produzidos pela Huntsman.

C.10.1.3. Procedimento experimental

Este trabalho compreende os seguintes passos:

- Montagem, via aparafusamento, de amostras de polímero em duas barras metálicas, formando provetes (fixo e móvel) apropriados para uso no sistema dinâmico de medição de T_g ;
- Montagem do provete no sistema dinâmico de medição de T_g , ligando um termopar a um dos provetes (proвете imóvel);
- Ajustar o sistema de controlo do equipamento de medição de T_g para colocar o provete móvel em vibração à sua frequência de ressonância;
- Variar a temperatura dos dois provetes, enquanto se registam os valores de amortecimento;
- Identificar o pico no amortecimento e anotar o valor de temperatura a que ocorre;
- Preparar dois provetes do tipo de osso de cão do material polimérico para qual a T_g foi determinada;
- Ensaiar o provete acima da sua T_g com recurso a uma máquina de ensaios universal equipada com câmara climatérica;
- Ensaiar o provete abaixo da sua T_g com recurso a uma máquina de ensaios universal equipada com câmara climatérica;
- Registar os dados experimentais para ambos os casos.

C.10.1.4. Instruções para elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Um curto sumário do efeito da temperatura nas propriedades mecânicas dos polímeros;
- Materiais usados;
- Descrição do princípio de funcionamento da máquina usada para medir T_g ;

- Curva da medição de T_g ;
- Curva de tração de um polímero abaixo e acima de T_g e comentários.

C.10.2. EXEMPLO DE RELATÓRIO

C.10.2.1. Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas dos polímeros

O conhecimento das propriedades mecânicas de um material é fulcral para o desenvolvimento de um projeto de engenharia. Deste modo, estudar o efeito da temperatura nas propriedades mecânicas dos polímeros é crucial.

Os polímeros consistem em longas moléculas sob a forma de cadeias formadas pela repetição de um grande número de monómeros ligados por ligações covalentes. Existem três tipos de polímeros: termoplásticos, termoendurecíveis e elastômeros. As suas propriedades mecânicas estão altamente dependentes da temperatura e são viscoelásticos, isto é, podem apresentar propriedades de líquidos viscosos ou de sólidos elásticos. Seguidamente, apresenta-se o efeito da temperatura de transição vítrea nas propriedades mecânicas dos polímeros (este valor é uma referência para a alteração do comportamento mecânico do material).

- **Abaixo da T_g** , os polímeros apresentam-se como um material resistente, frágil, pouco dúctil e com uma elevada rigidez (na ordem dos GPa). Isto pode ser explicado pelo congelamento do polímero que leva à redução da mobilidade das suas cadeias, sendo a rigidez das ligações de van der Waals um dos fatores que explica a elevada rigidez dos polímeros nesta região.
- **Acima de T_g** , essas ligações fracas praticamente desaparecem e as cadeias dos polímeros podem agora deslizar facilmente umas em relação às outras, causando uma queda abrupta da rigidez. Assim, os polímeros apresentam um comportamento mecânico totalmente diferente, ou seja, o material perde rigidez apresentando um comportamento muito dúctil e uma elevada deformação elástica (na ordem dos 100 % ou mais), tendo assim um comportamento semelhante à borracha. Nos termoplásticos, um aumento adicional da temperatura provoca uma movimentação molecular em larga escala, amolecendo o polímero. Já os termoendurecíveis geralmente não fundem.

Para além desta alteração no comportamento mecânico expressa pela variação no valor das propriedades mecânicas, os polímeros também alteram outras propriedades quando são sujeitos à T_g . Por exemplo, o coeficiente de expansão, entalpia, amortecimento, resistência à fluência e densidade sofrem uma variação brusca na T_g .

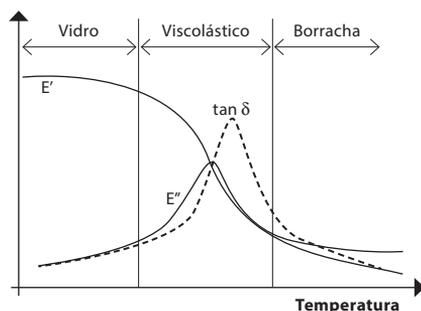


Figura C.10.1. Variação de elasticidade (E') e amortecimento ($\tan \delta$) em função da temperatura, sendo identificados os diferentes comportamentos dos polímeros.

A Figura C.10.1. demonstra como o Módulo de Young e o amortecimento variam em função da temperatura. No intervalo de temperatura intermédio, o polímero não apresenta um comportamento vítreo nem elástico apresenta, portanto, um módulo intermédio e desenvolve propriedades viscoelásticas. É normalmente nesta zona que se encontra o máximo da curva de amortecimento que corresponde à T_g . Esta é explicada pela teoria do volume livre. De acordo com esta teoria, um polímero é constituído por volume ocupado e por volume livre, à medida que o polímero é aquecido, o volume livre aumenta, facilitando o movimento dos segmentos de carbono.

Para se determinar as propriedades mecânicas mais representativas, torna-se preponderante obter a temperatura de transição vítrea de um polímero. Estudando o comportamento das variáveis acima referidas em função da temperatura podemos obter a T_g pois à passagem da T_g estas propriedades sofrem mudanças abruptas. Os métodos mais utilizados para determinação da T_g são a análise da variação da dilatação, análise térmica e análise termomecânica. No trabalho prático foi utilizada a capacidade de amortecimento ao longo da temperatura como procedimento para obtenção da T_g .

C.10.2.2. Material usado

O material utilizado foi um adesivo epóxico bi-componente formado por uma resina Araldite AV 138M com um endurecedor HV 998. Tem pouca libertação de gás durante a cura, excelente resistência química e é resistente a temperaturas até os 120 °C. Pode ser curado a temperaturas desde os 5 °C, sendo também um material tixotrópico. Apresenta uma resistência mecânica de 43 MPa, um módulo de Young de 4,7 GPa e uma extensão após ruptura de 1,2 %. A temperatura de transição vítrea de 80 °C.

No geral, os polímeros apresentam uma resistência mecânica muito baixa, no entanto, os termoendurecíveis (neste caso o epóxico) como são obtidos através de uma mistura de resina com um endurecedor apresentam ligações tridimensionais muito mais resistentes pela superior interação entre as cadeias, fazendo com que apresentem valores mais elevados de resistência mecânica.

C.10.2.3. Descrição do princípio de funcionamento da máquina usada para medir a T_g

O método utilizado para medir a temperatura de transição vítrea consiste em colocar à ressonância de uma barra de alumínio com adesivo, variar a temperatura da mesma e estudar a sua resposta mecânica.

Neste método foi analisado o inverso da amplitude (amortecimento), em função da temperatura de transição vítrea (T_g). Pretende-se calcular a T_g , temperatura na qual a amostra deixa quase de vibrar, ou seja, no ponto máximo do amortecimento. O sistema de ensaio utilizado é mostrado de forma esquemática na Figura C.10.2.

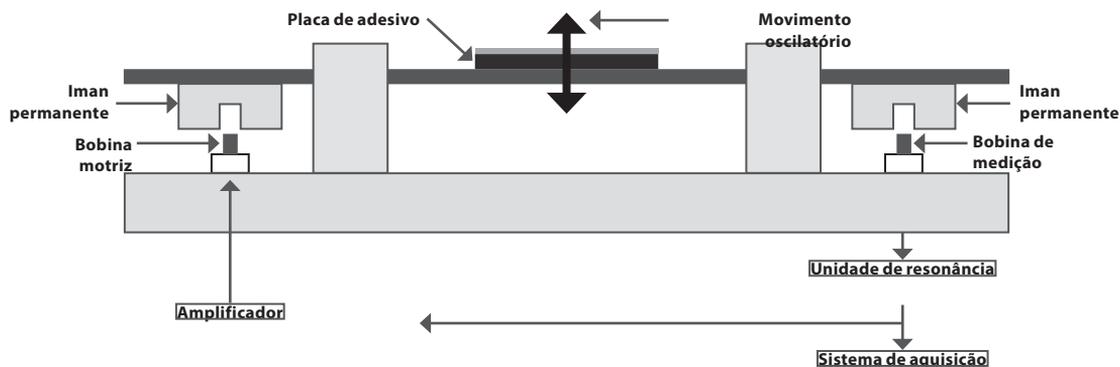


Figura C.10.2. Equipamento experimental utilizado para a medição da T_g

O amortecimento corresponde à diferença de fase entre o sinal imposto e a resposta quando um provete é sujeito à tração, flexão, compressão ou torção. É essa diferença que se pretende avaliar neste trabalho, para, posteriormente obter a capacidade viscoelástica do material e conseqüentemente, a sua temperatura de transição vítrea.

