

INTRODUÇÃO À CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS

TEORIA

RICARDO J. C. CARBAS
EDUARDO A. S. MARQUES
CATARINA S. P. BORGES
LUCAS F. M. DA SILVA

AUTORES

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

TÍTULO

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

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

506300/22



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, e ilícita e passível de procedimento judicial contra o 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/10.61875/9789899101517>

ISBN

Papel: 9789899101517
E-book: 9789899101531

Catálogo da publicação

Família: Engenharia Mecânica
Subfamília: Materiais / Metalúrgica

INTRODUÇÃO À CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS

TEORIA

RICARDO J. C. CARBAS
EDUARDO A. S. MARQUES
CATARINA S. P. BORGES
LUCAS F. M. DA SILVA

PREFÁCIO	XV
1. ESTRUTURA DOS MATERIAIS	17
1.1. Introdução	19
1.2. Classes de materiais	19
1.3. Propriedades mecânicas	21
1.4. Comportamento elástico	22
1.4.1. Definição de tensão	22
1.4.2. Definição de deformação	23
1.4.3. Coeficiente de Poisson	24
1.4.4. Módulo de elasticidade e lei de Hooke	25
1.4.5. Relação entre módulo de Young e densidade	26
1.5. Ligações atômicas	28
1.5.1. Ligação iônica	29
1.5.2. Ligação covalente	30
1.5.3. Ligação metálica	31
1.5.4. Ligação de van der Waals	32
1.6. Empilhamento de átomos num sólido	33
1.6.1. Cristalografia geométrica	34
1.6.1.1. Redes cristalinas	34
1.6.1.2. Índices de Miller	35
1.6.2. Estruturas cristalinas dos metais	38
1.6.2.1. Estrutura cúbica de corpo centrado (CCC)	38
1.6.2.2. Estrutura cúbica de faces centradas (CFC)	39
1.6.2.3. Estrutura hexagonal compacta (HC)	39
1.6.2.4. Comparação das estruturas CFC e HC	40
1.6.3. Factores de ocupação atômico, planar e linear	40
1.6.4. Distâncias interplanar e interatômica	42
1.6.5. Estrutura cristalina dos materiais cerâmicos	43
1.6.6. Arranjo atômico nos polímeros	44

2.	DIAGRAMAS DE FASES	47
2.1.	Introdução	49
2.2.	Difusão	49
2.2.1.	Lei de Fick	50
2.2.2.	Coefficiente de difusão	50
2.2.3.	Mecanismos de difusão	51
2.3.	Transformações de fase	52
2.4.	Diagramas de fases	54
2.4.1.	Limite de solubilidade	54
2.4.2.	Fases	55
2.4.2.1.	Soluções sólidas	56
2.4.2.2.	Compostos definidos	56
2.5.	Microestrutura	57
2.6.	Relação de Gibbs	58
2.7.	Regras de interpretação dos diagramas de fases binários	58
2.7.1.	Regra da horizontal	59
2.7.2.	Regra da alavanca (ou dos segmentos inversos)	59
2.7.3.	Frações volúmicas	61
2.7.4.	Domínios trifásicos	61
2.8.	Reação eutética	62
2.8.1.	Ligas tais que $0 \leq X \leq x(C_1)$	63
2.8.2.	Ligas tais que $x(C_1) < X < x(C_2)$	64
2.9.	Diagrama de fases e diagrama de constituintes	67
2.10.	Transformações de fase congruentes	68
2.11.	Análise térmica simples	69
3.	DEFORMAÇÃO PLÁSTICA	71
3.1.	Introdução	73
3.2.	Cedência e ductilidade	73
3.2.1.	Deformação elástica	73
3.2.2.	Deformação plástica	74
3.2.3.	Curva real	80
3.2.4.	Ensaio de tração	83
3.2.4.1.	Parâmetros de resistência	84
3.2.4.2.	Parâmetros de ductilidade	85
3.2.4.3.	Parâmetro de resiliência	86
3.2.4.4.	Parâmetro de tenacidade	86
3.2.5.	Ensaio de dureza	87
3.2.5.1.	Ensaio Vickers	88
3.2.5.2.	Ensaio Brinell	89
3.2.5.3.	Ensaio Rockwell	89
3.3.	Mecanismos de deformação	90
3.3.1.	Resistência teórica dos cristais	91
3.3.2.	Defeitos cristalinos	92
3.3.2.1.	Defeitos pontuais	93
3.3.2.2.	Defeitos lineares	94
3.3.2.3.	Defeitos planos	96

4.3.	Junta de grão	96
3.3.3.	Movimento das deslocações	96
3.3.3.1.	Deslocação canto (ou cunha)	96
3.3.3.2.	Sistemas de deslizamento	97
3.3.4.	Maclagem	98
3.3.5.	Deformação plástica em polímeros	99
4.	MECANISMOS DE ENDURECIMENTO	101
4.1.	Introdução	103
4.2.	Endurecimento de monocristais	103
4.2.1.	Intrínseco	103
4.2.2.	Precipitados em monocristais	103
4.2.3.	Solução sólida em monocristais	105
4.2.4.	Encruamento em monocristais	106
4.3.	Juntas de grão em policristais	107
4.4.	Aparecimento de uma segunda fase	108
4.5.	Interação de deslocações com átomos intersticiais	110
4.6.	Envelhecimento por deformação	111
4.7.	Endurecimento de polímeros	113
5.	MECÂNICA DA FRATURA	115
5.1.	Introdução	117
5.2.	Rotura frágil	117
5.3.	Teoria de Griffith	120
5.4.	Plasticidade na extremidade de fendas	122
5.5.	Fator intensidade de tensão	123
5.6.	Determinação experimental da tenacidade	125
5.7.	Mecanismos de rotura	126
5.7.1.	Rotura dúctil	126
5.7.2.	Rotura frágil	127
6.	FADIGA	131
6.1.	Introdução	133
6.2.	Definição dos ciclos de tensão	133
6.3.	Elevado número de ciclos	135
6.3.1.	Ensaios de fadiga	135
6.3.2.	Curvas SN	136
6.3.3.	Efeito da tensão média	138
6.3.4.	Efeito da variação da onda de tensão	140
6.4.	Baixo número de ciclos	143
6.5.	Componentes com fendas	144
6.5.1.	Ensaios	145
6.5.2.	Lei de Paris	146
6.6.	Mecanismos de rotura por fadiga	148
6.7.	Mecanismos de aumentar a resistência à fadiga	150

7.	FLUÊNCIA	153
7.1.	Introdução	155
7.2.	Curva de fluência	156
7.2.1.	Taxa de deformação na fluência secundária	158
7.2.2.	Tempo de rotura	158
7.3.	Métodos de extrapolação	160
7.4.	Mecanismos de fluência	161
7.4.1.	Subida das deslocações (<i>power-law</i>)	162
7.4.2.	Fluência por difusão	164
7.4.3.	Fluência de polímeros	165
7.5.	Rotura por fluência	166
7.6.	Mecanismos para aumentar a resistência à fluência	167
8.	AÇOS	169
8.1.	Introdução	171
8.2.	Formas alotrópicas do ferro	171
8.3.	Diagrama de equilíbrio ferro-carbono	174
8.3.1.	Constituição no estado recozido	174
8.3.2.	Influência da velocidade de arrefecimento nos pontos de transformação e na microestrutura	176
8.3.2.1.	Pontos de transformação	176
8.3.2.1.	Microestrutura dos aços	178
8.3.3.	Relações entre a microestrutura e as propriedades mecânicas: caso dos aços ferrito-perlíticos	179
8.4.1.	Transformação bainítica	183
8.4.2.	Transformação martensítica	184
8.5.	Diagramas TTT (tempo, temperatura, transformação)	186
8.5.1.	Transformações com difusão	186
8.5.2.	Transformação sem difusão ou martensítica	187
8.5.3.	Diagrama de transformação isotérmica	189
8.5.4.	Diagrama de transformação contínua	190
8.5.5.	Aços ligados	192
8.5.5.1.	Transformação eutetoide	193
8.5.5.2.	Temperaturas de transformação	194
8.5.5.3.	Efeito do gamageno e alfageno	194
8.5.5.4.	Natureza dos carbonetos	194
8.5.5.5.	Aços de construção ligados	195
8.5.5.6.	Aços inoxidáveis	196
8.6.	Tratamentos dos aços	198
8.6.1.	Tratamentos térmicos	198
8.6.1.1.	Recozido	199
8.6.1.2.	Recozido ou recozido completo	199
8.6.1.3.	Recozido de normalização	200
8.6.1.4.	Recozido de amaciamento ou de globulização	201
8.6.1.5.	Têmpera	202
8.6.1.5.1.	Martêmpera	206
8.6.1.5.2.	Têmpera Bainítica ou Austêmpera	206

8.6.1.6.	Temperabilidade	207
8.6.1.6.1.	Fatores que influenciam a temperabilidade	207
8.6.1.6.2.	Meios para avaliar a temperabilidade	207
8.6.1.7.	Revenido	211
8.6.1.8.	Transformações das estruturas	211
8.6.1.9.	Evolução das propriedades mecânicas	213
8.6.2.	Tratamentos superficiais	213
8.6.2.1.	Têmpera superficial	214
8.6.2.1.	Cementação	214
8.6.2.3.	Nitruração	214
8.7.	Aços de alta resistência	215
9.	FERROS FUNDIDOS	217
9.1.	Introdução	219
9.2.	Ferros fundidos brancos	220
9.2.1.	Ligas hipoeutéticas	221
9.2.2.	Ligas hipereutéticas	223
9.2.3.	Aplicações	224
9.3.	Ferros fundidos cinzentos	225
9.3.1.	Composição	225
9.3.2.	Processo de arrefecimento	227
9.3.3.	Morfologia da grafite	228
9.3.3.1.	Grafite tipo A	229
9.3.3.2.	Grafite tipo B	229
9.3.3.3.	Grafite tipo C	229
9.3.3.4.	Grafite tipo D	229
9.3.3.5.	Grafite tipo E	230
9.3.4.	Aplicações	230
9.4.	Ferros fundidos dúcteis	232
9.4.1.	Processo de obtenção da grafite nodular	232
9.4.1.1.	Adição de magnésio	232
9.4.1.2.	Inoculação	233
9.4.2.	Aplicações	233
9.5.	Ferros fundidos maleáveis	233
9.5.1.	Processo de maleabilização	234
9.5.1.1.	Ferro fundido maleável de coração branco (processo Europeu)	234
9.5.1.2.	Ferro fundido maleável de coração negro (processo Americano)	234
9.5.2.	Aplicações	235
9.6.	Sumário de propriedades mecânicas e aplicações de diferentes ferros fundidos	236
10.	LIGAS NÃO FERROSAS	237
10.1.	Introdução	239
10.2.	Alumínio	239
10.2.1.	Ligas trabalhadas de alumínio	242
10.2.2.	Ligas vazadas de alumínio	246

10.3. Cobre	248
10.3.1. Latões	249
10.3.2. Bronzes	252
10.3.3. Ligas de memória de forma	254
10.4. Magnésio	256
10.4.1. Ligas de magnésio	257
10.5. Titânio	258
10.5.1. Ligas de titânio	259
10.6. Níquel	261
10.6.1. Ligas de níquel	261
10.6.1.1. Monel	262
10.6.1.2. Inconel	262
10.6.1.3. Outras superligas de níquel	263
10.7. Zinco	264
10.7.1. Ligas de zinco	265
10.7.1.1. Zamak	265
10.7.1.2. Kayem	266
10.7.1.3. Ilzro	266
11. CERÂMICOS	267
11.1. Introdução	269
11.2. Classificação De Cerâmicos	269
11.2.1. Cerâmicos Tradicionais	270
11.2.2. Cerâmicos Técnicos	270
11.2.3. Vidros	271
11.3. Estrutura dos cerâmicos	272
11.3.1. Cerâmicos iônicos	273
11.3.2. Cerâmicos covalentes	274
11.3.3. Cerâmicos iônicos-covalentes (mistos)	275
11.3.4. Vidros	276
11.4. Propriedades mecânicas dos cerâmicos	277
11.4.1. Módulo de elasticidade	277
11.4.2. Dureza e resistência	277
11.4.3. Resistência à fratura dos cerâmicos	278
11.4.4. Fluência de materiais cerâmicos	279
11.5. Fabricação e processamento de cerâmicos	279
11.5.1. Preparação das matérias primas	280
11.5.2. Conformação	280
11.5.2.1. Conformação manual	281
11.5.2.2. Prensagem unidirecional a frio (de pó ou pasta)	281
11.5.2.3. Prensagem isostática a frio	282
11.5.2.4. Prensagem unidirecional a quente	283
11.5.2.5. Prensagem isostática a quente	283
11.5.2.6. Vazamento de uma barbotina	284
11.5.2.7. Extrusão	285

11.5.3.	Tratamento térmico	286
11.5.3.1.	Cozedura	286
11.5.3.2.	Sinterização no estado sólido	286
11.5.4.	Processo de fabrico de vidros	288
11.5.4.1.	Prensagem	288
11.5.4.2.	Moldação por sopro	288
11.5.4.3.	Fabrico de vidro plano	289
11.5.4.4.	Fabrico de vidro temperado	289
12.	POLÍMEROS	291
12.1.	Introdução	293
12.2.	Estrutura dos polímeros	293
12.2.1.	Escala	295
12.2.2.	Estrutura	296
12.2.3.	Temperatura de transição vítrea	298
12.3.	Tipos de polímeros	300
12.3.1.	Termoplásticos	301
12.3.1.1.	Termoplásticos baseados em estireno	301
12.3.1.2.	Termoplásticos vinílicos	304
12.3.1.3.	Outros termoplásticos amorfos	305
12.3.1.4.	Poliiolefinas	306
12.3.1.5.	Outros termoplásticos sem-cristalinos	308
12.3.1.6.	Termoplásticos de flúor	310
12.3.2.	Termoendurecíveis	311
12.3.3.	Elastómeros	318
12.4.	Fabricação e processamento de polímeros	322
12.4.1.	Processos de fabricação de polímeros termoplásticos	322
12.4.1.1.	Extrusão	322
12.4.1.2.	Moldação por injeção	323
12.4.1.3.	Moldação por sopro	324
12.4.1.4.	Fabrico aditivo	325
12.4.2.	Processos de fabricação de polímeros termoendurecíveis	325
12.4.2.1.	Moldação por injeção	326
12.4.2.2.	Moldação por compressão	326
12.4.2.3.	Moldação por transferência de resina	326
12.4.2.4.	Fabrico aditivo	327
12.4.3.	Processos de fabricação de elastómeros	328
12.4.3.1.	Vulcanização	328
12.5.	Propriedades mecânicas de polímeros	329
12.5.1.	Comparação do comportamento mecânico dos polímeros com outros materiais de construção mecânica	329
12.5.2.	Processos de deformação plástica em polímeros	330
12.5.3.	Mecanismos de endurecimento de polímeros	331
12.5.4.	Mecanismos de rotura	332
12.5.4.1.	Estiramento a frio	333
12.5.4.2.	<i>Crazing</i>	333
12.5.4.3.	Formação de bandas de corte	334
12.5.4.4.	Fluência	334

13. COMPÓSITOS	337
13.1. Introdução	339
13.2. Reforços e matrizes	340
13.2.1. Reforços	341
13.2.1.1. Fibras de vidro	341
13.2.1.2. Fibras de carbono	342
13.2.1.3. Fibras aramídicas	343
13.2.1.4. Fibras naturais	343
13.2.2. Matriz	344
13.2.2.1. Matriz polimérica	344
13.2.2.2. Matriz metálica	345
13.2.2.3. Matriz cerâmica	345
13.2.3. Semi-produtos	346
13.2.3.1. Compostos de moldação	346
13.2.3.2. Pré-impregnados	346
13.2.3.3. Pré-formas	348
13.2.3.4. Termoplásticos reforçados por fibras	348
13.3. Fabricação	349
13.3.1. Matriz polimérica	349
13.3.1.1. Impregnação de resina líquida	349
13.3.1.2. Consolidação de pré-impregnados	352
13.3.1.3. Consolidação de compostos de moldação	353
13.3.1.4. Fabrico aditivo	354
13.3.2. Matriz metálica	354
13.3.2.1. Técnicas no estado líquido	355
13.3.2.2. Técnicas no estado sólido	355
13.3.2.3. Técnicas por deposição	356
13.3.2.4. Infiltração química em fase vapor	356
13.3.2.5. Infiltração no estado líquido	357
13.3.2.6. Sol-gel	357
13.3.2.7. Oxidação direta	357
13.4. Compósitos reforçados com fibras	357
13.5. Compósitos reforçados com partículas	363
13.6. Outros compósitos	363
13.6.1. Madeira	363
13.6.2. Compósitos celulares	365
13.6.3. Estruturas <i>sandwich</i>	368

BIBLIOGRAFIA E REFERÊNCIAS CCCLXXI

ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS CCCLXXVII

PREFÁCIO

O estudo dos materiais de engenharia é cada vez mais elaborado e multidisciplinar. É uma área científica muito dinâmica com inovações que transcendem o imaginário. É o caso por exemplo dos inovadores *chips* fabricados em papel ou das mais antigas ligas de memória de forma. É uma área de conhecimento que está em constante evolução e que permite à humanidade cada vez mais conforto. A parte da sustentabilidade é também uma questão essencial, mas felizmente abundam os exemplos de ideias promissoras de reciclagem, como o descobrimento de uma enzima natural por cientistas japoneses que em 50 anos alterou o seu comportamento para incluir plásticos na sua dieta.