Este ensaio é iniciado com a colocação de um provete a vibrar à sua frequência de ressonância, utilizando-se para este efeito um eletroímã, ao qual está aplicado um sinal sinusoidal. Outra bobina irá registrar a amplitude do movimento do provete, que irá ser utilizada para a determinação da temperatura de transição vítrea. Coloca-se outro provete em paralelo ao primeiro de modo a analisar a temperatura, uma vez que esta é influenciada pela vibração, permitindo obter resultados mais exatos.

Este método é económico e permite-nos obter os valores da temperatura de transição vítrea com precisão e tempo de ensaio rápido, uma vez que ao aquecer rapidamente a amostra vamos obter melhores resultados da T_g ao analisar o adesivo. Após a realização do processo, obteve-se a curva experimental que demonstra a relação entre a temperatura e a capacidade de amortecimento medida com a razão 1/amplitude. É sabido que próximo da temperatura de transição vítrea, existe um aumento exponencial do comportamento viscoelástico do polímero e conseqüente, aumento da capacidade de amortecimento. Consultando o gráfico obtido experimentalmente, mostrado na Figura C.10.3., a temperatura de transição vítrea ocorre no máximo da curva apresentada, neste caso, 87 °C.

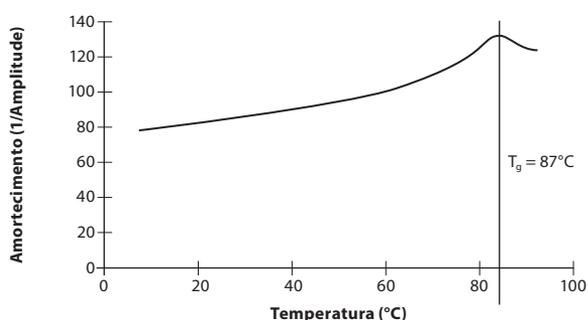


Figura C.10.3. Curva do amortecimento do material polimérico em função da temperatura.

C.10.2.4. Curva de tração do polímero abaixo e acima da T_g

Realizaram-se dois ensaios de tração a temperaturas diferentes para estudar a influência no comportamento mecânico do polímero quando é sujeito a temperaturas acima e abaixo da T_g . As curvas tensão-deformação resultantes deste ensaio encontram-se representadas na Figura C.10.4.

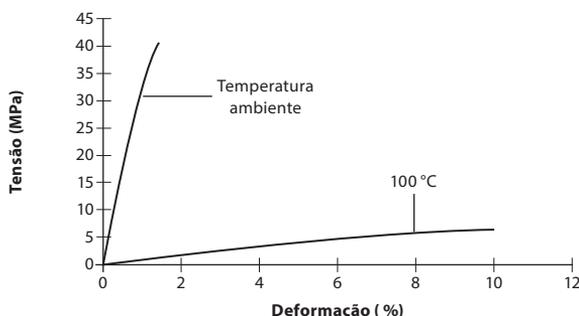


Figura C.10.4. Curvas de tração à temperatura ambiente e a 100 °C

As propriedades mecânicas mais importantes extraídas destes dados encontram-se resumidas na Tabela C.10.1.

Tabela C.10.1. Propriedades mecânicas do material polimérico acima e abaixo da sua T_g .

	Extensão após rotura (%)	Rigidez (GPa)	Tensão de rotura (MPa)
$T_{ambiente}$	1,47	4,2	41
100 °C	10	0,08	6

Através de uma análise do gráfico de tração obtido, denota-se uma distinção clara entre as propriedades mecânicas do provete ensaiado a uma temperatura ambiente e uma temperatura ligeiramente superior à temperatura de transição vítrea, 100 °C. À temperatura ambiente o polímero apresenta elevada rigidez (na ordem dos 4 GPa), elevada tensão de rotura, mas pouca ductilidade, logo, apresentando um comportamento frágil semelhante ao vidro. À temperatura de 100 °C, devido à intensificação das propriedades viscoelásticas do polímero, verifica-se uma maior deformação e uma quebra na tensão de rotura.

Em suma, os provetes comportaram-se como previsto pelo modelo teórico, exibindo uma divergência significativa de propriedades acima e abaixo da temperatura de transição vítrea, verificando-se a influência substancial da temperatura no comportamento mecânico dos polímeros.

C.11. POLÍMEROS – COMPARAÇÃO DE DESEMPENHO DE UM TERMOPLÁSTICO, TERMOENDURECÍVEL E DE UM ELASTÓMERO

C.11.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.11.1.1. Introdução

Os polímeros são usualmente divididos em três grandes categorias: os termoplásticos, termoendurecíveis e os elastômeros. Estes três tipos de polímeros diferem significativamente no seu comportamento mecânico, no tipo de processamento necessário, nas suas características físicas e químicas e nas suas aplicações.

De uma forma geral, os termoplásticos apresentam cadeias poliméricas longas e com ramificações ocasionais, sendo amorfos ou semi-cristalinos. Uma vez que não existem ligações covalentes entre as cadeias podem ser fundidos e reutilizados com relativa facilidade, mas apresentam desempenhos mecânicos reduzidos. Um exemplo de um termoplástico muito utilizado é o polietileno.

Já os termoendurecíveis apresentam uma rede tridimensional altamente reticulada com muitas ligações covalentes entre as cadeias. Esta rede não permite muito movimento relativo entre as cadeias e como tal os termoplásticos não podem ser refundidos e degradam-se com o aquecimento, mas conferem-lhe propriedades mecânicas excelentes. O epóxido é um exemplo importante de um material termoendurecível.

Finalmente, existem também os elastômeros dotados de longas cadeias e com algumas ligações covalentes dispersas. A borracha de silicone é um exemplo de um elastômero, sendo um material altamente elástico.

C.11.1.2. Descrição geral do trabalho

Neste trabalho propõe-se uma comparação experimental de três materiais poliméricos muito comuns (polietileno, epóxido e silicone), mas de natureza diferente (termoplástico, termoendurecível e elastómero). Serão feitos ensaios á temperatura ambiente e uma temperatura elevada. O comportamento mecânico destes materiais será determinado com recurso a ensaios de tração e uma análise da superfície de rotura obtida.

C.11.1.3. Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho serão os seguintes:

- 1 provete do tipo de osso de cão de um polietileno (termoplástico);
- 1 provete do tipo de osso de cão de um epóxido (termoendurecível);
- 1 provete do tipo de osso de cão de uma borracha de silicone (elastómero).

As três amostras são fornecidas já na dimensão final, com uma secção resistente de 10 mm de largura e 2 mm de espessura.

C.11.1.4. Procedimento experimental

O procedimento experimental a ser seguido consiste em:

- Montar na máquina de ensaios universal um provete do tipo de osso de cão;
- Montar um extensómetro (mecânico ou ótico) para efetuar o registo da deformação sofrida pela provete durante o ensaio;
- Testar o provete até à sua rotura à temperatura ambiente;
- Registar os dados do ensaio;
- Registar fotograficamente a superfície de rotura obtida, procurando a presença de deformação plástica;
- Repetir o procedimento para os outros dois materiais em estudo para uma temperatura de 200 °C.

C.11.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

No relatório deverá constar:

- Um texto introdutório explicando as diferenças chave entre os três tipos principais de materiais poliméricos, explicando como as suas estruturas químicas influenciam o seu comportamento mecânico;
- Curvas de força-deslocamento e tensão-deformação de cada um dos materiais em análise e para cada temperatura;
- Determinação da tensão de cedência, tensão de rotura e módulo de rigidez de cada um dos três materiais em estudo;
- Mostrar e comentar as superfícies de rotura encontradas para cada material;
- Comentário sobre as diferenças encontradas no desempenho mecânico de cada um dos polímeros em análise;
- Comentar o efeito da temperatura elevada no desempenho dos diferentes tipo de materiais (degradação de propriedades ou decomposição).