Este livro não pretende apresentar as últimas novidades sobre materiais, mas ser uma primeira introdução que permita ter uma noção dos fundamentos teóricos e das aplicações dos principais materiais de engenharia. A apresentação é muito simples e objetiva com imagens e esquemas explicativos. A conceção do livro é, para além obviamente de formar, despertar a curiosidade e o interesse dos estudantes universitários.

Na primeira parte da obra sobre ciência dos materiais, pretende-se explicar como a microestrutura de um material condiciona o seu comportamento mecânico. Representa os primeiros sete capítulos abordando os temas da estrutura cristalina, diagramas de fases, deformação plástica, mecanismos de endurecimento, mecânica da fratura, fadiga e fluência. A segunda parte é mais aplicada e apresenta os principais materiais de engenharia, como o aço, ferros fundidos, ligas não ferrosas, cerâmicos, polímeros e compósitos. São apresentadas as principais propriedades mecânicas e aplicações com imagens muito sugestivas.

O público-alvo são estudantes universitários, especialmente dos cursos que necessitam de uma abordagem não muito aprofundada dos materiais de engenharia como gestão industrial, química, design, etc.

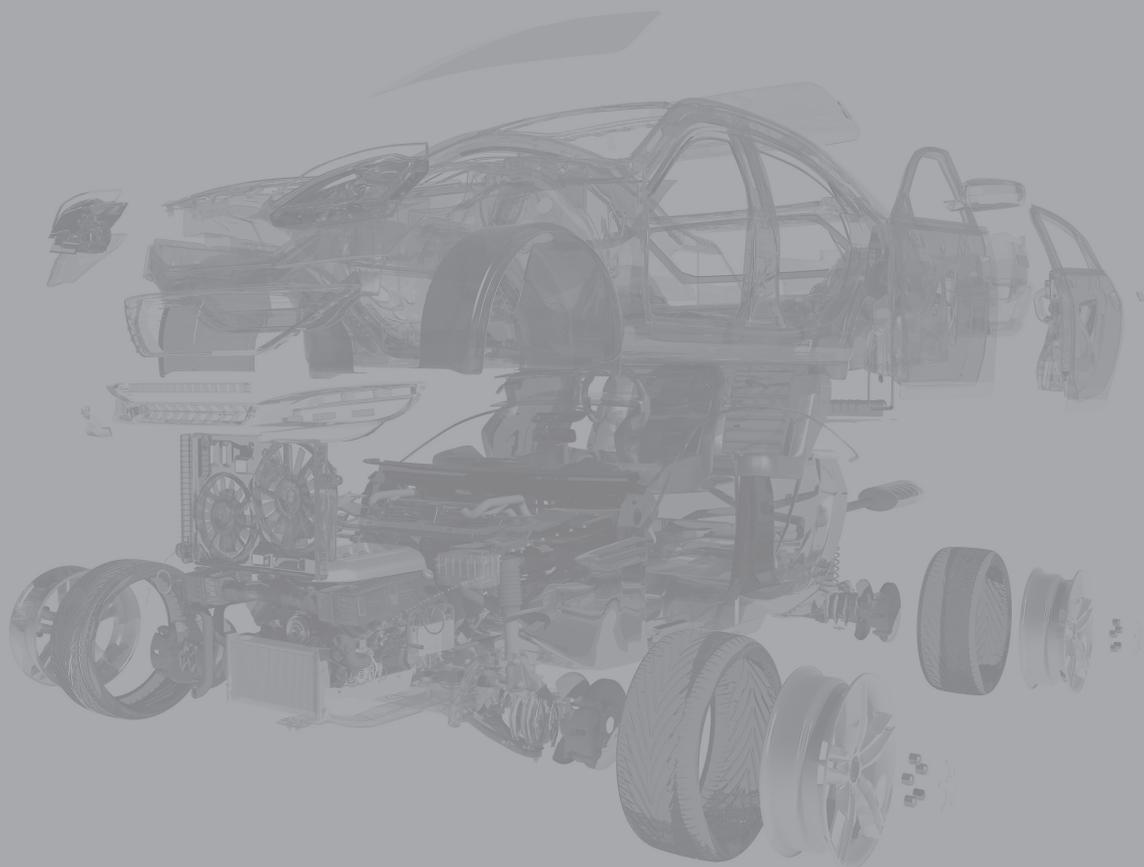
Os autores agradecem ao Eng. Fernando Sousa, Eng. Francisco Tenreiro, Eng. Paulo Nunes e Eng. Mateus dos Reis pela preparação de muitas imagens. Os autores agradecem também o apoio incondicional da Quântica Editora.

Os autores

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

1. ESTRUTURA DOS MATERIAIS

1.1.	Introdução	19
1.2.	Classes de materiais	19
1.3.	Propriedades mecânicas	21
1.4.	Comportamento elástico	22
1.5.	Ligações atômicas	28
1.6.	Empilhamento de átomos num sólido	33



1. ESTRUTURA DOS MATERIAIS

1.1. INTRODUÇÃO

O capítulo inicial deste livro tem como objetivo explicar como as diferentes classes de materiais e algumas das suas propriedades fundamentais são altamente dependentes da estrutura atômica dos mesmos. Neste sentido, são descritos em detalhe os diversos tipos de ligações atômicas que podem se encontrar assim como as estruturas de empilhamento dos átomos, com especial enfoque nas estruturas cristalinas típicas de materiais metálicos. São também abordadas as estruturas cristalinas de materiais cerâmicos e a estrutura particular dos materiais poliméricos.

1.2. CLASSES DE MATERIAIS

Os materiais que são tipicamente usados em engenharia e construção encontram-se divididos em quatro grandes classes. Estes são os metais, polímeros, cerâmicos e compósitos, conforme ilustrado na Figura 1.1.

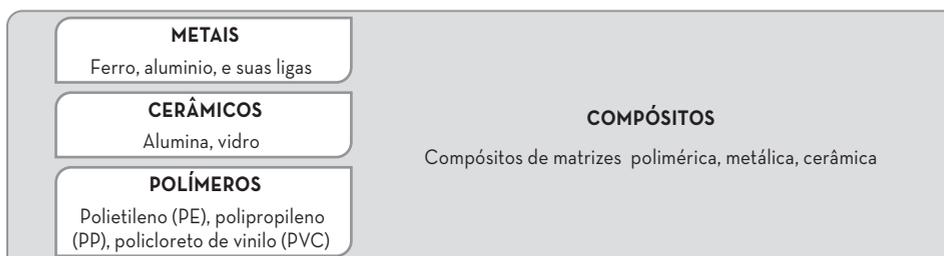


Figura 1.1. Classes de materiais e alguns exemplos.

Os metais são dos materiais mais importantes em aplicações de engenharia, fruto das suas excelentes propriedades mecânicas. Entre os metais mais comuns contam-se o ferro, alumínio, titânio, níquel, cobre entre muitos outros. Estes podem surgir no seu estado puro, mas mais habitualmente surgem sob a forma de ligas, que usualmente apresentam desempenho muito superior.

Em complemento aos metais, encontramos os polímeros. Embora sejam menos resistentes e rígidos que os metais, os polímeros são baratos, fáceis de processar e muito leves, o que os torna excepcionalmente adequados para aplicações não estruturais. Entre os materiais poliméricos com uso mais alargado contam-se, por exemplo, o polietileno, policarbonato, polipropileno e o policloreto de vinilo.

Os cerâmicos são materiais que, embora sejam relativamente frágeis, se apresentam como cruciais para certas aplicações de engenharia devido à sua resistência sob condições extremas, como por exemplo a altas temperaturas.

Por fim, encontramos os materiais compósitos. Em aplicações de engenharia, os compósitos são reconhecidos por um elevado desempenho mecânico e baixa densidade, um comportamento ideal que é obtido através da cuidadosa combinação de diferentes materiais. Os compósitos podem ser conseguidos juntando diversos tipos de materiais, como polímeros, metais e cerâmicos. Os materiais compósitos abrem também a porta para o uso alargado de materiais sustentáveis e de origem natural, como madeira ou fibras naturais, seguindo a atual tendência para o uso de materiais facilmente recicláveis e com menor impacto ambiental no seu processamento.

Face a esta enorme variedade de materiais disponíveis para construção mecânica, o processo de seleção de materiais torna-se crítico e, para uma dada aplicação, diferentes fatores devem ser considerados. Embora o comportamento mecânico do material seja fundamental e capaz de dar uma resposta adequada à aplicação a que se destina, deve também ser estabelecido um compromisso entre o custo do material e do seu processamento assim como a sua sustentabilidade e reciclabilidade.

A indústria aeronáutica é uma indústria de base tecnológica chave, que ilustra claramente a evolução dos materiais modernos de engenharia. Na Figura 1.2. podemos ver a evolução dos materiais usados na aviação. No início de século XX, os aviões usavam estruturas de madeira, leves mas pouco resistentes. O primeiro avião moderno, o Wright Flyer, estava dotado de uma estrutura madeira de abeto. Nos anos 30 do século XX, surgiram as primeiras estruturas metálicas de alumínio, com muito maior resistência e capacidade de carga, e que abriram a porta para os primeiros aviões a jato comerciais (entre os quais se conta o Boeing 707). Esta é uma construção que, hoje em dia, ainda é amplamente usada, recorrendo a avançadas ligas de alumínio. No entanto, a evolução no domínio dos materiais não parou e os fabricantes de aeronaves continuaram a procurar métodos de redução de peso para melhorar o desempenho dos seus produtos. Assim sendo, foram pioneiros no uso de materiais compósitos, usando cada vez mais estes materiais em substituição dos metais para a construção de componentes estruturais e não estruturais de aeronaves. Por exemplo, a estrutura do Boeing 787 possui mais de 30 toneladas de materiais compósitos, o que, em combinação com outras tecnologias, permitiu uma redução de 20% de consumo de combustível em relação a outros aviões de dimensões similares. O produto final é um avião mais eficiente, económico e com menor impacto ambiental.

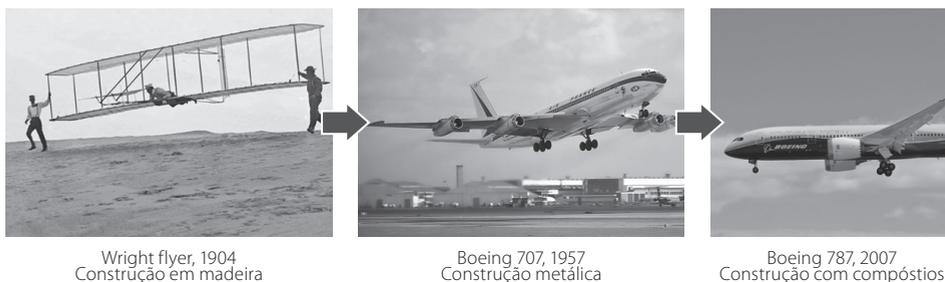


Figura 1.2. Evolução dos materiais de construção de aeronaves.

1.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS

Um conhecimento detalhado das principais propriedades mecânicas é crucial para uma correta seleção do material e para prever de forma eficaz o seu comportamento mecânico em serviço. Através das propriedades mecânicas, é possível avaliar e comparar diferentes materiais em termos de rigidez, resistência, ductilidade e tenacidade. Voltando ao exemplo da indústria aeronáutica, na Figura 1.3. ilustra-se, de forma simples, a importância das diferentes propriedades mecânicas dos materiais num projeto de engenharia complexo como é um avião.

Em primeiro lugar, um avião deve garantir a integridade estrutural e ser bastante leve para voar de forma eficiente, Figura 1.3.a. No entanto, um material com baixa rigidez pode originar uma deformação excessiva, Figura 1.3.b. e, se esse mesmo material apresentar uma resistência muito baixa podem ocorrer deformações permanentes na estrutura, Figura 1.3.c. Caso a tenacidade seja insuficiente, poderão surgir fraturas durante o serviço, Figura 1.3.d. Finalmente, se um material demasiado denso for selecionado, o avião não será capaz sequer de descolar, Figura 1.3.e.

Em suma, a rigidez representa a capacidade de um material resistir à deformação em resposta a uma força aplicada. Esta propriedade é abordada em detalhe na secção 1.4. deste capítulo. A resistência de um material é a sua capacidade de suportar uma carga aplicada sem que ocorra falha ou deformação plástica. Finalmente, a tenacidade é a capacidade de um material absorver energia e deformar plasticamente sem fraturar.

É importante mencionar que o comportamento mecânico dos materiais está diretamente relacionado com o tipo de solicitação a que são sujeitos. Um material pode ser sujeito a esforços quase-estáticos, solicitações a altas taxas de deformação (impacto), solicitações cíclicas (fadiga) ou solicitações estáticas a elevadas temperaturas (fluência). Para cada uma destas solicitações o material terá uma resposta distinta.

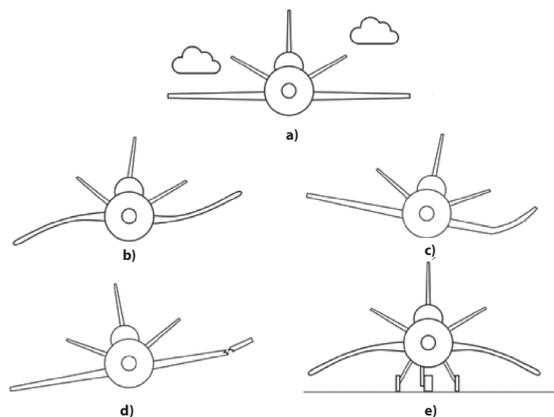


Figura 1.3. Exemplo do efeito das diferentes propriedades mecânicas no comportamento de um avião. Avião devidamente projetado **a)** e o que aconteceria se se adotassem materiais com baixa rigidez **b)**, baixa resistência **c)**, baixa tenacidade **d)** e alta densidade **e)**.

1.4. COMPORTAMENTO ELÁSTICO

Quando um material é mecanicamente carregado (sujeito, por exemplo, a uma força) o mesmo deforma-se e, no limite, acaba por partir. Com o aumento da força aplicada, o material deforma-se elasticamente. Nesta fase, se a força aplicada for removida, o material retorna à sua forma inicial. No entanto, para valores de força aplicada mais elevada poderá ocorrer a chamada deformação plástica. Nesta segunda fase, verifica-se uma deformação permanente quando se remove a força aplicada (a recuperação não é total). Se forem aplicadas forças de ainda mais elevada magnitude, o material atinge o colapso. Portanto, para qualquer aplicação de engenharia, é fundamental garantir que o material permaneça no seu domínio elástico para evitar a deformação plástica excessiva do material e, no limite, o seu colapso. Para que seja possível quantificar de forma precisa este tipo de comportamento dos materiais, importa primeiro definir dois conceitos essenciais: a tensão e a deformação.

1.4.1. Definição de tensão

Na avaliação do desempenho de um material sob a ação de uma força aplicada, usam-se curvas que relacionam a carga aplicada com o deslocamento sofrido. Contudo, o valor de carga é diretamente dependente da secção resistente do material e não representa uma propriedade intrínseca dos materiais. Por exemplo, um veio de secção redonda com um diâmetro de 20 mm suporta uma força de tração superior à suportada por um veio com um diâmetro de 10 mm. Para que se possa comparar o comportamento de diferentes materiais de uma forma consistente foi criado o conceito de tensão, obtido dividindo a força pela área que resiste à mesma. A tensão é uma propriedade intrínseca do material e não depende da secção resistente. Por este motivo, as fichas técnicas dos materiais apenas

disponibilizam o valor da tensão e não da força, pois o valor da força depende da secção resistente. A tensão aplicada perpendicularmente à secção resistente é denominada por tensão normal, Figura 1.4., sendo usado o símbolo grego σ para a representar e é expressa tipicamente em MPa (N/mm²). A tensão normal é obtida pela divisão da força (F) pela área resistente inicial (A_0) conforme descrito na Equação 1.1.

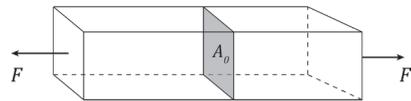
$$\sigma \text{ (MPa)} = \frac{F \text{ (N)}}{A_0 \text{ (mm}^2\text{)}} \quad (1.1)$$


Figura 1.4. Representação de uma sollicitação de tração e a respetiva área resistente.

Conforme referido acima, em aplicações de engenharia, os materiais estão sujeitos a diversos modos de sollicitação, que, por vezes, atuam de forma simultânea. Para além da tração, um material pode ser sujeito a compressão, corte, flexão e torção. Outro modo de sollicitação muito peculiar é a tensão hidrostática em que a tensão é uniforme em todas as direções, um caso que ocorre, por exemplo, no fundo do oceano devido à pressão da coluna de água. Cada um destes tipos de sollicitação gera diferentes tensões no material. Na Figura 1.5. estão ilustrados os mais importantes modos de sollicitação.

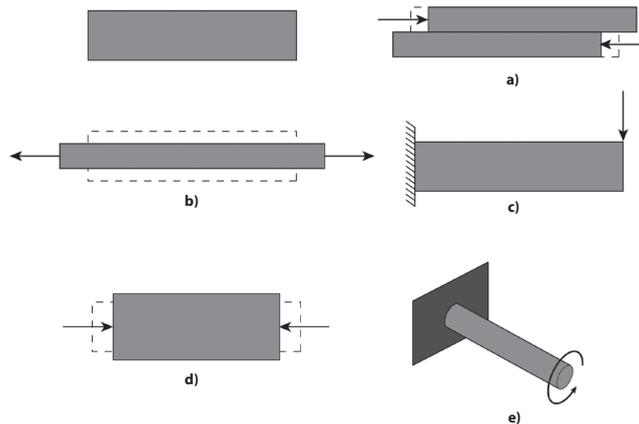


Figura 1.5. Tipos de sollicitação a que os materiais podem estar sujeitos. Corte **a)**, tração **b)**, flexão **c)**, compressão **d)** e torção **e)**.

1.4.2. Definição de deformação

A deformação de um material é obtida pela análise do deslocamento sofrido por um material mecanicamente carregado em relação ao seu comprimento inicial, Figura 1.6. O efeito de um deslocamento de 1 mm num veio com um comprimento de 100 mm não é igual ao de um deslocamento de 1 mm num veio com um comprimento de 10 mm. Devido a isto, usa-se a deformação (deslocamento em relação ao comprimento inicial) para comparar o comportamento de materiais, e não apenas o deslocamento.

A deformação normal (na direção perpendicular à secção resistente) é representada pelo símbolo grego ε . Com a Equação 1.2 obtém-se a deformação sofrida por um dado material, sendo esta obtida pelo alongamento (Δl), ou variação do comprimento, dividido pelo comprimento inicial (l_0). O alongamento, por sua vez, é dado pela diferença entre o comprimento num dado instante, l , e o comprimento inicial l_0 . A deformação é, um conceito adimensional, sendo a razão entre dois comprimentos.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (1.2)$$

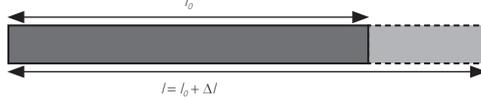


Figura 1.6. Deformação normal.

1.4.3. Coeficiente de Poisson

O conceito da deformação possibilita analisar o comportamento de um material de forma mais detalhada e permite determinar o coeficiente de Poisson do mesmo. Conforme mostrado acima, quando uma barra é sujeita a uma força de tração ocorre deformação longitudinal (aumento de Δl) mas esta é acompanhada de deformação transversal (contração ao longo da largura da barra Δb e ao longo da espessura Δd). Isto ocorre porque a continuidade do material tem de ser assegurada, se o material expande numa direção, terá necessariamente de contrair nas direções perpendiculares a esta. Em três dimensões, a deformação transversal atua segundo os eixos y e z conforme ilustrado na Figura 1.7., podendo estas deformações ser calculadas pelas expressões da Equação 1.3.

$$\varepsilon_y = \frac{\Delta b}{b} \quad (1.3)$$

$$\varepsilon_z = \frac{\Delta d}{d}$$

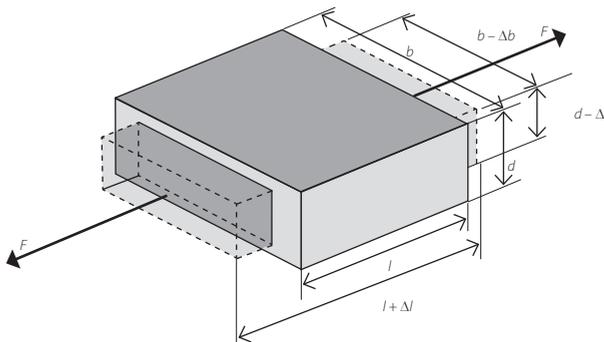


Figura 1.7. Deformação transversal de um sólido.

O coeficiente de Poisson é representado pelo símbolo ν e é obtido pela Equação 1.4. Em que ε_x é a deformação longitudinal ($\Delta l/l$) e ε_y e ε_z são as deformações transversais que

podem ocorrer pela aplicação de uma força de tração. Um coeficiente ν de Poisson de 0,5 é exibido apenas por materiais perfeitamente homogêneos e incompressíveis. O valor típico para um metal é da ordem de 0,3.

$$\nu = \left| \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} \right| = \left| \frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_x} \right| \quad (1.4)$$

1.4.4. Módulo de elasticidade e lei de Hooke

Para deformações baixas (na ordem dos 10^{-3} a 10^{-2}), a maioria dos materiais tem um comportamento linear elástico, o que significa que existe proporcionalidade entre a força ou tensão aplicada e o deslocamento ou deformação sofrida pelo material. Na Figura 1.8. está representado o aumento de força (F) em função do alongamento (u) quando aplicado um esforço de tração sobre uma barra. O módulo de compressibilidade k é a relação da força pelo alongamento. No entanto esta não é uma propriedade intrínseca do material, pois este valor depende da secção resistente do material e o comprimento inicial.

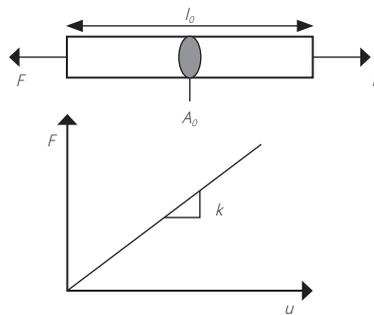


Figura 1.8. Comportamento de um material no domínio elástico.

A esta fase do comportamento de um material chama-se de domínio elástico (onde o material apenas sofre deformações elásticas). Dentro deste domínio, o material retorna para a sua posição / estado inicial caso seja removida a solitação. O domínio elástico caracteriza-se pela lei de Hooke, definida pela Equação 1.5.

$$\sigma = E\varepsilon \quad (1.5)$$

O módulo de Young (E), ou módulo de elasticidade, de um dado material quando sujeito a uma solitação normal (tração ou compressão) é uma constante e é uma propriedade intrínseca do material. Por este motivo, é usado o módulo de Young, não o módulo de compressibilidade, para caracterizar o comportamento elástico de um dado material. O módulo de Young corresponde ao módulo de elasticidade longitudinal e é obtido pelo quociente entre a tensão normal e a deformação longitudinal, Figura 1.9. O módulo de Young é uma das constantes mais importantes dos materiais, que depende unicamente do tipo de material, não dependendo da microestrutura, como acontece com as outras propriedades mecânicas.

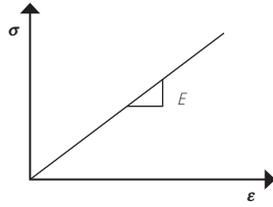


Figura 1.9. Relação linear entre tensão e deformação e respectiva definição do módulo de Young.

Para os metais e cerâmicos, a unidade mais usada para E é o GPa, enquanto que para os plásticos e borrachas é mais comum utilizar MPa. Conhecendo o módulo de Young de um dado material, a lei de Hooke pode ser usada para determinar a deformação correspondente a um dado nível de tensão aplicada, e vice-versa. No entanto, é importante ter em conta que esta relação é apenas válida no domínio linear elástico. A partir do momento em que as cargas aplicadas geram deformação plástica (alongamento permanente), esta lei já não é capaz de representar corretamente o comportamento do material. Além disso, para materiais que apresentem uma capacidade de deformação extrema, como as borrachas, para deformações superiores a 0,01 já não se pode aplicar a lei de Hooke pois o seu comportamento não apresenta esta proporcionalidade.

1.4.5. Relação entre módulo de Young e densidade

Na Tabela 1.1. é apresentado o módulo de Young e respetiva densidade de vários materiais que são bastante usados em aplicações de engenharia. Verifica-se que, embora os polímeros apresentem uma rigidez bastante inferior à dos metais ou dos cerâmicos, são significativamente mais leves. Na Figura 1.10. representam-se de forma esquemática a rigidez em função da densidade de diferentes materiais. Uma vez que a rigidez e densidade são bastante diferentes entre eles, para uma representação mais clara é usada uma escala logarítmica.

Tabela 1.1. Módulo de Young e densidade de vários materiais.

Material	Módulo de Young (GPa)	Densidade (kg/m ³)
Cerâmicos		
Alumina, Al ₂ O ₃	385-392	3900
Carboneto de silício, SiC	430-445	2500-3200
Vidro (soda glass)	69	2500
Metais		
Aço ao carbono e pouco ligados	210	7850
Latões e bronzes	103-124	7200-8900
Ligas de alumínio	69-79	2600-2900
Polímeros		
Epóxidos	2,6-3	1100-1400
Policloreto de vinilo (PVC)	0,2-0,8	1300-1600
Polietileno (PE) de alta densidade	0,7	940-970
Borrachas	0,01-0,1	830-910

Tabela 1.2. Módulo de Young e densidade de vários materiais (conclusão).

Compósitos		
Polímeros reforçados com fibras de carbono (CFRP)	70-200	1500-1600
Polímeros reforçados com fibras de vidro (GFRP)	7-45	1400-2200
Madeira (// grão)	9-16	400-800
Madeira (grão)	0,6-1	

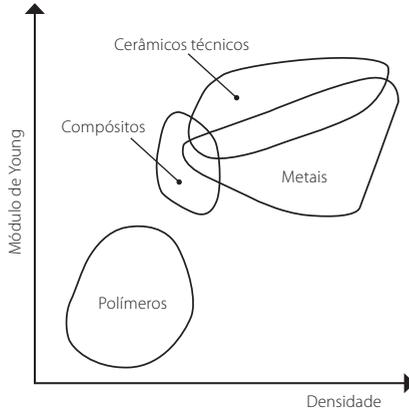


Figura 1.10. Módulo de Young em função da densidade de vários materiais.

Tomando como exemplo vigas com apoios duplos nas extremidades (movimentos impedidos nos eixos x e y) às quais é aplicada uma força F a meio vão, Figura 1.11., facilmente se constata que quanto maior o módulo de Young ($E_{aço} > E_{aluminio}$) maior a rigidez da viga e, portanto, menor a sua flecha. Por outro lado, quando a secção reta da viga aumenta, a rigidez aumenta também.

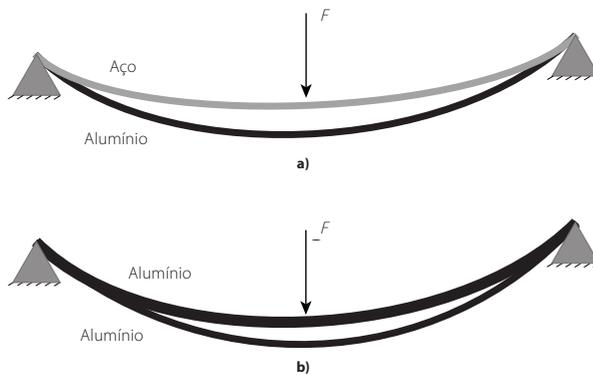


Figura 1.11. Flexão de uma viga. Efeito do módulo de Young **a)** e da secção reta **b)**.

As variações extremas de comportamento entre as diferentes famílias de materiais são fruto das ligações químicas entre os átomos que compõem os materiais e também da forma e como estes são empilhados e organizados (a estrutura dos materiais). Nas secções seguintes pretende-se ilustrar como estes parâmetros influenciam e se refletem no desempenho final de um material.

1.5. LIGAÇÕES ATÓMICAS

As propriedades elásticas de um material e a sua densidade, entre outras, dependem da natureza das ligações entre os átomos e de como estão empilhados num sólido. Nesta secção, são analisadas e explicadas as ligações entre os diferentes átomos que compõem a estrutura atómica de um material.

Para descrever o conceito de estrutura atómica, comecemos por analisar, na Figura 1.12, um átomo de hidrogénio. Este possui um núcleo constituído por um próton e zero ou mais neutrões à volta do qual gravitam electrões. O átomo de hidrogénio é constituído por um núcleo de carga positiva (próton de massa $1,67 \times 10^{-27}$ kg e carga positiva $e = + 1,6 \times 10^{-19}$ C) e um electrão de carga negativa (electrão de massa $9,1 \times 10^{-31}$ kg e carga negativa $e = - 1,6 \times 10^{-19}$ C). Num átomo o número de electrões é igual ao número de prótons (Z), podendo conter ainda neutrões de carga eléctrica nula e com massa igual à massa do próton. A massa de um átomo é função do número de prótons, neutrões e electrões.

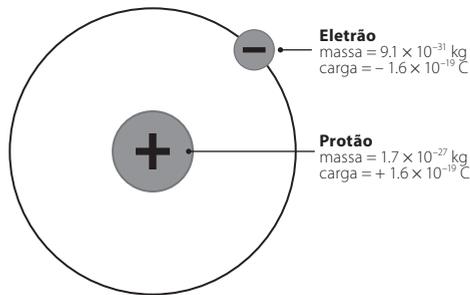


Figura 1.12. Estrutura atómica de um átomo de hidrogénio.

Em cada átomo, os electrões estão repartidos à volta do núcleo em diferentes orbitais, cada uma correspondendo a um nível de energia específica. Aumentado o número atómico, as orbitais vão sendo preenchidas por ordem crescente de energia. As orbitais estão agrupadas em camadas K, L, M, N, etc. ou números 1, 2, 3, 4, etc. cada vez mais afastadas do núcleo e sub-camadas *s*, *p*, *d*, *f*, etc.

O número atómico do átomo *Z* permite classificar os elementos na ordem crescente do seu número de electrões, como se pode verificar na Tabela periódica, Figura 1.13.

G1		G2																		G13	G14	G15	G16	G17	G18
1 H 1.0079		3 Li 6.941	4 Be 9.0122																	5 B 10.811	6 C 12.011	7 N 14.007	8 O 14.007	9 F 18.998	10 Ne 20.180
11 Na 22.990	12 Mg 24.305																	13 Al 26.982	14 Si 28.086	15 P 30.974	16 S 32.065	17 Cl 35.453	18 Ar 39.948		
19 K 39.098	20 Ca 40.078	21 Sc 44.956	22 Ti 47.867	23 V 50.942	24 Cr 51.996	25 Mn 54.938	26 Fe 55.933	27 Co 58.693	28 Ni 58.693	29 Cu 63.546	30 Zn 65.38	31 Ga 69.723	32 Ge 72.64	33 As 74.922	34 Se 78.96	35 Br 79.904	36 Kr 83.798								
37 Rb 85.468	38 Sr 87.62	39 Y 88.906	40 Zr 91.224	41 Nb 92.906	42 Mo 95.96	43 Tc [98]	44 Ru 101.07	45 Rh 102.91	46 Pd 106.42	47 Ag 107.87	48 Cd 112.41	49 In 114.82	50 Sn 118.71	51 Sb 121.76	52 Te 127.60	53 I 126.90	54 Xe 131.29								
55 Cs 132.91	56 Ba 137.33	57-71		72 Hf 178.49	73 Ta 180.95	74 W 183.84	75 Re 186.21	76 Os 190.23	77 Ir 192.22	78 Pt 195.08	79 Au 196.97	80 Hg 200.59	81 Tl 204.38	82 Pb 207.20	83 Bi 208.98	84 Po [209]	85 At [210]	86 Rn [222]							
87 Fr [223]	88 Ra [226]	89-103		104 Rf [261]	105 Db [262]	106 Sg [266]	107 Bh [264]	108 Hs [277]	109 Mt [268]	110 Ds [271]	111 Rg [272]	112 Cn [272]	113 Nh [272]	114 Fl [272]	115 Mc [272]	116 Lv [272]	117 Ts [272]	118 Og [272]							
				57 La 138.91	58 Ce 140.12	59 Pr 140.91	60 Nd 144.24	61 Pm [145]	62 Sm 150.36	63 Eu 151.96	64 Gd 157.25	65 Tb 158.93	66 Dy 162.50	67 Ho 164.93	68 Er 167.26	69 Tm 168.93	70 Yb 173.05	71 Lu 174.97							
				89 Ac [227]	90 Th [232.04]	91 Pa 231.04	92 U 238.03	93 Np [237]	94 Pu [243]	95 Am [243]	96 Cm [247]	97 Bk [247]	98 Cf [251]	99 Es [252]	100 Fm [257]	101 Md [258]	102 No [259]	103 Lr [262]							

Figura 1.13. Tabela periódica.

À medida que aumenta o número atômico, os níveis de energia vão sendo preenchidos segundo a ordem $1s, 2s, 2p, 3s, 3p, 4s, 3d, 4s, 4p, 5s, 4d, 5p, 6s, 4f$, etc..

O ponto mais importante para compreender os diferentes tipos de ligações consiste no facto de os átomos mais estáveis serem aqueles que têm a sua sub-camada de eletrões mais afastada do núcleo (camada periférica) completamente preenchida. Um exemplo de elementos que têm essa camada saturada são os gases nobres como o hélio, néon e árgon. Estes elementos são muito pouco reativos e dificilmente formam ligações químicas duradouras. Outros elementos podem adquirir essa estrutura estável ao formarem ligações químicas, que envolvem a perda de eletrões para os metais (Mg, Al, Fe, etc.), ou o ganho de eletrões para os não metais (Cl, O, etc.).