C.12. POLÍMEROS – RESISTÊNCIA AO IMPACTO DE MATERIAIS POLIMÉRICOS

C.12.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.12.1.1. Introdução

Uma aplicação muito particular dos materiais poliméricos são os adesivos estruturais, os quais são amplamente usados pela indústria automóvel na criação de estruturas que combinam diferentes materiais (ligas metálicas, compósitos e polímeros). Estas estruturas apresentam um baixo peso, mas com uma excelente resistência ao impacto.

O comportamento mecânico dos adesivos sob impacto é um tema complexo. Uma das razões para esta complexidade é a dificuldade em replicar experimentalmente condições de alta taxa de deformação e os elevados custos associados aos testes, uma vez que as configurações de ensaio requerem normalmente sensores de alto desempenho e respetivos sistemas de registo de dados. No entanto, os testes experimentais são fundamentais, uma vez que fornecem resultados mais precisos que em vários casos podem mesmo ser considerados imprevisíveis e inesperados, uma vez que as propriedades podem mudar drasticamente dependendo da taxa de deformação. Por exemplo, um adesivo com um comportamento dúctil em condições estáticas ou quase estáticas pode apresentar um comportamento frágil quando é aplicada uma carga abrupta. Isto tem uma consequência direta nas capacidades de absorção de energia de uma junta.

Para determinar o comportamento de um adesivo em grandes taxas de deformação, podem ser efetuados testes de impacto em provetes de adesivo. Estes ensaios podem fazer parte do processo de recolha de propriedades para uso em projeto de junta ou simplesmente para verificar as propriedades de um adesivo como um controlo de qualidade. Os ensaios de impacto são também realizados em juntas completas, as quais incluem o adesivo e os substratos. Estas juntas aproximam-se mais do comportamento das estruturas reais e representam de forma mais fiel as interações entre todos os componentes das juntas. Estas são normalmente utilizadas

para validar a absorção de energia, a eficácia dos tratamentos de superfície, o tipo de falha obtida, entre muitos outros aspetos.

C.12.1.2. Descrição geral do trabalho

O objetivo primário deste trabalho consiste no estudo do comportamento ao impacto de dois tipos distintos de adesivos estruturais (um com comportamento relativamente frágil e outro com um comportamento consideravelmente mais dúctil), usando provetes com a forma de uma estrutura de absorção de impacto. Para este efeito serão usados testes ao impacto com recurso a um equipamento do tipo queda de massa. Serão também realizados testes quasi-estáticos, os quais servirão como referência.

C.12.1.3. Materiais

Este trabalho usará dois tipos de adesivos estruturais, ambos à base de epóxico, mas com diferentes propriedades mecânicas:

- 1 adesivo bi-componente de base de epóxico com baixa ductilidade (Araldite AV138M);
- 1 adesivo mono-componente de base de epóxico e reforçado, com elevada ductilidade (Nagase Chemtex XNR6852E-3).

Os adesivos serão usados para colar substratos de alumínio, da liga 6082, sob a forma de uma estrutura de absorção de impacto do tipo *crash box* (mostrada na Figura C.12.1.).

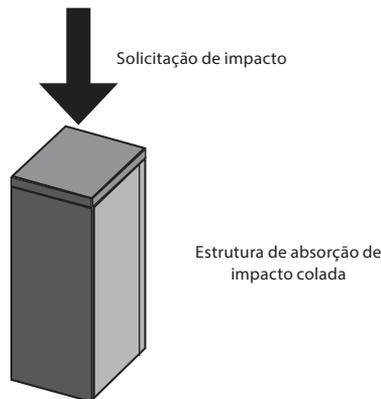


Figura C.12.1. Estrutura de absorção de impacto

C.12.1.4. Procedimento experimental

O procedimento experimental a ser seguido consiste em:

- Montar, com recurso a um molde, pequenas caixas de absorção de impacto (*crash boxes*), construídas colando 5 chapas de alumínio. Construir 2 caixas coladas com o adesivo frágil e duas caixas coladas com o adesivo dúctil;
- Colocar o molde numa prensa de pratos quentes e realizar a cura do adesivo;
- Remover as peças coladas do molde;
- Testar as caixas à compressão, a uma velocidade quasi-estática (1 mm/min), numa máquina de ensaios universal;
- Registrar os resultados do ensaio (curva força-deslocamento) e o modo de rotura obtido;
- Montar os provetes numa máquina de ensaios do tipo de queda de massa. Definir uma velocidade de impacto de 3 m/s e uma energia de impacto de 30 J e efetuar o ensaio;
- Registrar os resultados do ensaio (curva força-deslocamento) e o modo de rotura obtido.

C.12.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

No relatório deverá constar:

- Um texto introdutório, explicando de forma sucinta as vantagens associadas ao uso de adesivos estruturais na construção automóvel, o seu comportamento ao impacto e as técnicas de caracterização do comportamento de adesivos ao impacto;
- Curvas com os resultados experimentais dos ensaios quasi-estáticos e de impacto;
- Mostrar e comentar as superfícies de rotura e os modos de rotura encontradas para cada ensaio;
- Comentário sobre as diferenças encontradas no desempenho mecânico das caixas ensaiadas em função do tipo de adesivo e da velocidade de ensaio.

C.13. COMPÓSITOS – PROPRIEDADES MECÂNICAS NA DIREÇÃO DAS FIBRAS E NA DIREÇÃO TRANSVERSAL ÀS FIBRAS

C.13.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.13.1.1. Introdução

Nos materiais compósitos, as fibras de reforço são geralmente muito mais fortes do que a resina que as une. No entanto, as fibras só são eficazes de forma uniaxial e não em direções transversais, onde a resistência e rigidez máximas de um compósito dependem essencialmente da orientação das fibras de reforço.

Tanto o módulo de elasticidade longitudinal como o módulo transversal influenciam a rigidez total de um compósito, e o mesmo ocorre para a resistência à tração do material. A regra das misturas é uma ferramenta que permite prever várias propriedades de um material compósito constituído por fibras contínuas e unidireccionais e por uma resina. Fornece um limite teórico superior e inferior sobre propriedades mecânicas tais como o módulo de elasticidade, a densidade e a resistência à tração.

C.13.1.2. Descrição geral do trabalho

Neste trabalho será realizada a fabricação de um compósito laminado com recurso a um pré-impregnado, seguida da caracterização mecânica do compósito através de dois ensaios de tração, um realizado na direção das fibras e outro realizado na direção transversal às fibras.

C.13.1.3. Materiais

Neste trabalho será utilizado um pré-impregnado (*prepreg*) de matriz epóxida, reforçado com fibras de carbono, fornecido em rolo antes da cura.

C.13.1.4. Procedimento experimental

- Cortar quadrados com 30 x 30 mm do material compósito unidirecional pré-impregnado;
- Montar 20 camadas de material compósito pré-impregnado num molde, empilhando-as sequencialmente e garantindo o seu alinhamento;
- Introdução do molde numa prensa de pratos quentes, aquecida à temperatura de cura da resina do compósito pré-impregnado;
- Remover do molde da placa compósita curada;
- Cortar provetes retangulares, em que as fibras estão alinhadas com o lado mais longo do retângulo (para ensaios na direção das fibras) e outros provetes em que as fibras estão alinhadas com o lado mais curto do retângulo, para ensaios na direção transversa;
- Realizar o ensaio de tração para os dois tipos de provete em estudo;
- Registrar os dados experimentais;
- Registrar fotograficamente as superfícies de rotura.

C.13.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

O relatório deverá incluir:

- Uma introdução ao uso de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras;
- Uma descrição dos materiais usados;
- Descrição detalhada do processo de fabrico de um compósito fornecido sob a forma de pré-impregnado;
- Curva de tensão-deformação do compósito no sentido longitudinal e transversal;
- Determinação das propriedades mecânicas (rigidez, resistência e ductilidade) e comentários sobre os valores obtidos;
- Efetuar a previsão das propriedades mecânicas com recurso à regra das misturas;

C.13.2. EXEMPLO DE RELATÓRIO

C.13.2.1. Introdução aos compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras

Os compósitos são combinações de pelo menos dois materiais distintos com uma clara interface entre eles, o que possibilita a obtenção de um material com propriedades complementares. Assim, estes são constituídos por uma fase de reforço (fibras ou partículas) dispersa numa matriz (fase contínua). Pode-se, portanto, juntar um polímero para servir de material base (tem boas propriedades de ductilidade, mas baixa rigidez) com fibras (caracterizadas por serem rígidas e resistentes) e dessa forma obtém-se um material compósito com melhores propriedades mecânicas.