Estas ligações químicas podem ser classificadas como ligações primárias (também designadas por ligações químicas ou fortes) que incluem as ligações iónicas, metálicas e covalentes, ou ligações secundárias (também designadas por físicas ou fracas) que incluem as ligações de van der Waals e de hidrogénio. Os cerâmicos e os metais contêm exclusivamente ligações primárias, o que lhes confere alta rigidez e resistência, enquanto que os polímeros contêm ligações primárias e secundárias, que resultam num menor desempenho mecânico.

1.5.1. Ligação iónica

As ligações iónicas são estabelecidas entre elementos muito eletropositivos, como o caso dos metais, e muito eletronegativos, como o caso dos não metais. Nesta ligação, o átomo eletropositivo cede um ou mais eletrões ao átomo eletronegativo, o que produz iões de cargas opostas. As forças de ligação resultam da atração eletrostática entre os iões, como ilustrado na Figura 1.14. para o caso do cloreto de sódio.

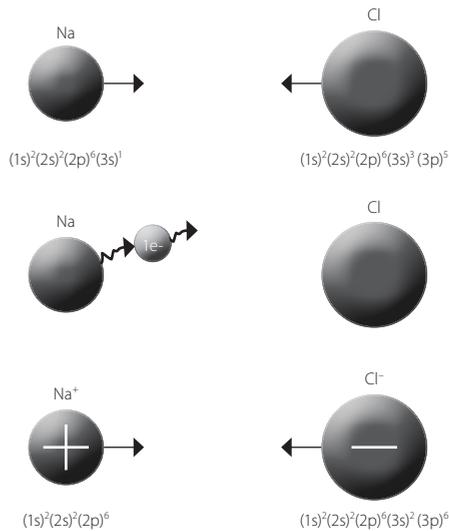


Figura 1.14. Ligação iônica entre o cloro e o sódio.

A Tabela periódica pode ser usada para prever as cargas de iões. Os elementos metálicos formam catiões (iões com carga positiva) e os não metálicos formam aniões (iões com carga negativa). Os elementos podem perder ou ganhar elétrons para ficarem com o mesmo número de elétrons na última camada que o gás nobre mais próximo. Por exemplo, os elementos do grupo 1 e 2 da Tabela periódica, Fig. 1.13., formam catiões com carga +1 (perdem um elétron) e com carga +2 (perdem dois elétrons), respetivamente. No outro extremo da Tabela periódica, os elementos do grupo 17 e 16 formam aniões com carga -1 (ganham um elétron) e com carga -2 (ganham dois elétrons), respetivamente. Os óxidos são formados por ligações iónicas. Na alumina, Al_2O_3 , cada átomo de alumínio cede 3 elétrons.

1.5.2. Ligação covalente

A ligação covalente, contrasta com a ligação iónica porque tem lugar entre elementos próximos na classificação periódica. Os átomos utilizam em comum elétrons para completar as suas camadas periféricas. No caso do carbono existem 6 elétrons com a configuração $(1s)^2(2s)^2(2p)^2$. As sub-camadas p são constituídas por três orbitais degeneradas, ou seja, com o mesmo nível de energia. Pelo princípio de exclusão de Pauli, sabe-se que em cada orbital existem, no máximo, dois elétrons com *spins* opostos. Como tal, a sub-camada p tem 6 elétrons. Para que possa ficar com uma configuração estável, o carbono pode perder ou ganhar 4 elétrons. Neste caso, existe uma partilha de elétrons com 4 átomos de carbono e cada um dos 4 elétrons das orbitais externas $(2s)^2(2p)^2$ combina com o elétron de outro dos 4 átomos de carbono de modo a formar 4 orbitais híbridas sp^3 , Figura 1.15. O arranjo físico dos 4 átomos de carbono corresponde a um tetraedro com um o ângulo de 109° entre cada ligação, Figura 1.16., que corresponde ao arranjo físico do diamante. As

orbitais híbridos consistem na combinação de duas ou mais orbitais atômicas não equivalentes. Todas as ligações covalentes são direcionais o que influencia o modo como os átomos ficam empilhados num sólido.

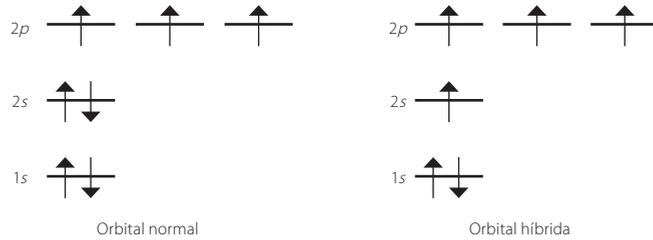


Figura 1.15. Orbital híbrida sp^3 no carbono.

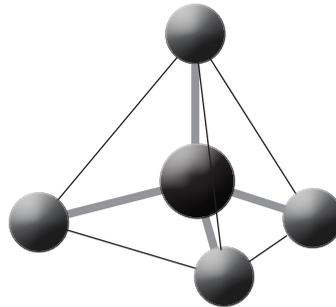


Figura 1.16. Tetraedro da ligação covalente do diamante.

1.5.3. Ligação metálica

A maior parte dos elementos da Tabela periódica são metais, Figura 1.17, pelo que a ligação mais comum deste tipo de materiais é a ligação metálica, pese embora possa também existir outro tipo de ligação primária. A ligação metálica é caracterizada pelo facto de os eletrões de ligação estarem livres, Figura 1.18. O metal é considerado como um empilhamento de iões positivos cercados por uma nuvem de eletrões que garantem a ligação dos iões. Esses eletrões livres são os responsáveis pelas propriedades de condutividade térmica e elétrica que os metais possuem. O empilhamento de iões conduz a estruturas compactas que podem ser representadas esquematicamente por um empilhamento regular de esferas rígidas, como iremos ver na secção seguinte.

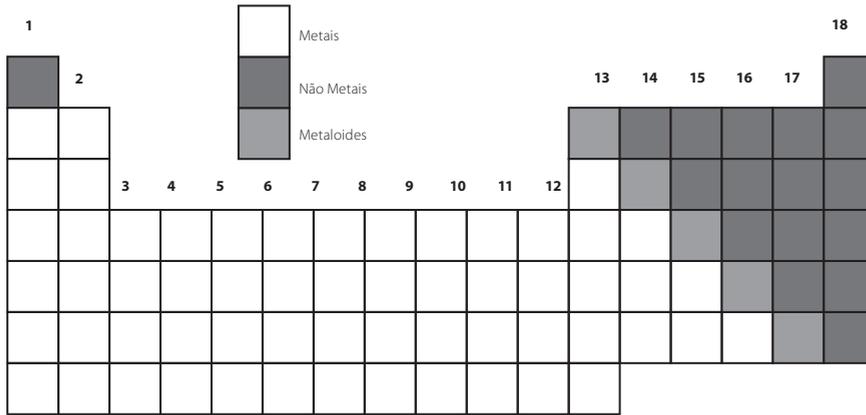


Figura 1.17. Elementos metálicos e não metálicos da tabela periódica.

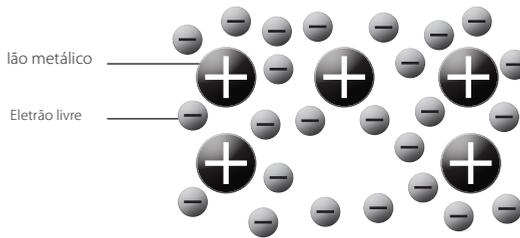


Figura 1.18. Iões metálicos e elétrons livres presentes na ligação metálica.

1.5.4. Ligação de van der Waals

As ligações de van der Waals consistem na atração dipolar de átomos ou moléculas sem carga associada. Instantaneamente, o centro da carga positiva e o da carga negativa não coincidem e a separação das cargas cria um dipolo que induz um dipolo no átomo adjacente, criando assim uma força de atração eletrostática, Figura 1.19. As ligações de van der Waals são ligações fracas mas permitem que as cadeias dos polímeros estejam ligadas entre si.

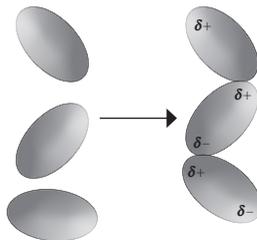


Figura 1.19. Ligação de van der Waals.

1.6. EMPILHAMENTO DE ÁTOMOS NUM SÓLIDO

Os átomos empilham-se de uma forma regular para formar cristais ou aleatoriamente para formar um sólido amorfo (vítreo). É usual representar um átomo segundo um modelo de esfera centrada no núcleo e cujo raio é igual ao raio do eletrão mais afastado do núcleo, Figura 1.20. Note-se que embora as trajetórias dos eletrões sejam representadas simplesmente por uma trajetória circular, na realidade estas têm uma trajetória complexa.

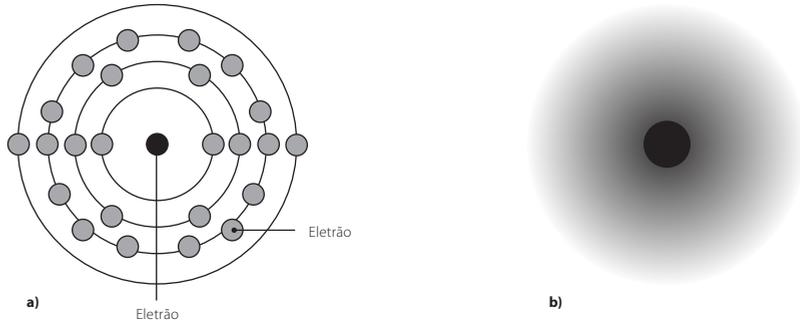


Figura 1.20. Representação esquemática de um átomo de ferro. Modelo de camadas **a)** e modelo de esfera **b)**.

Além da estrutura ao nível atômico, muitos materiais de engenharia (caso dos metais e dos cerâmicos) apresentam também uma microestrutura organizada de um elevado número de pequenos volumes poliédricos chamados grãos. O tamanho destes grãos pode variar entre 2 a 20 μm , e são limitados por superfícies chamadas juntas de grão. O tamanho de grão, a sua estrutura e juntas tem também uma influência significativa no comportamento dos materiais.

A Figura 1.21. representa a superfície de um metal fraturado a temperaturas negativas, observada num microscópio eletrónico de varrimento, onde a fratura ocorreu ao longo das juntas de grão podendo evidenciar os grãos. O microscópio eletrónico de varrimento permite observar a superfície de uma amostra com alta resolução.

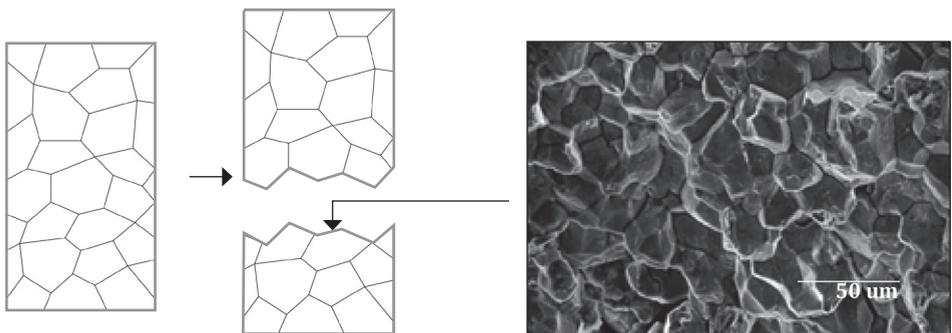


Figura 1.21. Rotura frágil intergranular observada em microscopia eletrónica de varrimento.

Cada grão é de facto um monocristal, isto é um empilhamento regular de iões, Figura 1.22.a. Contudo cada grão pode ter uma orientação diferente da rede e então o material é dito policristalino, Figura 1.22.b. De forma a ser considerado monocristalino, um material tem de ser constituído apenas por um só grão. Os metais puros são monofásicos, pois todos os cristais têm uma estrutura e uma composição idêntica. Em geral os materiais sólidos são polifásicos, onde cada conjunto de cristais com a mesma estrutura e a mesma composição forma uma fase distinta, Figura 1.22.c. No Capítulo 2, dedicado aos diagramas de fases, são estudadas com mais detalhe as diferentes microestruturas.

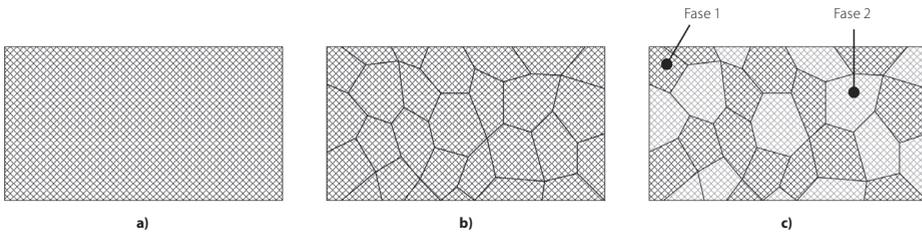


Figura 1.22. Monocristal **a)**, policristal monofásico **b)** e policristal polifásico **c)**.

1.6.1. Cristalografia geométrica

1.6.1.1. Redes cristalinas

Um monocristal geometricamente perfeito é um conjunto de iões regularmente repartidos no espaço. Para descrever este arranjo, define-se uma rede cristalina por um conjunto de nós obtidos a partir de uma célula unitária. A célula unitária é a forma mais simples de descrever toda a estrutura por translação. Existem 7 formas de células unitárias para representar qualquer sistema cristalino. Uma célula unitária é definida por 3 vectores a , b , c segundo os eixos x , y e z , Figura 1.23., formando os 3 ângulos α (ângulo formado entre o vetor b e c), β (ângulo formado entre o vetor c e a) e γ (ângulo formado entre o vetor a e b). Estes são os parâmetros que definem a rede.

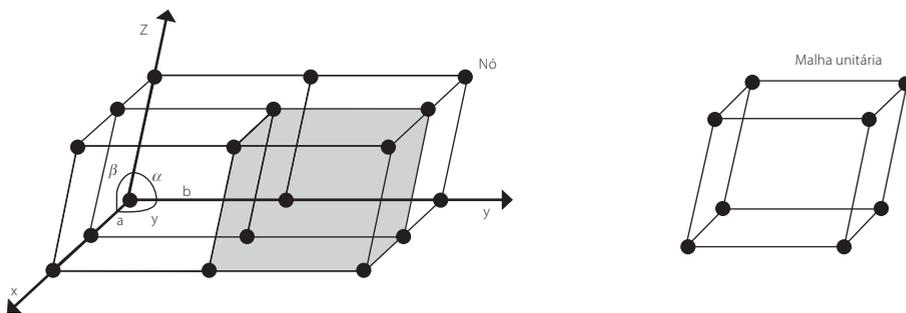


Figura 1.23. Características principais de uma rede cristalina.

Foi mostrado por Bravais que, com 7 células unitárias (cúbica, tetragonal, romboedral, hexagonal, ortorrômbica, monoclínica e triclínica) podem ser obtidos diferentes arranjos de átomos, obtendo assim 14 diferentes tipos de células cristalinas ou 14 redes de Bravais, Figura 1.24.

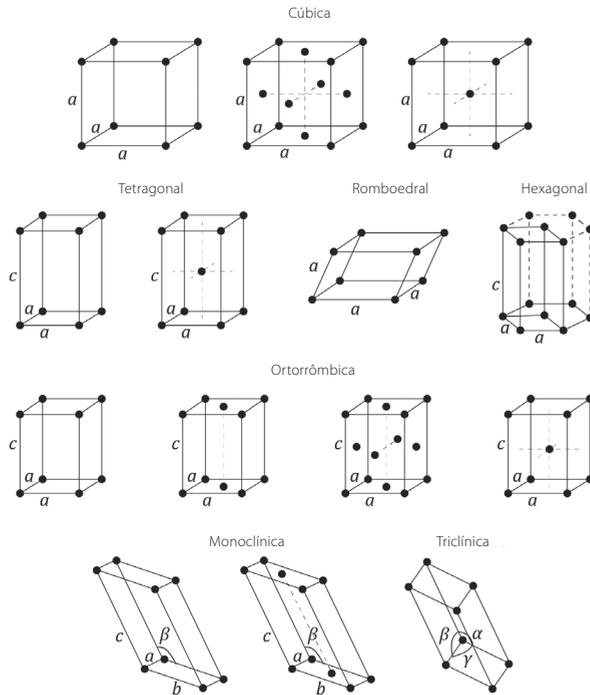


Figura 1.24. Os 7 sistemas cristalinos e as 14 células de Bravais.

1.6.1.2. Índices de Miller

Os índices de Miller são um método simples para designar direções e planos cristalográficos. Estes índices que são importantes para perceber os mecanismos de endurecimento que serão estudados no Capítulo 4 sobre mecanismos de endurecimento. Uma direção cristalográfica é uma reta que passa por dois nós da rede. Para determinar os índices de Miller de uma direção devem-se usar as seguintes regras:

1. Traçar uma paralela à direção considerada passando pela origem;
2. Determinar as coordenadas de um ponto qualquer pertencente a essa reta segundo os eixos x, y, z ;
3. Calcular os menores inteiros com a mesma relação (os índices fracionais são eliminados multiplicando todas as coordenadas pelo denominador comum);
4. Colocar o resultado dentro de parênteses retos: $[u \ v \ w]$.