Para constituir a matriz polimérica pode utilizar-se um termoendurecível ou um termoplástico. As fibras a serem utilizadas podem ser de três tipos: vidro, carbono ou aramídicas (*kevlar*). A sua escolha depende das propriedades desejadas de obter.

Fibras de Vidro:

- *E-glass*: Mais usadas; fáceis de esticar, boa resistência, rigidez e propriedades elétricas e ambientais;
- *C-glass*: Melhor resistência à corrosão, mas pior resistência mecânica.

Fibras Aramídicas (Kevlar):

- Produzidas à base de poliamidas aromáticas;
- Excelente resistência química, mecânica, ótima relação rigidez-peso, boa resistência ao impacto, à fadiga e capacidade de amortecimento de vibrações.

Fibras de Carbono:

- Produzidas a partir de poliacrilonitrilo;
- Boas propriedades de resistência e rigidez, maior resistência ao impacto do que o aço e são leves.

A resistência e a rigidez de um compósito, quando consideradas na direção das fibras, corresponde à média pesada das propriedades dos seus materiais constituintes em separado. Isto será explorado em mais detalhe na seção correspondente à utilização da regra das misturas, uma técnica muito eficaz para prever as propriedades mecânicas de compósitos.

As fibras podem ser colocadas em várias direções permitindo tornar o material, que seria por natureza anisotrópico, mais próximo de um material isotrópico (em que propriedades não variam consoante a direção de medição). No entanto, devido ao modo de empilhamento utilizado para se obter um compósito através de um pré-impregnado, a rigidez e resistência vão ser sempre baixas na direção da espessura uma vez que as propriedades evidenciadas são as da resina (polímero). Para tentar solucionar-se este problema pode utilizar-se métodos de reforço transversal como pinos ou costuras numa direção perpendicular à das fibras.

Já com a tenacidade ocorre algo incrível! A tenacidade de um material compósito aumenta muito após se ter adicionado ao polímero o material de reforço. Isto a princípio seria contraintuitivo já que a fibra tem uma tenacidade inferior ao do polímero. No entanto, este fenómeno pode ser explicado devido a um mecanismo de rotura múltipla. O que acontece é que quando uma fenda se forma na matriz polimérica como resultado de um esforço aplicado, as fibras não partem logo, sendo necessário fornecer mais energia para que tal aconteça (funcionam como uma ponte entre as duas faces da fenda). Assim, esta condição aliada ao facto de que após a quebra das fibras estas permanecem no interior do polímero e para que sejam removidas é necessário fornecer ainda mais energia (*fiber pull-out*) explica a grande tenacidade de um compósito reforçado com fibras.

C.13.2.2. Materiais usados

Neste trabalho foi utilizado um pré-impregnado (*prepreg*) de matriz epóxida, reforçado com fibras de carbono. Estes materiais que combinam um tecido de reforço com resina pré-impregnada. Esta resina tipicamente é um material epóxido, que já inclui o agente de cura. Desta forma, não é necessário adicionar resina ao material, que pode ser cortado e colocado diretamente no molde. O *prepreg* utilizado tinha uma espessura de 0,15 mm e 40 % de resina e antes da utilização deve ser armazenado em um ambiente frio e seco (como, por exemplo, numa arca frigorífica), de forma a impedir que o processo de cura da resina se inicie.

Propriedades

A Tabela C.13.1. lista algumas das propriedades chave dos *prepregs* de epóxico/fibra de carbono.

Tabela C.13.1. Propriedades de *prepregs* de epóxico/fibra de carbono.

Pré-impregnado uniaxial (% em peso)	Módulo de tração (GPa)	Tensão de rotura à tração (MPa)	Densidade $\times 10^3$ (Kg/m ³)	Deformação na rotura (%)	Resistência ao impacto com entalhe (KJ/m ²)	Tenacidade (MPa.m ^{1/2})
0° (65-70)	130-150	1700-2100	1,6	1,3	3-90	10-80
90° (65-70)	8,5	38-55	1,6	0,55	3-90	3-80
Quasi-isotrópico	50-60	250-350	1,6	0,33	50-90	6-88

É de realçar a baixa densidade do material (muito mais baixa do que a do aço – $\rho_{aço} = 7500 \text{ kg/m}^3$), alto módulo de Young (comparável com alguns metais tais como titânio ($E = 110 \text{ GPa}$) ou cobre ($E = 125 \text{ GPa}$) e a elevada resistência ao colapso (tensão de rotura).

Vantagens do uso de *prepregs*

- Fácil de usar;
- Existência de pouco espaço vazio;
- Permite controlar a espessura do laminado;
- Boa resistência à fadiga;
- Boa resistência ambiental e à corrosão;
- Módulo e resistência específica elevada;
- Baixo coeficiente de expansão térmico;
- Garante um bom amortecimento de vibrações;
- Processo limpo;
- Permite uma melhor conformidade e qualidade.

Aplicações

São escolhidos tipicamente para componentes compósitos de alta performance como no sector aeroespacial e aplicações que envolvem corridas a alta velocidade (Formula 1), dada a sua elevada resistência e baixa densidade. Assim, a indústria aeroespacial é o maior consumidor destes produtos, usando-os em aviões civis, militares, helicópteros, satélites espaciais, foguetões.

C.13.2.3. Descrição da fabricação do compósito

Os *prepregs* são fabricados dispondo fibras e resina entre folhas de silicone. Estas são prensadas ou laminadas, garantindo-se, assim, a boa impregnação das fibras. Os *prepregs* são vendidos na forma de rolo e o utilizador, consoante a necessidade corta a quantidade desejada.

Procedimento para a obtenção do provete

Desenrolou-se a quantidade desejada de *prepreg* e cortou-se em várias camadas. Dado que o objetivo era ter um provete com 1,2 mm de espessura e o *prepreg* tinha 0,15 mm então cortou-se 8 camadas.

Retirou-se a película de teflon do *prepreg* (que existe para que não se colem as camadas no rolo). Para reativar a cola (isto é, a resina – epóxido), aplicou-se um pouco de temperatura com uma pistola de ar quente para que o *prepreg* fique pegajoso e seja possível colar as camadas que serão sobrepostas.

Depois de empilhar cada camada deve-se aplicar pressão (usou-se um bloco maciço) para remover o ar existente entre as camadas (notar que a existência de ar corresponde a vazios, logo defeitos, uma vez que se pretende que a peça final seja maciça).

Depois de efetuado o empilhamento, coloca-se o objeto numa moldura metálica. Esta possui um agente desmoldante, pelo que o *prepreg* não se cola à moldura. Para retirar os vazios existentes, pressiona-se uniformemente com o auxílio da placa superior.

Posteriormente, para que a amostra cure é sujeita a uma pressão e temperatura específicas. Para isso, usou-se a prensa de pratos quentes, na qual se podem mencionar três fases. A primeira corresponde à fase de aquecimento; a segunda corresponde à estabilização da temperatura e é nesta fase que se coloca o *prepreg* (a temperatura usada foi cerca de 140 °C durante uma hora); a terceira corresponde ao arrefecimento (que deve ser feito lentamente). Seguidamente retirou-se a amostra da prensa e procedeu-se à obtenção dos provetes.

Assim, cortou-se o *prepreg* obtido com a forma de dois provetes normalizados, mas tendo em conta a direção das fibras quando tracionadas – isto é, um deles com as fibras dispostas longitudinalmente à tração e o outro dispostas transversalmente.

Antes de se realizar o ensaio de tração, colou-se peças metálicas nos provetes para que o sistema de fixação que possui uns dentes não romper as fibras, provocando uma falha prematura do provete.