Na Figura 1.25. está representada uma direção cristalográfica e para determinar os índices de Miller, recorrendo às regras temos:

1. O sistema de eixos encontra-se na origem da direção;
2. As coordenadas segundo os eixos x , y e z são: $(1/3, 1$ e $1)$;
3. Obtêm-se os menores inteiros, multiplicando pelo denominador comum 3 todos os índices para eliminar a fração $1/3$, onde se obtém: $1, 3, 3$;
4. Por final colocar entre parênteses retos e sem vírgula os algarismos: $[133]$.

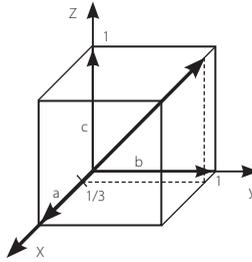


Figura 1.25. Exemplo de uma direção cristalográfica.

Um plano cristalográfico é um plano que passa por três nós não alinhados da rede. Para determinar os índices de Miller de um plano devem-se usar as seguintes regras:

1. Determinar as intersecções do plano com os eixos cristalográficos segundo os eixos x , y e z ;
2. Calcular os inversos aritméticos;
3. Calcular os menores inteiros com a mesma relação (os índices fracionais são eliminados multiplicando todas as coordenadas pelo denominador comum);
4. Colocar o resultado dentro de parênteses curvos: $(h k l)$.

Na Figura 1.26. está representado um plano cristalográfico e para determinar os índices de Miller, recorrendo às regras temos:

1. As intersecções do plano segundo x , y e z são: $1/2, 1, 1$;
2. Os inversos desses números são: $2, 1$ e 1 ;
3. Todos os índices são inteiros;
4. Por final colocar entre parentese curvos e sem vírgula os algarismos: (211) .

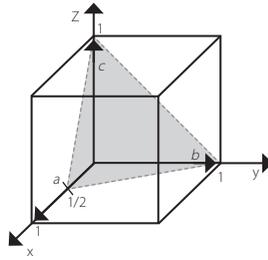


Figura 1.26. Exemplo de um plano cristalográfico.

Um índice negativo é representado por uma barra sobre o valor do índice. Para sistemas de elevada simetria, existem direções que são fisicamente equivalentes (apresentam a mesma densidade atômica linear ou planar, no caso das direções ou planos, respectivamente). Assim sendo, o conjunto de famílias para as direções é designado por $\langle u \ v \ w \rangle$ onde u, v, w são os índices de um dos representantes do conjunto. No caso dos planos é designado por $\{h \ k \ l\}$.

No sistema cúbico, qualquer direção $[u \ v \ w]$ é perpendicular ao plano com os mesmos índices de Miller.

Na Figura 1.27. e a Figura 1.28. encontram-se alguns exemplos de direções e planos cristalográficos, respetivamente, no sistema cúbico.

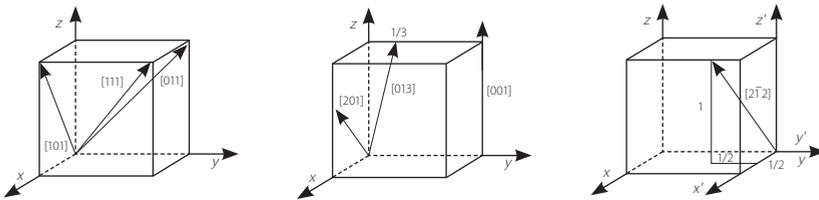


Figura 1.27. Exemplos de diferentes direções cristalográficas no sistema cúbico.

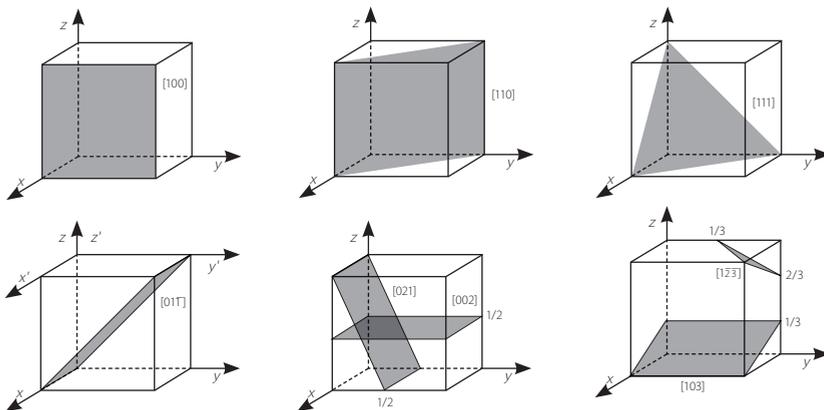


Figura 1.28. Exemplos de diferentes planos cristalográficos no sistema cúbico.

1.6.2.2. Estrutura cúbica de faces centradas (CFC)

A estrutura cristalina CFC apresenta um átomo em cada vértice e um átomo no centro de cada face do cubo, Figura 1.31.a. A célula unitária tem 4 átomos, como mostrado na Figura 1.31.b (1/2 em cada face e mais 1/8 em cada vértice). Os planos mais densos são os planos que pertencem à família $\{111\}$. As direções $\langle 110 \rangle$ são direções de máxima compacidade atômica, Figura 1.31.c. O número de coordenação para o CFC é igual a 12 e este é o valor de máxima compacidade.

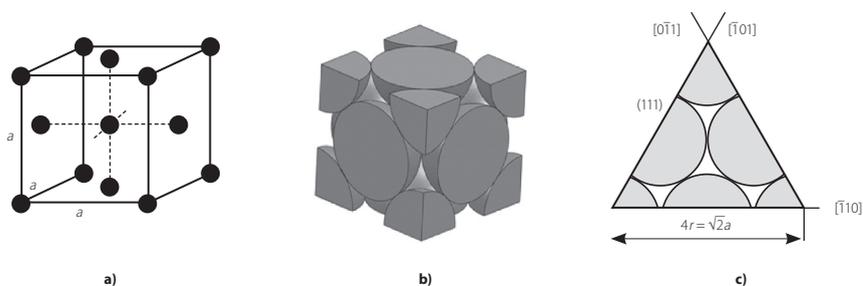


Figura 1.31. Estrutura cúbica de faces centradas (CFC). Representação dos átomos **a)**, representação dos átomos contidos numa célula unitária à escala **b)** e representação do plano de máxima compacidade atômica (111) e das direções de máxima compacidade $[011]$, $[101]$ e $[110]$ **c)**.

1.6.2.3. Estrutura hexagonal compacta (HC)

A estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) apresenta um átomo em cada vértice do prisma hexagonal, um átomo no centro dos hexágonos e três átomos no centro da célula, Figura 1.32.a. A malha é definida por dois parâmetros: o lado a do hexágono e a altura c do célula. A célula unitária tem 6 átomos, como mostrado na Figura 1.32.b (3 no interior mais 1/2 em cada base mais 1/6 em cada vértice). Os planos e as direções densas são do mesmo tipo que no sistema CFC, Figura 1.32.c. O número de coordenação é igual a 12 (compacidade máxima) e é igual à CFC.

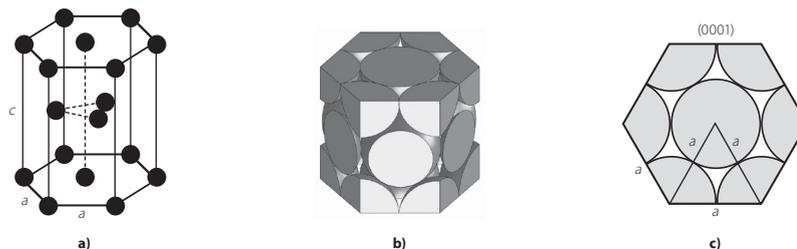


Figura 1.32. Estrutura hexagonal compacta (HC). Representação dos átomos **a)**, representação dos átomos contidos numa célula unitária à escala **b)** e representação do plano de máxima compacidade atômica (0001) **c)**.

1.6.2.4. Comparação das estruturas CFC e HC

Os planos densos das estruturas CFC e HC são idênticos sendo as estruturas CFC e HC aquelas que apresentam as compacidades máximas. Na Figura 1.33. podemos observar que para a estrutura HC o empilhamento do primeiro plano encontra-se alinhado com o terceiro plano, ou seja o empilhamento de planos corresponde a uma sequência ABABABA etc. Para o CFC, o primeiro plano está desalinhado com o segundo e o terceiro plano, ou seja, o empilhamento de planos corresponde a uma sequência ABCABCABCA.

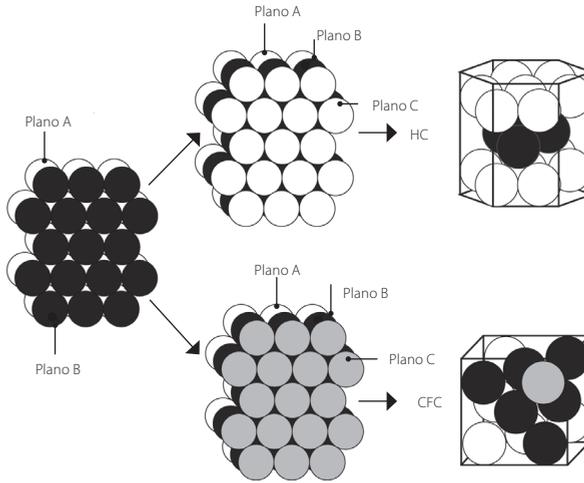


Figura 1.33. Comparação do empilhamento das estruturas cristalinas HC e CFC.

1.6.3. Factores de ocupação atômico, planar e linear

O fator de ocupação atômico (FOA) é dado pela Equação 1.6:

$$\text{FOA} = \frac{\text{volume ocupado pelos átomos}}{\text{volume da célula}} \quad (1.6)$$

O volume da célula da CFC é definido por um cubo, sendo igual a a^3 (onde a é o parâmetro de malha da célula). O volume ocupado pelos átomos é igual ao número de átomos contidos na célula unitária multiplicado pelo volume de um átomo. O número de átomos por célula na estrutura CFC é de 4. O volume de um átomo é $\frac{4}{3} \pi r^3$ (por aproximação considera-se que um átomo é uma esfera). Na célula CFC, os átomos tocam-se segundo a família de direções $\langle 110 \rangle$, Figura 1.32.c, e o raio atômico r em função do parâmetro de malha a é $r = \frac{\sqrt{2}a}{4}$.

$$\text{FOA} = \frac{4 \times \frac{4}{3} \pi r^3}{a^3} = \frac{4 \times \frac{4}{3} \pi \left(\frac{\sqrt{2}a}{4}\right)^3}{a^3} = 0,74$$

O FOA para a CFC é de 74%, sendo este o volume da célula que está ocupado por átomos. A estrutura HC tem o mesmo FOA, uma vez que também corresponde a uma estrutura com o mesmo número de coordenação, exibindo ambas as estruturas a compacidade máxima.

Para a célula CCC, o número de átomos por célula é 2 átomos. Os átomos tocam-se segundo a família de direções $\langle 111 \rangle$, Figura 1.31.c, e o raio atômico r em função do parâmetro de malha a é $r = \frac{\sqrt{3}a}{4}$.

$$FOA = \frac{2 \times \frac{4}{3} \pi r^3}{a^3} = \frac{2 \times \frac{4}{3} \pi \left(\frac{\sqrt{3}a}{4}\right)^3}{a^3} = 0,68$$

O FOA para a CCC é de 68%, o que mostra que a célula CCC é menos compacta que as estruturas CFC e HC.

Com o fator de ocupação planar (FOP) é possível avaliar a ocupação num plano específico. O FOP, Equação 1.7, é obtido pelo quociente entre a área ocupada pelos átomos (número de átomos equivalentes cujo centro é intersectado pelo plano selecionados, multiplicado pela área de um átomo) e a área de referência do plano selecionado.

$$FOP = \frac{\text{área ocupada pelos átomos}}{\text{área da célula}} \quad (1.7)$$

Para a família de plano $\{010\}$ temos:

- Na célula CFC, Figura 1.32., o parâmetro de malha a é $r = \frac{\sqrt{2}a}{4}$ e o FOP é obtido do seguinte modo:

$$FOP_{\{010\}} = \frac{2 \times \pi r^2}{a^2} = \frac{2 \times \pi \left(\frac{\sqrt{2}a}{4}\right)^2}{a^2} = 0,79$$

- Na célula CCC, Figura 1.31., o parâmetro de malha a é $r = \frac{\sqrt{3}a}{4}$ e o FOP é obtido do seguinte modo:

$$FOP_{\{010\}} = \frac{\pi r^2}{a^2} = \frac{2 \times \pi \left(\frac{\sqrt{3}a}{4}\right)^2}{a^2} = 0,59$$

Na Figura 1.34. podemos ver uma ilustração do FOP para a família de planos $\{010\}$, onde é evidente que o FOP é superior para a estrutura CFC (como verificado analiticamente).

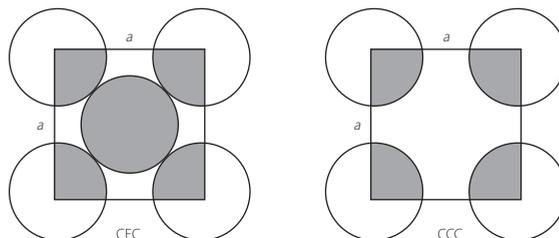


Figura 1.34. Os planos da família $\{010\}$ para as estruturas CFC e CCC.

O fator de ocupação linear (FOL), Equação 1.8, é um conceito semelhante aos anteriores mas é unidimensional, sendo determinado para uma direção em particular. Pode ser calculado analiticamente através do quociente entre o comprimento ocupado pelos átomos

(número de átomos equivalentes cujo centro é intersectado pelo comprimento selecionados vezes o comprimento de um átomo) e o comprimento da direção selecionada.

$$FOL = \frac{\text{comprimento ocupado pelos átomos}}{\text{comprimento selecionado}} \quad (1.8)$$

Com este parâmetro é possível obter a fração de comprimento ocupado por átomos. Por exemplo, para a direção $\langle 110 \rangle$, o FOL é igual a 1 na estrutura CFC (os átomos tocam-se ao longo desta direção).

1.6.4. Distâncias interplanar e interatômica

A distância interplanar d para um sistema cúbico pode ser determinada analiticamente com recurso à Equação 1.9.

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (1.9)$$

Onde a é o parâmetro de malha e h, k, l são os inversos das interceções com os eixos do primeiro plano que não passa pela origem, que podem não corresponder aos índices de Miller do plano em análise.

Para melhor compreendermos, iremos considerar o plano (100) na estrutura CFC. Se usarmos os com os índices de Miller (100) na Equação 1.9, a distância interplanar é a . Mas em particular para a estrutura e para este plano (100) existem planos cristalograficamente equivalentes (planos com a mesma densidade atômica planar ou FOP) que é o (200), como podemos ver na Figura 1.35. Usando os inversos das interceções com os eixos do plano (200), obtém-se a distância correta de $a/2$.

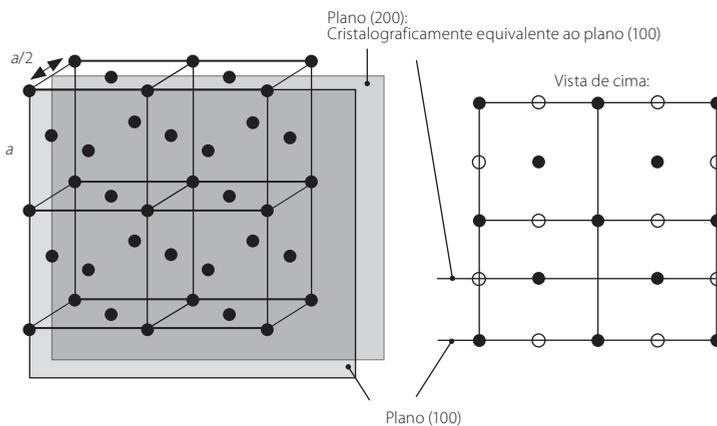


Figura 1.35. Distância interplanar (100) na CFC.

A distância interplanar é um parâmetro importante para compreender os mecanismos de deformação plástica.

1.6.5. Estrutura cristalina dos materiais cerâmicos

A maior parte dos metais apresentam uma estrutura cristalina do tipo CCC, CFC ou HC. No entanto, os cerâmicos exibem uma variedade maior de estruturas. Os cerâmicos iônicos podem ter dois tipos de ligação química, dois átomos que podem ou não estar num rácio de 1:1, do tipo 'AB' e 'AB₂'. A maior parte dos cerâmicos iônicos são do tipo 'AB'. Um exemplo de um cerâmico iônico do tipo 'AB' é o cloreto de sódio, mas conhecido como sal de cozinha, NaCl, conforme ilustrado na Figura 1.36.a. Para o tipo 'AB₂' um exemplo é o dióxido de zircónio, ou zircónia, ZrO₂, como mostrado na Figura 1.36.b., onde a estrutura é mais complexa. Os cerâmicos iônicos podem ser considerados estruturas cristalinas CFC com dois tipos de vazios intersticiais, Figura 1.37.: os vazios octaédricos (de maior dimensão) e os vazios tetraédricos (de menor dimensão). Para o NaCl, a estrutura cristalina pode ser considerada uma CFC com os iões de Na nos vazios octaédricos e para o ZrO₂ a estrutura cristalina também pode ser considerada uma CFC com os iões de O nos vazios tetraédricos.