C.13.2.4. Previsão das propriedades mecânicas pela regra das misturas

A regra das misturas é definida pelas seguintes equações, adequadas para a determinação do módulo de rigidez do compósito (Equação C.13.1) e a resistência do compósito (Equação C.13.2).

$$E_c = V_f E_f + (1 - V_f) E_m \quad (\text{C.13.1})$$

$$\sigma_r^c = V_f \sigma_r^f + (1 - V_f) E_r^m \quad (\text{C.13.2})$$

Em que:

V_f – Fração volúmica da fibra

E_f – Rigidez da fibra

E_m – Rigidez da matriz

σ_r^f – tensão de rotura da fibra

σ_r^m – tensão de rotura da matriz

Os dados mostrados na Tabela C.13.2. podem ser aplicados na regra das misturas para determinar as propriedades do compósito utilizado neste trabalho:

Tabela C.13.2. Propriedades do reforço e da fibra do compósito usado neste trabalho.

Fibra de carbono	Fração volúmica	0,6
	Rigidez	250 GPa
	Resistência	2500 MPa
Resina (Epóxico)	Fração volúmica	0,4
	Rigidez	8,9 GPa
	Resistência	50 MPa

Utilizando a regra das misturas (fórmulas apresentadas acima) pode prever-se quer a rigidez e resistência de um compósito na direção longitudinal das fibras. Assim, obteve-se para a rigidez do compósito 153,56 GPa e para a resistência à tração 1520 MPa.

De notar que a regra das misturas corresponde a uma média pesada e dado que temos maior percentagem de fibra que de resina obteve para a rigidez um valor superior aos 1275 GPa que se obteria se tivéssemos igual proporção de cada componente. O mesmo acontece para a resistência. Concluímos assim que aumentando a percentagem de fibra no compósito tem-se um aumento quer da sua rigidez quer da resistência teórica.

C.13.2.5. Curva de tração de compósito determinada no sentido longitudinal e transversal

Duas curvas de tração, obtidas através do ensaio dos provetes de material compósito na direção das fibras e na direção transversal são mostradas na Figura C.13.1.

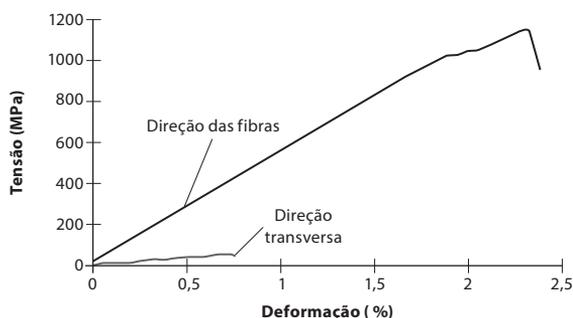


Figura C.13.1. Curvas de tensão deformação resultantes do ensaio de provetes de material compósito na direção das fibras (longitudinal) e transversal.

C.13.2.6. Propriedades mecânicas e comentários

As propriedades mecânicas obtidas os ensaios de tração encontram-se resumidas na Tabela C.13.3.

Tabela C.13.3. Propriedades mecânicas do compósito estudado nas duas direções testadas.

	Sentido longitudinal (fibras)	Sentido transversal
Rigidez (GPa)	114,25	5,06
Resistência (MPa)	1121,59	47,55
Ductilidade (%)	2,39	0,75

Os dados experimentais obtidos revelam que no sentido longitudinal a rigidez e resistência dos compósitos são bastante superiores às do sentido transversal. Isto era esperado já que no sentido transversal a rigidez e resistência do compósito correspondem às da resina (polímero) que são baixas comparativamente com as das fibras de carbono que intervêm longitudinalmente.

Observa-se também que a ductilidade também é superior no caso longitudinal. No ensaio transversal obteve-se um valor para a resistência à tração de 47,55 MPa, o que é inferior aos 50 MPa da resina. Pode justificar-se o sucedido pelo facto de nesta

direção a resina ser atravessada perpendicularmente pelas fibras (estão perpendicularmente à carga), funcionando como um defeito.

Na direção longitudinal podemos comparar o valor experimental com o previsto pela regra das misturas. Verifica-se que ambos os valores da rigidez e resistência medidos no ensaio foram inferiores, o que indicia que provavelmente ocorreu o descolamento de uma fibra em relação à outra.

C.14. COMPÓSITOS – EXPANSÃO TÉRMICA DOS MATERIAIS COMPÓSITOS

C.14. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.14.1. Introdução

A expansão linear representa a mudança numa dimensão geométrica (comprimento) em oposição à mudança no volume (expansão volumétrica). A alteração nas dimensões de um corpo devido à expansão térmica está relacionada com a alteração da temperatura através de um coeficiente de expansão térmica linear. Este coeficiente de expansão térmica linear permite comparar a variação no comprimento de um corpo submetido a um aquecimento ou arrefecimento e é normalmente dado como um coeficiente por unidade de intervalo de temperatura, sendo válido para uma dada temperatura ou gama de temperaturas.

O coeficiente de expansão térmica é uma propriedade chave dos materiais compósitos, especialmente quando estes são sujeitos a condições de serviço com amplas variações de temperatura e quando ligados a outros materiais de diferente natureza e com diferentes coeficientes de expansão térmica. Neste último caso, a incompatibilidade de coeficientes de expansão térmica pode levar ao surgimento grandes deformações relativas, gerando elevadas tensões mecânicas e a consequente falha da estrutura.

Para os compósitos unidireccionais, existe uma variação significativa do coeficiente de expansão térmica linear na direção das fibras e na direção transversa, o que pode ter implicações importantes no projeto. Tal como ocorre para as propriedades mecânicas, na direção das fibras a expansão térmica é dominada pelas fibras, o que origina reduzida expansão térmica, muito próxima de zero. Na direção transversa, a contribuição das fibras é mais reduzida, pelo que a expansão térmica segue mais fielmente aquela da resina.

C.14.2. Descrição geral do trabalho

Este trabalho apresenta como objetivo uma simples determinação dos coeficientes de expansão térmica de dois materiais compósitos unidirecionais com reforços distintos (compósito de matriz polimérica e reforço de fibra de vidro – GFRP e compósito de matriz polimérica e reforço de fibra de carbono – CFRP). Para este efeito será realizado um simples procedimento experimental, que consiste no controlo das dimensões geométricas de amostras de materiais a diferentes temperaturas, recorrendo a um sistema de medição analógico.

C.14.3. Materiais

- 1 amostra de compósito de matriz polimérica e reforço de fibra de carbono;
- 1 amostra de compósito de matriz polimérica e reforço de fibra de vidro.

As duas amostras são fornecidas com dimensões de 25x100 mm e uma espessura de 4 mm.

C.14.4. Procedimento experimental

- Montar uma amostra de material compósito no dispositivo de fixação e ensaio;
- Montar dois comparadores no dispositivo, colocando-os as suas pontas de prova em contacto com a amostra na sua face superior (para medição da expansão transversal) e outro na sua face lateral (para medição da expansão na direção das fibras). Fazer o zero aos comparadores;
- Aplicar um termopar na superfície da amostra em análise e registar a temperatura ambiente;
- Aquecer a amostra com recurso a uma pistola de ar quente de forma homogénea, até o termopar atingir uma temperatura de 80 °C de forma estabilizada;
- Registar os valores de variação de comprimento exibidos nos dois comparadores;
- Repetir o ensaio para o segundo material.

C.14.5. Instruções para a elaboração do relatório

No relatório deverá constar:

- Um texto introdutório explicando a importância do conhecimento dos coeficientes de expansão térmica no projeto de estruturas compósitas, especialmente aquelas que combinam compósitos com materiais de diferente natureza;
- Resultados das medições de expansão térmica linear para os dois materiais em análise, nas duas direções;
- Estimativa dos coeficientes de expansão térmica lineares dos diferentes materiais em análise, nas duas direções;
- Comentário sobre as diferenças encontradas nos coeficientes de expansão térmica lineares, tendo em conta os diferentes materiais e as diferentes direções em estudo.

C.15. COMPÓSITOS – EFEITO DO NÚCLEO EM MATERIAIS SANDWICH

C.15.1. INSTRUÇÕES DE TRABALHO

C.15.1.1. Introdução

As estruturas *sandwich* são uma configuração de material compósito que combina duas placas finas (também chamadas de peles) com um núcleo de baixa densidade, composto por uma estrutura leveira de geometria de favo de abelha ou uma espuma. A ligação entre estes componentes é normalmente feita com recurso a um filme de adesivo.

As excepcionais características de rigidez e baixo peso das estruturas *sandwich* são o resultado do afastamento que este tipo de geometria impõe às duas peles finas. Com as duas peles afastadas, a maior parte da secção resistente é afastada do centro geométrico da secção, resultando num momento de inércia (resistência à rotação) muito superior. Esta função de suporte e afastamento é a principal contribuição do núcleo leve, que de outra forma não interfere de forma significativa para a resistência mecânica, especialmente em condições de tração. De uma forma geral, à medida que a espessura do núcleo aumenta, o momento de inércia aumenta também, melhorando drasticamente a rigidez à flexão do conjunto.

C.15.1.2. Descrição geral do trabalho

Neste trabalho será determinado o efeito do núcleo no reforço de um material do tipo *sandwich*. Para tal, serão testados dois tipos de provetes, constituídos por duas placas de um material compósito fino, um deles incluindo um núcleo de poliestireno expandido para criar um afastamento das placas compósitas. Será determinada a resistência destas duas configurações quando sujeitas a uma condição de tração e a uma condição de flexão, de forma a determinar a contribuição do núcleo para este tipo de comportamento.

C.15.1.3. Materiais

- Placas com 1 mm de espessura de um compósito de matriz polimérica com reforço de fibra de carbono para uso como peles de uma estrutura sandwich;
- Uma placa de poliestireno expandido com 10 mm de espessura para uso como núcleo;
- Adesivo acrílico de cura rápida.

C.15.1.4. Procedimento experimental

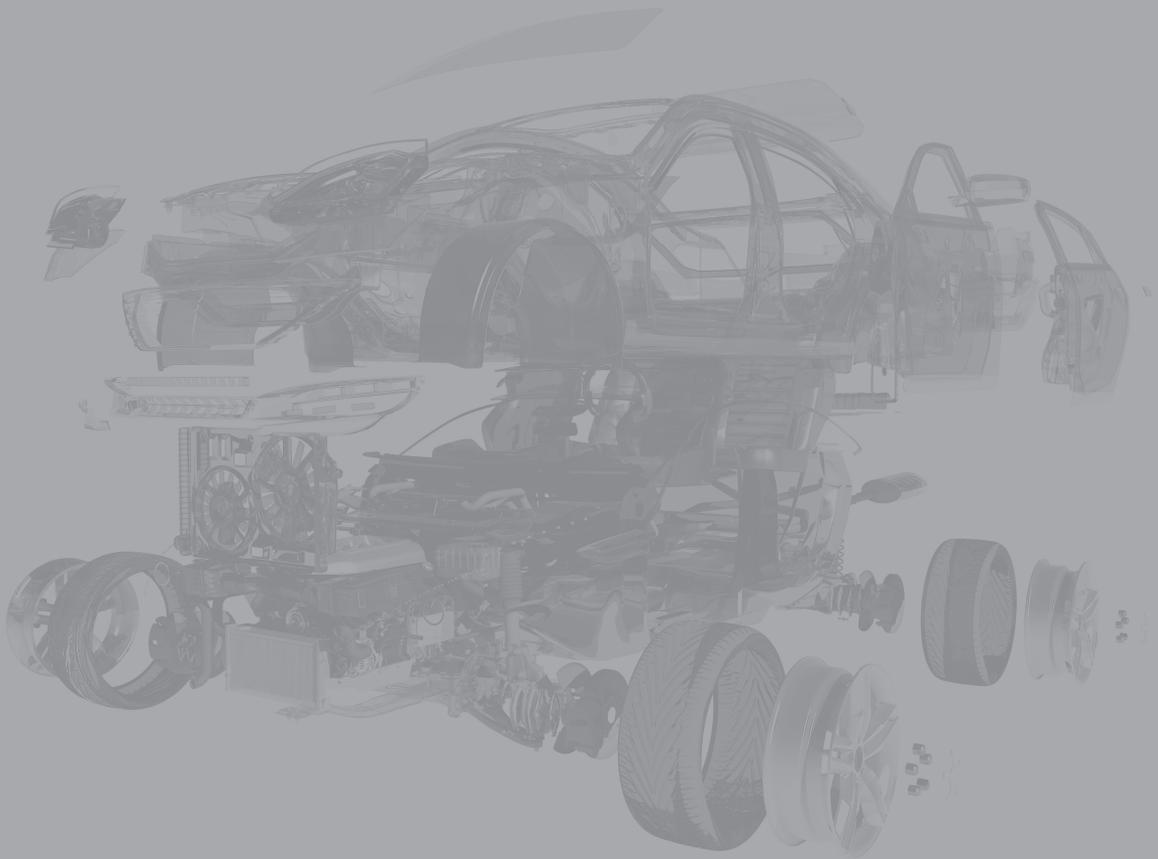
- Preparar duas amostras de estrutura sandwich, usando um adesivo acrílico para colar as placas de um material compósito ao núcleo de poliestireno expandido;
- Preparar duas amostras sem núcleo, usando um adesivo acrílico para colar diretamente as placas de um material compósito uma à outra;
- Montar uma amostra de estrutura sandwich e uma amostra sem núcleo numa máquina de ensaios universal e testar as mesmas à tração;
- Registrar as curvas de força-deformação resultantes do ensaio à tração;
- Analisar as superfícies de rotura do ensaio à tração e registar fotograficamente as mesmas;
- Montar uma amostra de estrutura sandwich e uma amostra sem núcleo numa máquina de ensaios universal e testar as mesmas à flexão, usando um sistema de ensaio de três pontos;
- Registrar as curvas de força-deformação resultantes do ensaio à compressão;
- Analisar as superfícies de rotura do ensaio à compressão e registar fotograficamente as mesmas.

C.15.1.5. Instruções para a elaboração do relatório

No relatório deverá constar:

- Um texto introdutório explicando o princípio de funcionamento de uma estrutura do tipo sandwich e as suas vantagens e aplicações;
- Explicação da relação entre espessura do núcleo e momento de inércia da secção resistente;
- Resultados dos ensaios de tração e de flexão para as duas amostras em estudo, comparando as curvas experimentais obtidas e os modos de rotura;
- Análise do nível de adesão conseguida entre o núcleo e as placas e da sua importância na resistência do conjunto;
- Comentário geral sobre a influência do núcleo no comportamento à tração e a compressão.

ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS





ÍNDICE DE FIGURAS

Figura A.1.1.	Deformação normal e lateral em função de uma carga aplicada.	17
Figura A.2.1.	Exemplos de barras de diferentes materiais e carregamentos possíveis.	20
Figura A.3.1.	Modelos das estruturas cristalinas CFC, CCC e HC.	21
Figura A.4.1.	Curvas de tensão-deformação de três materiais distintos.	23
Figura A.5.1.	Distribuição de tensões num material entalhado.	25
Figura A.6.1.	Procedimentos utilizados nesta demonstração	28
Figura A.8.1.	Clip e mola fabricados em liga de memória da forma (Nitinol).	31
Figura A.8.2.	Processo de retorno à forma inicial de um clip fabrico em nitinol.	32
Figura A.11.1.	Comportamento dos materiais compósitos reforçados com fibras na direção transversa às fibras e na direção das fibras.	36
Figura B.1.1.	Elasticidade da madeira na direção perpendicular e paralela às fibras.	40
Figura B.1.2.	Plano (110) e direção] na estrutura CCC numa célula unitária a) e vista perpendicular ao plano b) .	41
Figura B.1.3.	Plano (110) e direção na estrutura CFC numa célula unitária a) e vista perpendicular ao plano b) .	41
Figura B.1.4.	Planos cristalograficamente equivalentes ao plano (100) e (110).	43
Figura B.1.5.	Direções cristalográficas de uma célula cúbica.	43
Figura B.1.6.	Direções paralelas à considerada e ponto genérico dessa direção para \vec{AK} a) , \vec{KC} b) e \vec{KJ} c) .	44
Figura B.1.7.	Planos cristalográficos numa célula cúbica.	45
Figura B.1.8.	Direções cristalográficas de uma célula cúbica.	46
Figura B.1.9.	Planos cristalográficos de uma célula cúbica.	46
Figura B.1.10.	Distribuição atômica.	47
Figura B.1.11.	Distribuições atômicas de planos da estrutura cúbica.	48
Figura B.1.12.	Direções e planos do sistema cúbico.	49
Figura B.2.1.	Diagrama de equilíbrio Ni-Cu.	51
Figura B.2.2.	Diagrama de equilíbrio Ni-Cu com liga com 60 % Cu assinalada.	51
Figura B.2.3.	Curvas de arrefecimento de ligas Cu-Ni.	52
Figura B.2.4.	Diagrama de equilíbrio Cu-Ag.	53
Figura B.2.5.	Liga Cu-Ag com 30 % de Ag.	54
Figura B.2.6.	Diagrama de equilíbrio Al-Si.	57
Figura B.2.7.	Diagrama Pb-Sn.	57
Figura B.2.8.	Esquema do diagrama de equilíbrio Ab-An.	58
Figura B.2.9.	Curva de arrefeciementno de uma liga Ab-An com 50 % de An.	58
Figura B.2.10.	Esquema do diagrama de fases A-B.	59
Figura B.2.11.	Esquema do diagrama de constituintes A-B.	59
Figura B.2.12.	Quantidade de eutético em função do teor em B.	59
Figura B.2.13.	Curvas de arrefecimento e microestruturas de ligas com 5 %, 25 % e 90 % e microestruturas mais relevantes das transformações.	60
Figura B.3.1.	Estrutura CFC com planos assinalados: (110) a) e (111) b) ; e distância interplanar entre planos (110) c) e (111) d) .	62
Figura B.3.2.	Deslocação de canto a) e de parafuso b) .	63
Figura B.3.3.	Aspeto microscópico do deslizamento a) e da maclagem b) .	64
Figura B.3.4.	Deslizamento a) e escorregamento entre planos b) .	64
Figura B.3.5.	Curvas de tração dos materiais A, B, C e D.	66
Figura B.3.6.	Curva de um ensaio de tração.	68
Figura B.3.7.	Pontos relevantes para a análise gráfica do ensaio de tração.	70