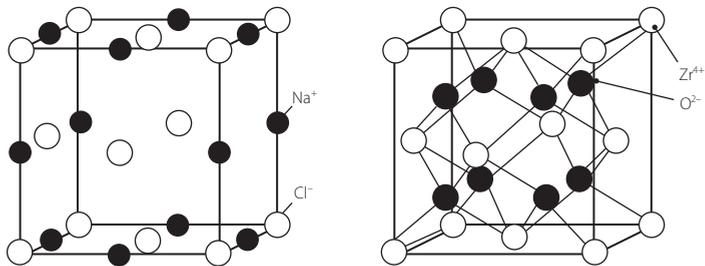


Figura 1.36. Cerâmicos iônicos. Sal de cozinha, NaCl **a)** e Zircónia, ZrO₂ **b)**.

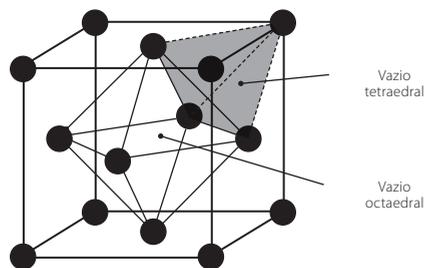


Figura 1.37. Vazios octaédricos e tetraédricos numa célula CFC.

1.6.6. Arranjo atômico nos polímeros

Conforme referido anteriormente, os polímeros são uma das famílias de materiais que, embora apresentem desempenho mecânico mais modesto que os metais, apresentam muito baixo peso e custo e são extremamente fáceis de conformar. Como tal, podem ser encontrados em aplicações exigentes, como por exemplo em componentes de motores (de filtros, capas de proteção, correias, elementos de vedação, etc.). A estrutura dos polímeros é mais complexa do que a dos metais, e é essa mesma elevada complexidade que leva a que existam polímeros com propriedades mecânicas muito distintas. Os polímeros são constituídos por longas moléculas formadas por cadeias que se repetem um grande número de monómeros ligados por ligações covalentes. Estes materiais são compostos por elementos leves (como o carbono, hidrogénio, azoto, oxigénio, fluor e silício). Tipicamente, a coluna da cadeia é formada por átomos de carbono, mas alguns polímeros podem ser formados por uma cadeia de silício como é o caso dos silicones.

Um dos polímeros mais típico é o polietileno (PE), material que se consegue encontrar em inúmeras aplicações que usamos no nosso dia-a-dia como em sacos para embalagem de alimentos. O PE é obtido pela polimerização do etileno, um processo que se pode observar na Figura 1.38. A ligação covalente dupla no etileno é quebrada e, por conseguinte, é formado um monómero que se repete n vezes, onde cada átomo de carbono tem 3 ligações covalentes. Os monómeros ligam-se a outro monómero adjacente para que o carbono possa ficar com quatro ligações covalentes. Outros dois polímeros bastante usados são o polipropileno (PP) e o policloreto de vinilo (PVC), cujas cadeias se representam na Figura 1.39. O grau de polimerização, definido por n , varia tipicamente de 10^3 a 10^4 . As propriedades dos polímeros variam em função do grau de polimerização.

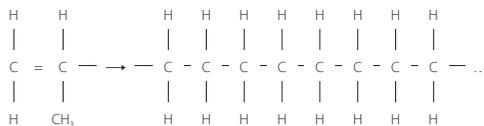


Figura 1.38. Polimerização do polietileno (PE).

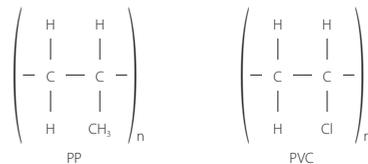


Figura 1.39. Polimerização do polipropileno (PP) e do cloreto de vinilo (PVC).

A maioria dos polímeros tem cadeias dispostas de forma aleatória, formando uma estrutura amorfa, conforme ilustrado na Figura 1.40.a. Em alternativa, alguns polímeros podem cristalizar parcialmente, onde as cadeias apresentam conformação regular repetitiva em zig-zag plano ou em hélice de modo ordenado e compacto. É definida como sendo uma malha cristalina que se repete de modo periódico no espaço. As formas cristalinas que

os polímeros podem apresentar é sob a forma de micela franjada e dendrites. Contudo, a forma mas frequentemente encontrada é a lamela com a forma de um paralelepípedo, pois consiste num empilhamento sucessivo com segmentos de cadeia dobrados sobre si próprio, como se pode observar na Figura 1.40. Com o aumento do grau de cristalização a densidade e módulo de Young aumentam.

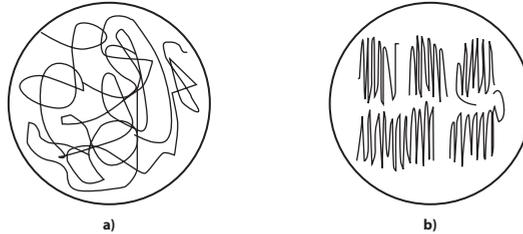
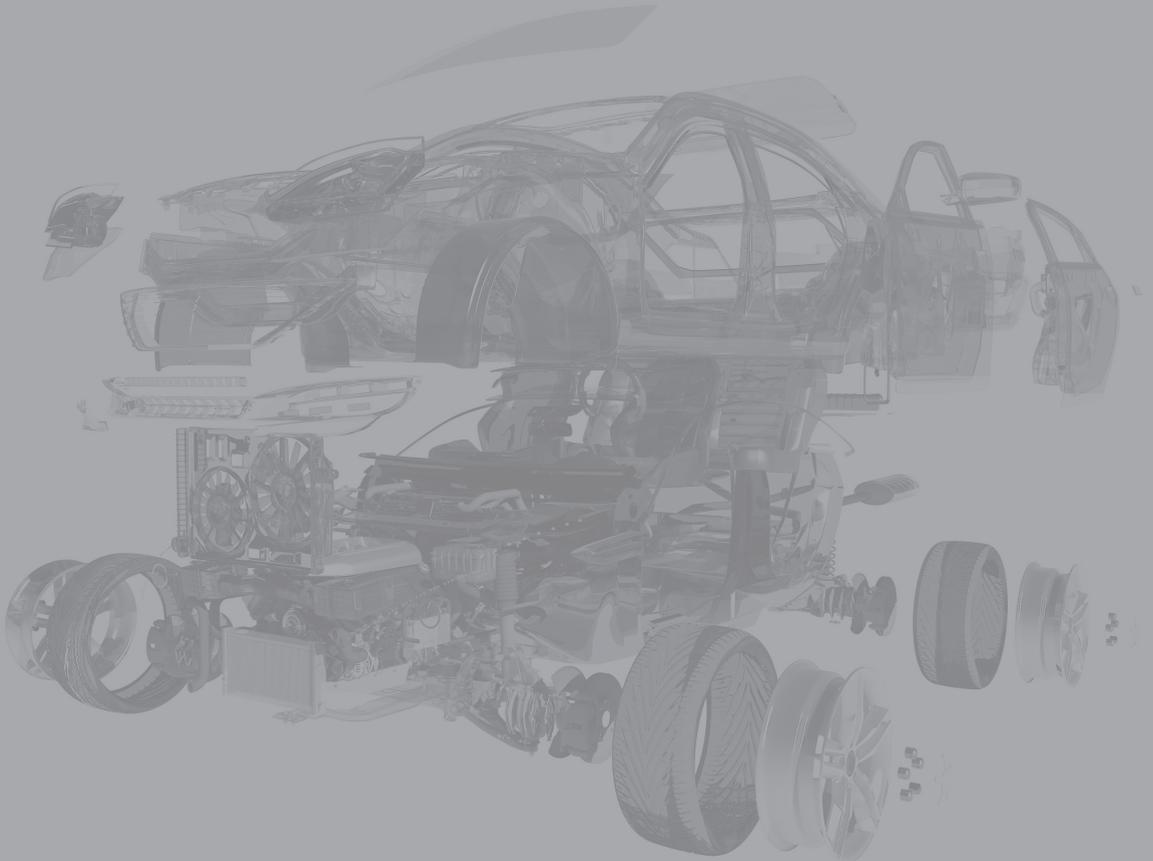


Figura 1.40. Alguns exemplos de estrutura física: amorfo isotrópico **a)** e semi-cristal **b)**.

Os polímeros são agrupados em três grandes grupos: os termoplásticos, termoendurecíveis e os elastômeros. Os termoplásticos apresentam longas cadeias com ramificações ocasionais, podem ser amorfos ou semi-cristalinos e podem ser refundidos. O polietileno é um exemplo de um clássico polímero termoplástico, tendo relativamente baixa rigidez e tensão limite elástica. Os termoendurecíveis apresentam uma rede tridimensional (3D) e têm muitas ligações covalentes entre as cadeias. Uma vez que os polímeros termoendurecíveis apresentam esta rígida e forte estrutura macromolecular em rede 3D, não podem ser fundidos. Uma vez aquecido o polímero degrada-se. Um exemplo de um importante polímero termoendurecível é a resina epóxida, muito resistente e rígida, embora frágil. Finalmente, os elastômeros apresentam longas cadeias com ligações covalentes ocasionais, não podem ser refundidos. Um exemplo deste tipo de polímero é a borracha, um material com uma excepcional flexibilidade.

2. DIAGRAMAS DE FASES

2.1.	Introdução	49
2.2.	Difusão	49
2.3.	Transformações de fase	52
2.4.	Diagramas de fases	54
2.5.	Microestrutura	57
2.6.	Relação de Gibbs	58
2.8.	Reação eutética	62
2.9.	Diagrama de fases e diagrama de constituintes	67
2.10.	Transformações de fase congruentes	68
2.11.	Análise térmica simples	69



2.

DIAGRAMAS DE FASES

2.1. INTRODUÇÃO

Os diagramas de fases são ferramentas essenciais para definir qual a constituição de uma dada liga metálica. Ao permitir identificar as diferentes fases presentes no material em função da temperatura, o uso de diagramas de fase torna possível a definição de diversos tratamentos térmicos para ligas metálicas. Estes tratamentos irão alterar a sua microestrutura e as fases presentes, conferindo ao material diferentes propriedades mecânicas, as quais podem ser ajustadas de acordo com a aplicação pretendida. Para melhor compreender os diagramas de fases e poder utilizá-los de forma eficaz, é fundamental primeiro compreender os processos de difusão que podem ocorrer em ligas e as respetivas transformações de fase. O principal objetivo do estudo dos diagramas de fases é, então, conhecer a microestrutura do material e conseguir prever as propriedades mecânicas que apresenta.

2.2. DIFUSÃO

A difusão é o processo de migração de átomos da rede cristalina. Consideremos o exemplo de dois blocos de ferro e carbono em contacto direto. Quando este conjunto de materiais é elevado a uma temperatura de 1000°C durante algum tempo, os dois blocos ficarão intimamente ligados através de um processo de soldadura. Na Figura 2.1. encontra-se ilustrado este processo de ligação (soldadura) entre o ferro e o carbono. Num instante inicial, Figura 2.1.a, os dois blocos encontram-se em contacto sem troca de átomos. Na Figura 2.1.b, representativa de um período de tempo intermédio, existe uma variação da concentração de cada um dos elementos em função da distância x , onde os átomos de ferro se deslocam para a o bloco de carbono e os átomos de carbono para o bloco de ferro. Após este processo de difusão, considerando um intervalo de tempo suficientemente longo, os materiais ficam unidos (soldados), existindo uma partilha mútua permanente de átomos, Figura 2.1.c. O fenómeno de difusão tem aplicações muito importantes em diversos fenómenos, nomeadamente todas as mudanças de fase (à exceção da transformação martensítica, que ocorre sem difusão), os processos de homogeneização, tratamentos superficiais (como a cementação), no processo de sinterização de cerâmicos, entre outros.

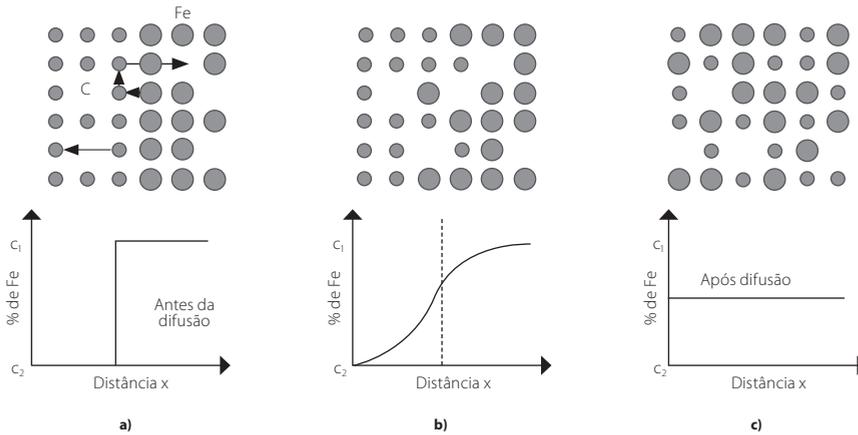


Figura 2.1. Difusão de ferro e carbono em função do tempo. $t = 0$ **a)**, $t > 0$ (tempo intermédio) **b)** e $t \rightarrow \infty$ **c).**

2.2.1. Lei de Fick

A lei de Fick representa um processo de difusão em que as espécies difusoras permanecem em solução sólida. Este processo é descrito pela Equação 2.1.

$$J_x = -D \frac{dC}{dx} \quad (2.1)$$

J_x define a quantidade de matéria que atravessa um plano perpendicular à direção x . D é o coeficiente de difusão, expresso em $m^2 \cdot s^{-1}$. C é a concentração e dC/dx é o gradiente local de concentração da substância difusora. Previsivelmente, os átomos difundem das regiões de concentração mais elevada para as regiões de concentração mais baixa, o que está também expresso na Lei de Fick. O processo de difusão pode ser uniforme (com gradientes de concentração independentes do tempo) ou não uniforme (com gradientes de concentração dependentes do tempo). Um exemplo comum de difusão uniforme, trata-se da difusão de átomos de um fluido através de uma placa de um dado material, em que o componente que se difunde se mantém constante em concentração e pressão em ambas as superfícies da placa, como a passagem de um gás por uma placa metálica. A difusão é não uniforme na maioria dos processos práticos, o que acontece quando há um esgotamento do componente que se encontra em difusão, como no processo de cementação.

2.2.2. Coeficiente de difusão

A lei de Arrhenius, expressa pela Equação 2.2, pode ser usada em diferentes processos, como a difusão, fluência, corrosão, entre outros. Através desta lei observa-se que a velocidade a que um processo ocorre (taxa de difusão, taxa de fluência, taxa de corrosão, etc.) aumenta exponencialmente com a temperatura.

$$D = -D_0 \left(\frac{-Q}{RT} \right) \quad (2.2)$$

Para ajudar na compreensão da Equação 2.2, chama-se a atenção para a Figura 2.2., que mostra como, para uma determinada quantidade de difusão, de fluência ou de corrosão, a taxa à qual esse fenômeno ocorre aumenta exponencialmente com a temperatura. Do mesmo modo, pode dizer-se que o tempo para uma determinada quantidade de difusão, fluência ou corrosão diminui exponencialmente com a temperatura.

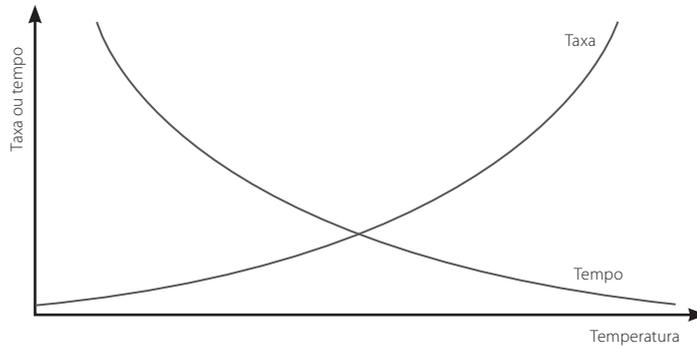


Figura 2.2. Variação da taxa e do tempo de um processo em função da temperatura.

2.2.3. Mecanismos de difusão

Os átomos podem movimentar-se devido à sua vibração térmica. Com o aumento da temperatura, existe um aumento da amplitude dessa mesma vibração térmica, o que explica a maior facilidade de difusão a temperaturas mais elevadas. Existem dois possíveis mecanismos de deslocamento para átomos. O primeiro destes mecanismos é o chamado mecanismo intersticial, aplicável a átomos de pequenas dimensões, como por exemplo H, O, C, N e B, Figura 2.3.a. O segundo destes mecanismos é a difusão por lacunas, válido para todos os outros, Figura 2.3.b. Neste segundo, com o aumento da temperatura aumenta também a concentração de lacunas no material. Na difusão por lacunas pode ocorrer o processo de autodifusão (os átomos de soluto difundem) ou de interdifusão (átomos de impurezas substitucionais difundem). Usualmente a difusão intersticial é mais rápida que a difusão por lacunas.