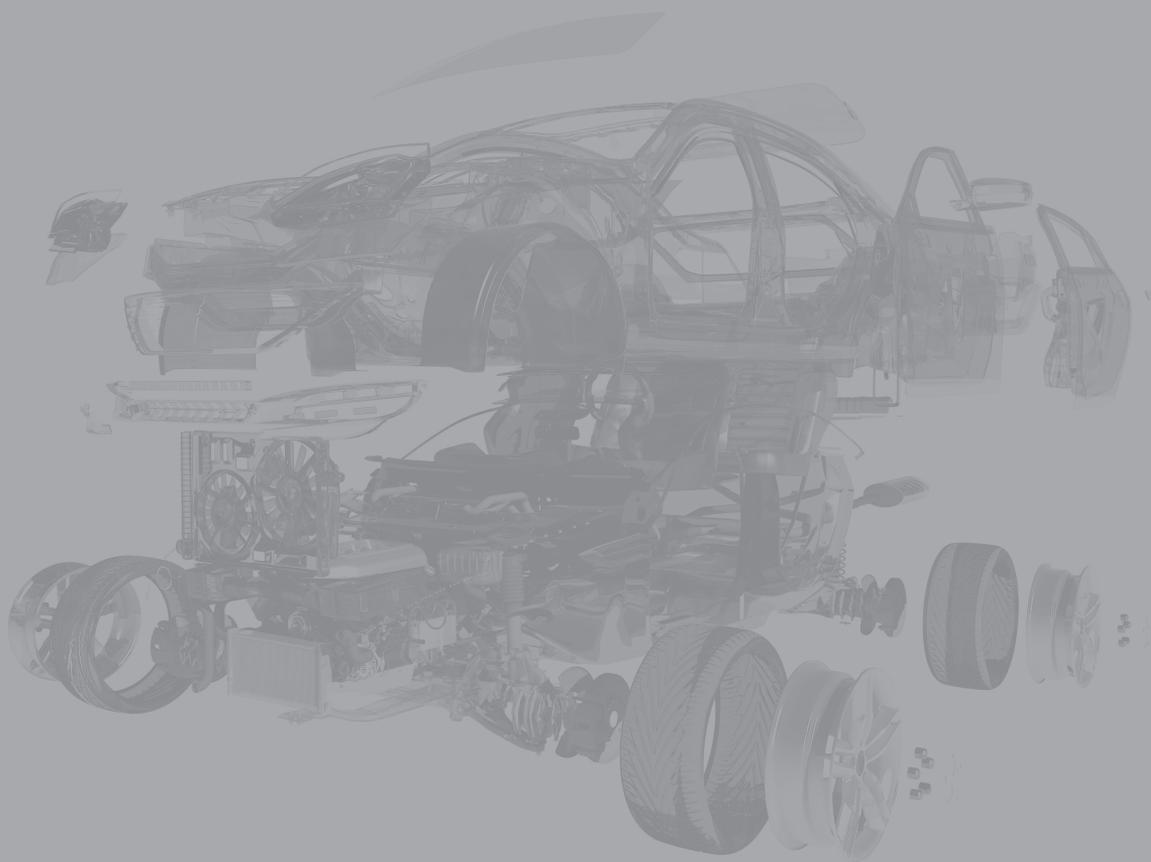
Figura B.3.8.	Curvas esquemáticas resultantes de ensaios de tração.	71
Figura B.3.9.	Curva força-alongamento de um metal.	73
Figura B.3.10.	Curvas do ensaio de tração dos materiais A, B e C.	74
Figura B.4.1.	Curva Tensão-Deformação.	77
Figura B.4.2.	Representação gráfica da lei de Petch-Hall.	80
Figura B.4.3.	Representação esquemática da influência do tamanho de grão numa curva tensão-deformação.	81
Figura B.4.4.	Representação esquemática de precipitados coerentes e incoerentes.	83
Figura B.5.1.	Placa com fenda central.	84
Figura B.5.2.	Placa cerâmica com fenda lateral.	86
Figura B.5.3.	Evolução das curvas de tração em função da temperatura e da velocidade de deformação.	88
Figura B.5.4.	Efeito da temperatura na energia absorvida ao impacto.	88
Figura B.5.5.	Placa de vidro com fendas.	90
Figura B.5.6.	Influência da geometria do entalhe na temperatura de transição.	91
Figura B.5.7.	Curva energia-temperatura de ensaios Charpy para diferentes materiais.	91
Figura B.6.1.	Curvas SN para um aço e uma liga de alumínio.	92
Figura B.6.2.	Reta de Soderberg para um aço e uma liga de alumínio.	93
Figura B.6.3.	Curvas SN de um aço trabalhado e de um aço vazado.	94
Figura B.6.4.	Ciclo de fadiga à flexão rotativa com tensão média nula.	95
Figura B.6.5.	Reta de Soderberg para uma tensão de cedência de 386 MPa e tensão limite de fadiga de 300 MPa.	96
Figura B.6.6.	Representação esquemática de $\log(da/dN)$ em função de $\log(\Delta K)$.	97
Figura B.6.7.	Espetro de tensões correspondente a um dia.	99
Figura B.6.8.	Curva SN para as três condições em análise.	99
Figura B.6.9.	Reta de Soderberg para a mesma amplitude de tensões e diferentes razões de tensão.	100
Figura B.6.10.	1 – Curva SN de um metal sujeito a tração-compressão	101
Figura B.6.11.	2 – Representação esquemática da curva SN de um aço com e sem entalhe e de uma liga dealumínio.	102
Figura B.6.12.	3 – Reta de Soderberg para uma tensão limite de fadiga de 400 MPa e tensão de cedência de 600 MPa.	102
Figura B.6.13.	4 – Representação esquemática da lei de paris para aços com diferentes tenacidades.	103
Figura B.6.14.	5 – Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga.	103
Figura B.7.1.	Exemplo de curva de fluência.	104
Figura B.7.2.	Representação esquemática da determinação das constantes da lei de Norton.	105
Figura B.7.3.	Determinação do parâmetro Larson-Miller.	106
Figura B.7.4.	Curva mestra do aço 2,5Mo.	107
Figura B.7.5.	Efeito da temperatura e da tensão na curva de fluência.	108
Figura B.7.6.	Efeito de precipitados nas juntas de grão numa curva mestra de fluência.	109
Figura B.7.7.	Curva mestra de vários aços.	109
Figura B.7.8.	Curva de fluência de um aço.	110
Figura B.7.9.	Curva mestra de uma liga de alumínio.	111
Figura B.8.1.	Diagrama Fe-C metaestável.	113
Figura B.8.2.	Diagrama de constituintes dos aços.	114
Figura B.8.3.	Microestruturas de aços no estado recozido.	115
Figura B.8.4.	Diagrama TI do aço 30NC11.	117

Figura B.8.5.	Diagrama TRC do aço 30NC11.	117
Figura B.8.6.	Diagrama de equilíbrio Fe-C metaestável.	119
Figura B.8.7.	Diagrama TRC do aço 100CD7.	120
Figura B.8.8.	Diagrama TI do aço 100CD7.	120
Figura B.8.9.	Diagrama de transformação isotérmica do aço XC 55.	121
Figura B.8.10.	Diagrama TRC de um aço ligado.	122
Figura B.8.11.	Diagrama TI de um aço eutetóide.	123
Figura C.1.1.	Tratamentos térmicos de aços.	129
Figura C.1.2.	Microestrutura do aço no estado recozido	132
Figura C.1.3.	Geometria do provete Jominy com dimensões em mm e procedimento de arrefecimento (imagem à esquerda) e medição da dureza ao longo de uma geratriz (imagem à direita)	133
Figura C.1.4.	Curvas TRC do aço RMC16 (esquerda), curvas teóricas de arrefecimento para diferentes distâncias ao provete (direita).	134
Figura C.1.5.	Sobreposição das curvas TRC e das curvas teóricas de arrefecimento	134
Figura C.1.6.	Dureza em função da percentagem de carbono	135
Figura C.1.7.	Comparação das curvas teóricas e experimentais de dureza	136
Figura C.4.1.	Curvas de tensão deformação para os 6 materiais estudados neste trabalho.	146
Figura C.7.1.	Blocos cerâmicos de proteção térmica aplicados na parte inferior de um vaivém espacial.	156
Figura C.7.2.	Aspeto visual dos dois tipos de cordierite em análise.	157
Figura C.7.3.	Valores médios experimentalmente determinados para os dois tipos de cordierite em estudo e da liga de alumínio usada como material de referência.	158
Figura C.7.4.	Microestrutura e tamanhos de grão de duas amostras de cordierite em análise.	159
Figura C.7.5.	Ensaio de 3 pontos para determinação da resistência à flexão de materiais cerâmicos	160
Figura C.7.6.	Ensaio de 3 pontos de uma amostra de cordierite.	161
Figura C.7.7.	Curvas de força deslocamento obtidas durante o ensaio dos dois materiais cerâmicos.	161
Figura C.7.8.	Curva de força deslocamento obtida durante o ensaio da liga de alumínio.	161
Figura C.7.9.	Configuração experimental para determinação da rigidez de um material cerâmico com recurso a um processo dinâmico.	162
Figura C.7.10.	Sistema para comparação da condutibilidade térmica dos diferentes materiais cerâmicos	164
Figura C.7.11.	Evolução da temperatura registada em função do tempo para os três materiais em estudo.	165
Figura C.10.1.	Varição de elasticidade (E') e amortecimento (E'') em função da temperatura, sendo identificados os diferentes comportamentos dos polímeros.	175
Figura C.10.2.	Equipamento experimental utilizado para a medição da T_g	176
Figura C.10.3.	Curva do amortecimento do material polimérico em função da temperatura.	177
Figura C.10.4.	Curvas de tração à temperatura ambiente e a 100 °C	178
Figura C.12.1.	Estrutura de absorção de impacto	183
Figura C.13.1.	Curvas de tensão deformação resultantes do ensaio de provetes de material compósito na direção das fibras (longitudinal) e transversal.	192

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela B.1.1.	Interseção dos planos cristalográficos com os eixos x, y e z.	46
Tabela B.3.1.	Pontos relevantes para o esboço das curvas dos ensaios de tração dos materiais A, B, C e D.	66
Tabela B.3.2.	Comprimentos do extensômetro l e diâmetros ϕ antes e depois do ensaio.	72
Tabela B.3.3.	Dados retirados de um ensaio de tração.	72
Tabela C.1.1.	Composição química do aço RMC16.	131
Tabela C.1.2.	Pontos da curva teórica.	136
Tabela C.1.3.	Pontos da curva experimental.	136
Tabela C.4.1.	Composição química do ferro fundido cinzento utilizado neste trabalho.	145
Tabela C.4.2.	Composição química do aço RMC16 utilizado neste trabalho.	145
Tabela C.4.3.	Composição química do da liga de alumínio AlMgSi0,5 utilizada neste trabalho.	146
Tabela C.4.4.	Propriedades mecânicas dos materiais considerados neste trabalho, considerando os seus diferentes estados.	147
Tabela C.7.1.	Valores de rigidez obtidos para os dois tipos de cordierite em análise.	162
Tabela C.7.2.	Valores de rigidez obtidos para os dois tipos de cordierite em análise.	163
Tabela C.10.1.	Propriedades mecânicas do material polimérico acima e abaixo da sua Tg.	178
Tabela C.13.1.	Propriedades de prepregs de epóxido/fibra de carbono.	189
Tabela C.13.2.	Propriedades do reforço e da fibra do compósito usado neste trabalho.	191
Tabela C.13.3.	Propriedades mecânicas do compósito estudado nas duas direções testadas.	192

APOIO







CENFIM

CENTRO DE FORMAÇÃO PROFISSIONAL DA INDÚSTRIA METALÚRGICA E METALOMECÂNICA



visite-nos:



FORMAÇÃO PARA EMPRESAS e ADULTOS:

- Formação à Medida para Empresas
- Cursos de Especialização Tecnológica
- Cursos de Educação e Formação de Adultos
- Formação Modular Certificada
- RVCC - Profissional e Dupla Certificação

FORMAÇÃO DE JOVENS:

- Cursos de Especialização Tecnológica - Nível 5
- Cursos de APRENDIZAGEM - Nível 4 e 5
- Cursos de Educação e Formação - Nível 2

13 Núcleos de Formação em

15

localidades de Portugal

38⁺ anos
(desde 1985)

6 000 000



Horas de Formação

23 000



Ações de Formação

312 000



Formandos

90⁺%

Taxa de EMPREGABILIDADE

15⁺

ÁREAS DE FORMAÇÃO

31⁺



SAÍDAS Profissionais

19⁺



PROTOCOLOS com Ensino Superior

áreas de formação

- Construções Mecânicas | Construções Metálicas | Soldadura
- Projeto/Desenho (CAD) | Fabrico Assistido por Computador (CNC/CAM)
- Eletricidade e Eletrónica | Mecatrónica | Robótica (Colaborativa e Móvel)
- Aeronáutica | Fabricação Aditiva | Manutenção e Automação Industrial
- Área de Gás | Energias Renováveis | Energia | Competências Digitais
- Qualidade e Ambiente | Organização e Gestão Industrial
- Administrativo, Comercial e Marketing | Formação de Formadores

32 000

EMPRESAS parceiras

(+351) 21 861 01 50 | dir@cenfim.pt | SEDE: Rua do Açúcar, 88, 1950-010 LISBOA



Co-financiada por:





ONE STOP SHOP

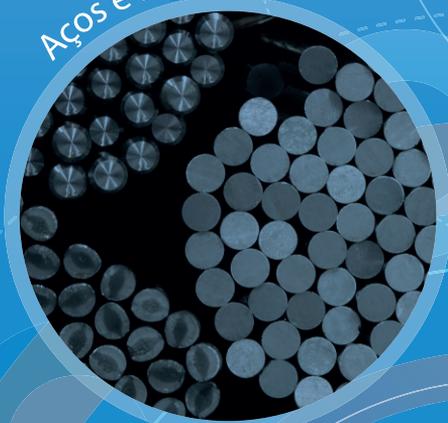
Maquinação



Corte



Aços e Ligas



Treatamentos Térmicos



Estruturas Customizadas



Laboratório



Apoio Técnico

TAMBÉM DISPONÍVEL



INTRODUÇÃO À CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS – TEORIA

LUCAS F. M. DA SILVA · RICARDO J. C. CARBAS · EDUARDO A. S. MARQUES ·
CATARINA S. P. BORGES

engebook



Quântica Editora – Conteúdos Especializados, Lda.
PORTO, 2023