O processo de difusão diz-se em volume quando o mecanismo de deslocamento se dá por lacunas ou intersticialmente. Os mecanismos de difusão em volume são normalmente associados a deslocamento de sólidos cristalinos, mas também pode ocorrer em sólidos amorfos. Além destes mecanismos, existem outros aspetos que influenciam e permitem aumentar a velocidade de difusão, como por exemplo as deslocções e as juntas de grão, que são tratadas com maior detalhe nos Capítulos 3 e 4 sobre deformação plástica e mecanismos de endurecimento, respetivamente. Esta difusão nas juntas de grão influencia os processos de precipitação intergranular e corrosão sobre tensão, entre outros. Note-se, adicionalmente, a existência da difusão em superfície, que é ainda mais rápida, visto que os átomos estão menos ligados. Contudo, a contribuição da difusão nas juntas

de grão e em superfície no fenómeno global da difusão é pequena quando comparada com a contribuição da difusão em volume, visto que o número de átomos em questão é mais baixo.

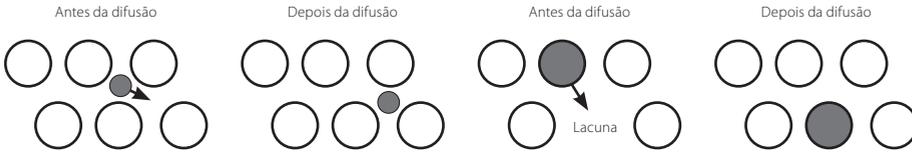


Figura 2.3. Mecanismos de difusão à escala atômica, difusão intersticial **a)** e difusão por lacunas **b)**.

2.3. TRANSFORMAÇÕES DE FASE

Uma clara compreensão dos processos de difusão é essencial para o estudo das transformações de fase, uma vez que a difusão intervém nas transformações da fase, incluindo os chamados processos de germinação e crescimento. A transformação aparece em numerosos pontos chamados germes que resultam de uma flutuação de composição da fase que origina a transformação, também chamada de fase 'mãe'. Esses germes podem formar-se de maneira homogénea ou heterogénea. A formação de maneira heterogénea é, no entanto, a mais predominante, uma vez que ocorre perto de defeitos no material, que são relativamente comuns. Na Figura 2.4. ilustra-se a transformação de um material, inicialmente no estado líquido, em que inicialmente apenas existem pequenos germes (núcleos). Com a diminuição da temperatura vai ocorrer o surgimento e crescimento de cristais. Eventualmente, um ponto de equilíbrio será atingido, originando uma estrutura de grãos bem definida, a chamada microestrutura do material.

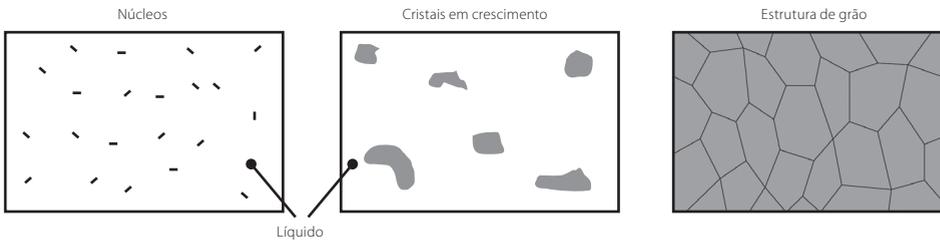


Figura 2.4. Exemplo de uma transformação do estado líquido no estado sólido.

A Figura 2.5. mostra a variação das taxas de crescimento \dot{c} , de germinação \dot{g} e transformação em função da temperatura. Note-se que as taxas de germinação e de transformação apresentam um máximo para uma dada temperatura, sendo esta temperatura dependente da composição do material. Para uma determinada temperatura, pode-se obter a taxa de transformação fazendo o produto das taxas \dot{g} e \dot{c} . Para elevadas temperaturas (próximas do ponto de equilíbrio da solidificação T_m) a transformação apresenta baixas taxas de germinação e elevadas taxas de crescimento. Neste caso existe um baixo número de germes, mas estes crescem muito rapidamente.

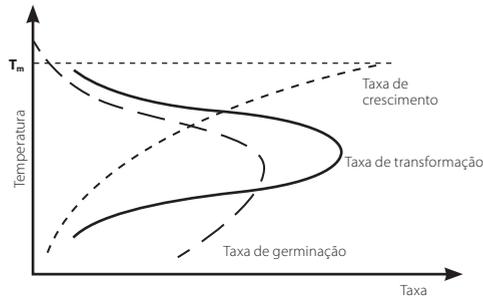


Figura 2.5. Taxas de transformação, germinação e crescimento em função da temperatura.

Este gráfico explica, por exemplo, a forma em C das curvas dos diagramas TTT (temperatura, tempo, transformação) dos aços, visto que a germinação ocorre mais rapidamente a temperaturas inferiores e o crescimento de grão ocorre mais rapidamente a temperaturas superiores. Geralmente, neste caso a representação é feita em função do tempo e não da taxa (sendo estas duas grandezas inversamente proporcionais), Figura 2.6. Este tópico será explorado com maior detalhe no Capítulo 8 sobre aços.

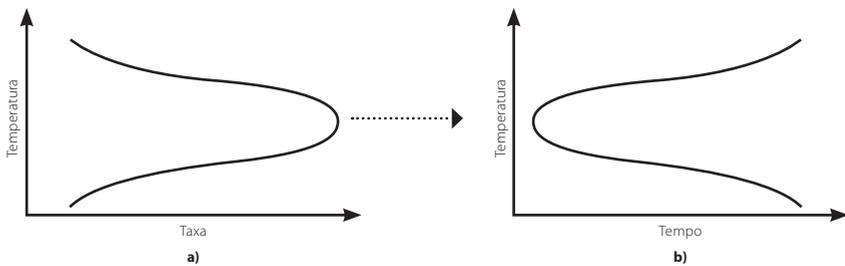


Figura 2.6. Taxa de transformação **a)** e tempo de transformação **b)**, ambos em função da temperatura.

A microestrutura (forma e tamanho dos grãos) de um material depende da taxa de transformação que, como visto acima, é fortemente dependente da temperatura. Mais concretamente, a temperatura de transformação afeta o tamanho das partículas transformadas. Por exemplo, para transformações a temperaturas próximas de T_m as microestruturas obtidas são grosseiras, com um tamanho de grão relativamente elevado. Para transformações a baixas temperaturas (em que a taxa de germinação é elevada e a taxa de crescimento é baixa) obtém-se estruturas finas com grãos pequenos.

Na Figura 2.7. podemos ver diferentes zonas (correspondentes a diferentes microestruturas) de solidificação num lingote de uma liga metálica. Cada uma destas zonas corresponde a diferentes condições térmicas às quais o material está sujeito. A zona I, junto à parede, é a zona em que o arrefecimento é muito intenso, conduzindo a uma germinação elevada e conseqüente cristalização muito fina. Após a solidificação da superfície, na zona II, o poder de germinação diminui. Contudo, a temperatura permanece elevada, obtendo-se uma cristalização basáltica (sob a forma de colunas). Na zona III, a solidificação ocorre a uma temperatura quase homogénea e a cristalização é equiaxial. Na indústria metalúrgica

é comum usar refinadores de grão para se obter lingotes com uma microestrutura fina e homogênea, sendo estes geralmente adicionados ao metal líquido antes do vazamento.

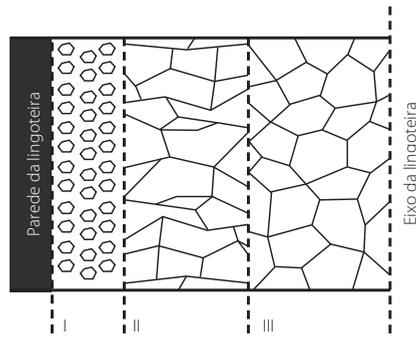


Figura 2.7. Diferentes zonas de solidificação num lingote.

Partindo deste princípio, em que com a variação da temperatura em ligas metálicas se conseguem obter transformações de fase, foram desenvolvidos os tratamentos térmicos. Estes tratamentos consistem no aquecimento da liga metálica a uma dada temperatura, seguido de um posterior arrefecimento, precisamente controlado. Ao efetuar estes tratamentos térmicos, conseguem obter-se determinadas microestruturas, as quais se traduzem num conjunto concreto de propriedades mecânicas. Numa liga metálica, as transformações de fase correspondem à passagem de uma fase para outra. Os diagramas de fases são ferramentas que permitem prever as fases bem como os domínios de uma dada liga que serão atravessados durante o processo de aquecimento e arrefecimento. É importante referir que cada liga metálica tem um respetivo diagrama de fases, composto de várias informações como as fases, composição das fases e frações mássicas. Note-se também que as transformações de fase não são instantâneas e ficam completas apenas após um dado período de tempo. Como tal, a principal limitação dos diagramas de fases é a ausência de indicação da duração deste período. Verifica-se também que para a obtenção de algumas estruturas de equilíbrio, a taxa de transformação deverá ser tão lenta que na prática raramente poderá ser obtida. Para muitas ligas, o estado de equilíbrio não corresponde ao estado mais desejado em termos de propriedades mecânicas, sendo este um estado metastável, correspondendo a um ponto intermédio entre o estado inicial e o estado de equilíbrio.

2.4. DIAGRAMAS DE FASES

2.4.1. Limite de solubilidade

O limite de solubilidade é definido como sendo a concentração máxima de átomos de soluto que podem ser dissolvidos na rede do solvente, formando uma solução sólida. Este limite é dependente dos compostos em estudo e da temperatura. Se forem adicionados átomos de soluto para além do limite de solubilidade, poderá surgir outra solução sólida ou um composto com uma composição diferente.

A Figura 2.8. ilustra o limite de solubilidade de duas substâncias (água, H_2O , e açúcar, $C_{12}H_{22}O_{11}$), disposto num gráfico que relaciona a temperatura em função da composição (em percentagem mássica). O teor em açúcar varia entre 0 % e 100 %, da esquerda para a direita, e o teor de água varia entre 0 % e 100 % em sentido contrário, sendo a soma da concentração de água e açúcar num dado ponto do eixo das abcissas sempre igual a 100%, visto que o sistema consiste apenas nestes dois componentes. O limite de solubilidade a uma dada temperatura, como foi visto, corresponde à composição máxima de açúcar que se consegue dissolver em água. Por exemplo, a 20°C este limite será de 65 %, enquanto a 100 °C será de 80 %. Ou seja, a 100°C a partir de uma concentração de 80 % de açúcar, há o aparecimento de açúcar não dissolvido, deste modo, o sistema deixa de consistir numa solução de água com açúcar e passa a consistir em duas fases distintas, a água com açúcar e o açúcar não dissolvido.

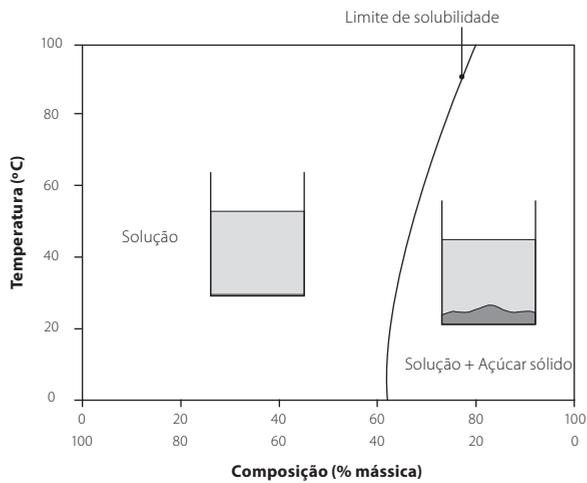


Figura 2.8. Diagrama de fases de água e açúcar.

2.4.2. Fases

Um material puro é um material que tem uma única fase, sendo que esta fase tem características físicas e químicas uniformes. O mesmo acontece com uma solução (sólida, líquida ou gasosa). Para materiais com mais do que uma fase, existe um limite, uma fronteira, que separa as fases. Este limite de fases corresponde a uma zona de rápida variação de propriedades físicas e químicas. A título de exemplo, se um sistema consiste em água e gelo, apresenta duas fases com a mesma composição química, mas com diferenças físicas, sendo uma fase sólida e outra líquida. A maior parte dos materiais de engenharia são constituídos por várias fases como é o caso das ligas metálicas, cerâmicos, polímeros e compósitos. Muito habitualmente, a combinação das diferentes fases permite obter propriedades mecânicas mais atrativas do que as dos materiais individualmente constituídos por essas mesmas fases. As ligas metálicas são o exemplo mais clássico das vantagens trazidas pela combinação de fase. Estas ligas podem ter dois ou mais componentes, sendo estes os

elementos químicos que compõem a liga. Nas ligas metálicas existem dois tipos de fases associados ao estado sólido: as soluções sólidas e os compostos definidos.

2.4.2.1. Soluções sólidas

Dentro das soluções sólidas podem ser identificados dois diferentes tipos: as soluções sólidas intersticiais e as soluções sólidas substitucionais. Nas soluções sólidas intersticiais ou de inserção, os átomos do soluto ocupam os interstícios da estrutura, Figura 2.9. Estas soluções são típicas de átomos de pequenos diâmetros, como por exemplo C, H, O, N, B. No caso dos elementos metálicos não é possível que surjam soluções sólidas intersticiais porque os seus diâmetros atômicos não diferem significativamente entre si.

Nas soluções sólidas substitucionais, os átomos entram na rede substituindo outros átomos. Na Figura 2.10. podemos ver um plano (100) da super-rede Au-Cu em que soluções sólidas de substituição ocorrem, este fenómeno verifica-se apenas para redes de simetria múltipla, como é o caso das estruturas CFC e HC. Para que seja possível obter uma solução sólida substitucional, os átomos devem ter diâmetros atômicos semelhantes, apresentar a mesma estrutura cristalina e ter uma baixa diferença de electronegatividade.

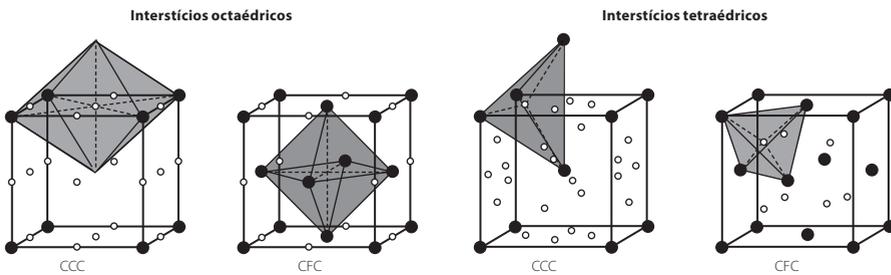


Figura 2.9. Interstícios nas estruturas CCC e CFC.

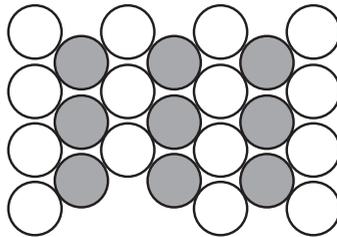


Figura 2.10. Plano (100) da super-rede Au-Cu.

2.4.2.2. Compostos definidos

Quando uma solução sólida atinge o limite de solubilidade, pode precipitar um composto de composição bem definida. O caso mais estudado é o da solução sólida intersticial de carbono no ferro, uma solução que apresenta uma solubilidade máxima a 723 °C de

0,03 %C e à temperatura ambiente de 0,006 %C. Para arrefecimentos desde 723 °C até à temperatura ambiente precipita-se um composto intersticial conhecido por cementite (a fórmula química é Fe_3C). A cementite é um carboneto de ferro e apresenta propriedades muito diferentes das do ferro.

2.5. MICROESTRUTURA

O comportamento mecânico dos materiais está diretamente relacionado com a sua microestrutura. Fazendo uso de um microscópio ótico ou eletrónico é possível observar a microestrutura de um dado material, Figura 2.11. Para a observação da microestrutura, deve selecionar-se uma porção do material, que deve ser submetido a operações de desbaste e polimento através de abrasivos cada vez mais finos, de modo a obter uma superfície espelhada, muito polida. Esta superfície polida, ao microscópio reflete a luz que nela incide, portanto, deve ainda ser sujeita a um ataque químico, por exemplo com nital, de modo a criar microrelevos que permitem distinguir as diferentes fases.

Na microestrutura das ligas metálicas é possível avaliar o número de fases existentes, as suas proporções relativas e a sua distribuição ou organização no material. A microestrutura de um material depende dos elementos de liga existentes, das suas concentrações e claro, do tratamento térmico aplicado. É importante lembrar que quando é aplicado um tratamento térmico a um material a microestrutura é dependente não só da temperatura e do tempo de tratamento, mas também da velocidade de arrefecimento.

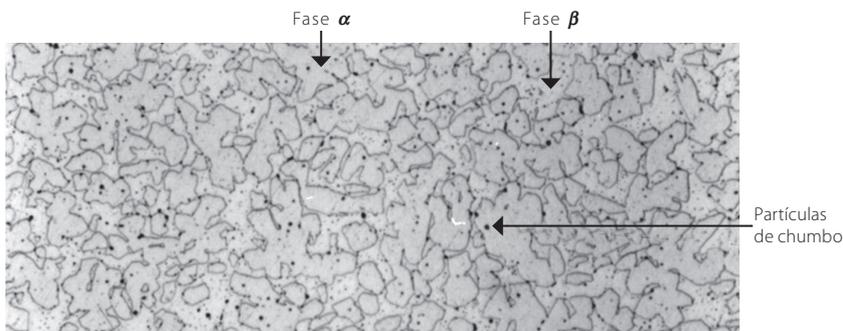


Figura 2.11. Exemplo de uma microestrutura de um latão $\alpha + \beta$ obtida por microscopia ótica.

Como supramencionado, os diagramas de fases são estabelecidos para velocidades de arrefecimento infinitamente lentas para que, em qualquer instante de tempo, as fases presentes se possam considerar quimicamente homogêneas, contudo, estas condições raramente são alcançadas, resultando em fenómenos de segregação. A homogeneização deve-se ao fenómeno de difusão. Porém, este fenómeno ocorre mais rapidamente em fase líquida do que em fase sólida. Por aproximação pode considerar-se a difusão perfeita em fase líquida e muito reduzida em fase sólida. Assim, pode considerar-se que as camadas que se depositam a partir do líquido não evoluem, apenas havendo equilíbrio

termodinâmico na interface entre as duas fases, ou seja, haverá segregação de elementos químicos, fazendo com que a fase sólida contenha camadas de diferentes composições químicas, variando gradualmente do centro do grão para a interface com o líquido. Em relação ao diagrama de equilíbrio, isto traduz-se na deslocação para a esquerda da linha *liquidus* para uma dada temperatura, visto que, a essa temperatura, o teor médio em soluto da fase sólida será inferior ao teor teórico. O tópico da velocidade de arrefecimento é discutido em maior detalhe no Capítulo 8 sobre aços.

2.6. RELAÇÃO DE GIBBS

A relação de Gibbs (ou regra das fases) pode ser usada para estudar e interpretar os diagramas de equilíbrio.

$$V = C + N - F \quad (2.3)$$

onde V é o número de graus de liberdade do sistema (ou seja, o número de variáveis que podem ser alteradas preservando o sistema as suas características no intervalo de variação, i.e, o número de variáveis que podem ser modificadas independentemente sem alterar o número de fases do sistema), C é o número de componentes e N é o número de variáveis não ligadas à composição e F é o número de fases. Geralmente, $N = 2$, sendo as variáveis a que se refere a pressão e temperatura. Deste modo, a Equação 2.3 pode ser reescrita como:

$$V = C + 2 - F \quad (2.4)$$

Os diagramas de fases com que se trabalha comumente em engenharia são estabelecidos a pressão constante. Assim, a relação de Gibbs pode ser simplesmente:

$$V = C + 1 - F \quad (2.5)$$

Tomando como exemplo uma liga binária, ou seja, com dois componentes, $C = 2$, a relação de Gibbs passa a: $V = 3 - F$.

2.7. REGRAS DE INTERPRETAÇÃO DOS DIAGRAMAS DE FASES BINÁRIOS

A composição química de um material é dada pelo teor (percentagem mássica) de cada elemento. No diagrama de fases a composição química é representada sobre o eixo das abcissas (representado por X) e a temperatura é representada sobre o eixo das ordenadas (representada por T). A composição química de uma liga A-B a estudar, é representada por uma linha traçada na vertical.

Numa liga podemos encontrar domínios monofásicos, bifásicos ou trifásicos.

- i) Para domínios monofásicos o sistema tem dois graus de liberdade ($V = 2$). T e X podem variar dentro dos limites do domínio sem alterar a natureza da fase. Neste caso diz-se que o equilíbrio é bivariante.
- ii) Para domínios bifásicos o sistema tem um grau de liberdade ($V = 1$). A uma temperatura T específica, a composição das duas fases presentes é bem definida e pode ser determinada. Neste caso diz-se que o equilíbrio é monovariante. Existem duas regras simples que são usadas para a determinar a composição química (regra da horizontal) e a fração mássica (regra da alavanca ou dos segmentos inversos das fases).

Na Figura 2.12. está representado um diagrama de fases genérico que será usado para compreender como aplicar a regra da horizontal ou da alavanca.

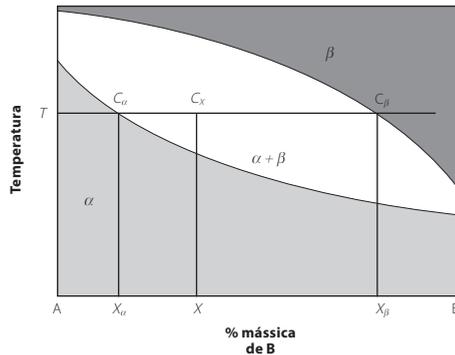


Figura 2.12. Exemplo de um diagrama de fases.

2.7.1. Regra da horizontal

A regra da horizontal é usada para realizar uma análise qualitativa, permitindo conhecer a natureza e a composição química das fases em equilíbrio a qualquer temperatura. Aplicando a regra da horizontal para uma temperatura T , Figura 2.12., para uma liga com a composição X sabemos que esta é composta por duas fases α e β , temos:

- α de teor x_{α} em B e $(100 - x_{\alpha})$ em A;
- β de teor x_{β} em B e $(100 - x_{\beta})$ em A.

Para uma liga X , a uma dada temperatura T , a composição será obtida com recurso à intersecção de uma horizontal com os limites do domínio bifásico (pontos C_{α} e C_{β}). A composição é então obtida nas abcissas (x_{α} e x_{β}).

2.7.2. Regra da alavanca (ou dos segmentos inversos)

A regra da alavanca é usada para realizar uma análise quantitativa, permitindo conhecer a fração mássica das fases em equilíbrio a qualquer temperatura. Aplicando a regra da alavanca

para uma temperatura T , Figura 2.12. e para uma liga com a composição X sabemos que esta é composta por duas fases α e β . As frações mássicas (M_α e M_β) são obtidas recorrendo à regra da alavanca. Para obter as massas de cada fase (m_α, m_β) deveremos considerar:

$$m_\alpha + m_\beta = m \implies M_\alpha + M_\beta = 1 \quad (2.6)$$

Se for feito um balanço em termos do componente B temos:

$$m_\alpha \frac{X_\alpha}{100} + m_\beta \frac{X_\beta}{100} = m \implies M_\alpha X_\alpha + M_\beta X_\beta = X \quad (2.7)$$

Combinadas as Equações (2.6) e (2.7) obtemos:

$$m_\alpha X_\alpha + (m - m_\alpha) X_\beta = mX \quad (2.8)$$

podendo ainda escrever:

$$m_\alpha (X_\alpha - X_\beta) = m(X - X_\beta) \quad (2.9)$$

logo obtemos:

$$M_\alpha = \frac{m_\alpha}{m} = \frac{X_\beta - X}{X_\beta - X_\alpha} = \frac{C_\beta C_X}{C_\beta C_\alpha} \quad (2.10)$$

De forma homóloga, para a outra fase temos:

$$M_\beta = \frac{m_\beta}{m} = \frac{X - X_\alpha}{X_\beta - X_\alpha} = \frac{C_X C_\alpha}{C_\beta C_\alpha} \quad (2.11)$$

As frações mássicas podem ser apresentadas em percentagem, bastando para isso multiplicar os valores obtidos por 100. Neste caso é comum usar a designação % α e % β .

De modo a clarificar a regra da alavanca considere-se o diagrama de equilíbrio Ni-Cu e, particularmente, uma liga com 50 % de Cu e 50 % de Ni a 1300 °C, Figura 2.13. Neste caso, em primeiro lugar, consegue definir-se que se está na presença de uma liga com $l + \alpha$. Recorrendo à regra da horizontal pode compreender-se que l tem 54 % de Cu e 46 % de Ni e α tem 36 % de Cu e 64 % de Ni.

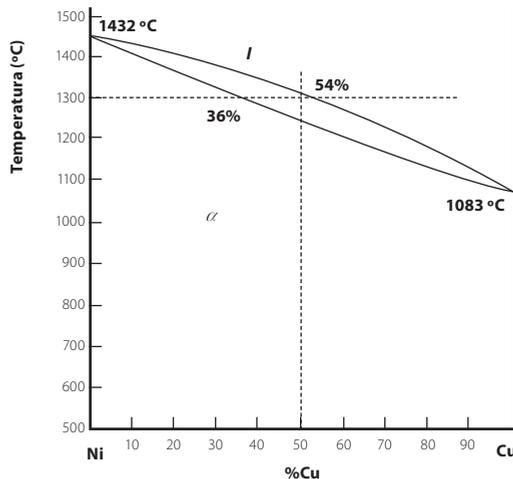


Figura 2.13. Diagrama de equilíbrio Ni-Cu com liga com 50% de Cu assinalada.

Recorrendo à regra da alavanca consegue determinar-se a quantidade de l e de fase α a esta temperatura, para esta concentração:

$$\% \alpha = \frac{54 - 50}{54 - 36} \times 100 = 22\%$$

$$\% l = \frac{50 - 36}{54 - 36} \times 100 = 78\%$$

2.7.3. Frações volúmicas

Para algumas ligas polifásicas, é por vezes mais conveniente determinar as frações volúmicas em vez das frações mássicas, uma vez que estas podem ser diretamente determinadas a partir de uma análise ótica da microestrutura. O objetivo final neste caso será estimar as propriedades mecânicas de uma dada liga a partir das frações volúmicas observadas para as diferentes fases. Considerando uma liga com as fases α e β , a fração volúmica da fase ($V_{i\alpha}$) pode ser definida por:

$$V_{i\alpha} = \frac{V_{\alpha}}{V_{\alpha} + V_{\beta}} \quad (2.12)$$

onde V_{α} e V_{β} são os volumes das fases α e β , respetivamente. Também para a fração volúmica da fase se verifica que $V_{i\alpha} + V_{i\beta} = 1$. Como seria expectável, as frações mássicas relacionam-se com as frações volúmicas através da densidade ρ :

$$V_{i\alpha} = \frac{\frac{M_{\alpha}}{\rho_{\alpha}}}{\frac{M_{\alpha}}{\rho_{\alpha}} + \frac{M_{\beta}}{\rho_{\beta}}} \quad (2.13)$$

De modo homólogo podemos converter frações volúmicas para frações mássicas:

$$M_{\alpha} = \frac{V_{i\alpha} \rho_{\alpha}}{V_{i\alpha} \rho_{\alpha} + V_{i\beta} \rho_{\beta}} \quad (2.14)$$

Para fases com densidades muito díspares, as frações mássicas e volúmicas são bastante diferentes entre si. Quando as fases apresentam densidades semelhantes, as frações mássicas e volúmicas são aproximadamente iguais e podem usadas de forma intercambiável.

2.7.4. Domínios trifásicos

Para domínios trifásicos o sistema não apresenta nenhum grau de liberdade ($V = 0$). A uma temperatura T específica, as composições das três fases de composição fixas encontram-se em equilíbrio. As fases φ_1 , φ_2 e φ_3 ; encontram-se em equilíbrio isotérmico:



Esta reação é dita isotérmica uma vez que ocorre a temperatura constante enquanto as três fases se encontram em equilíbrio. Na Figura 2.14. estão representadas as principais reações

isotérmicas possíveis. Encontram-se definidas as transformações eutéticas ou eutetóides, peritéticas ou peritetoídes, monotéticas ou monotetoídes. Pode ainda notar-se que:

- se na transformação existir uma fase líquida, o nome acaba em 'íca';
- se na transformação existirem apenas fases sólidas, o nome acaba em 'oide'.

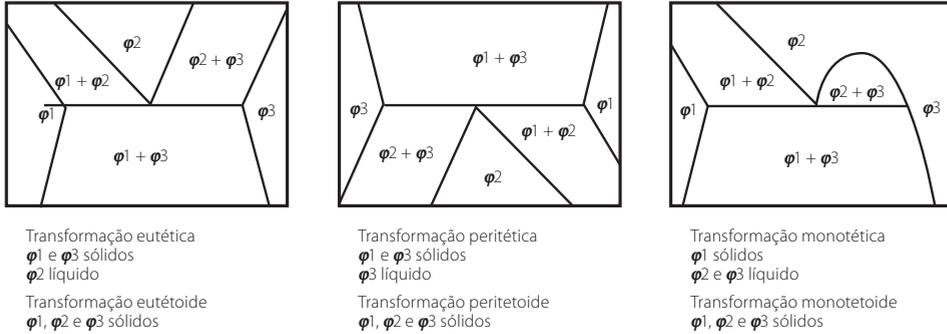


Figura 2.14. Diferentes tipos de transformações isotérmicas.

2.8. REAÇÃO EUTÉTICA

Das reações apresentadas na Figura 2.14. as transformações eutéticas e eutetóides são das transformações mais estudadas e estão presentes em muitos diagramas binários (Fe-C, Al-Si, Cu-Zn, Cu-Ag, etc.). Na Figura 2.15. está ilustrado um diagrama genérico com dois elementos A e B, que apresenta três domínios monofásicos: líquido l , solução sólida primária α de B em A e a solução sólida primária β de A em B. À temperatura T_E (temperatura eutética) todas as ligas tais que $x(C_1) \leq X \leq x(C_2)$ são trifásicas e constituídas pelas três fases α (C_1), l (E), β (C_2). A reação eutética é descrita por:

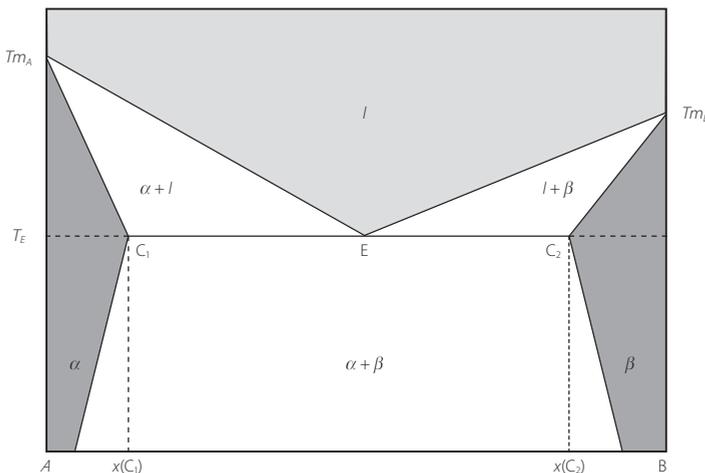
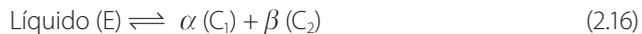


Figura 2.15. Diagrama de fases genérico com uma transformação eutética.

Nas subsecções seguintes serão estudadas em detalhe as transformações sofridas pelas ligas A-B desde o estado líquido, considerando um arrefecimento lento para que a transformação se mantenha em equilíbrio e que a homogeneidade química de cada uma das fases seja atingida em cada instante.

2.8.1. Ligas tais que $0 \leq X \leq x(C_1)$

Estas ligas não passam pela transformação eutética. Na Figura 2.16. está ilustrado um diagrama de fases genérico para ligas tais que $0 \leq X \leq x(C_1)$, bem como as transformações nas microestruturas no arrefecimento desde o estado líquido.

No arrefecimento de uma liga X surge uma nova fase para as temperaturas imediatamente abaixo de T_i e de T_s , ocorrendo por via de processos de germinação e crescimento. No entanto, estes processos (de germinação e crescimento) dependem das condições de arrefecimento e como referido acima não são representados no diagrama de fases. Consequentemente, também o tamanho dos grãos da solução sólida α não poderá ser previsto com recurso a um diagrama de fases.

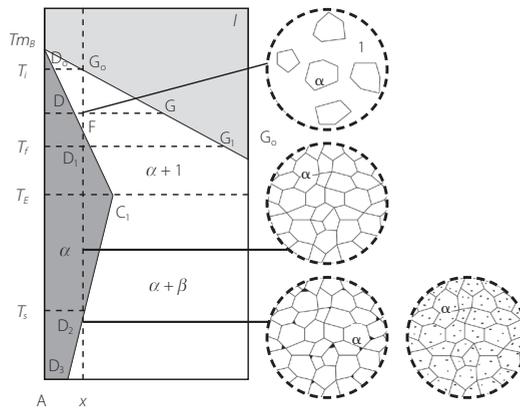


Figura 2.16. Diagrama de fases e microestruturas genéricas com transformação eutética para ligas em que $0 \leq x \leq x(C_1)$.

Analisando a Figura 2.16., pode concluir-se que à temperatura T_i começam a solidificar os primeiros cristais, de α com composição $x(D_0)$. Continuando o arrefecimento, o ponto F é atingido. Neste ponto a composição de α é $x(D)$ e a composição de l é $x(G)$. Pela regra da alavanca, consegue determinar-se a proporção entre α e l neste ponto:

$$\% \alpha = \frac{FG}{DG} \times 100 \quad (2.17)$$

$$\% l = \frac{DF}{DG} \times 100$$

Continuando o arrefecimento, o ponto D_1 é atingido. Neste ponto todo o líquido foi transformado em α e a composição desta fase é X até atingir o ponto D_2 , em que a fase β

começa a precipitar. À temperatura ambiente, e assumindo que a solubilidade máxima de A em B é indicada por um dado ponto J,

$$\% \alpha = \frac{HJ}{D_3J} \times 100 \quad (2.18)$$

$$\% \beta = \frac{D_3H}{D_3J} \times 100$$

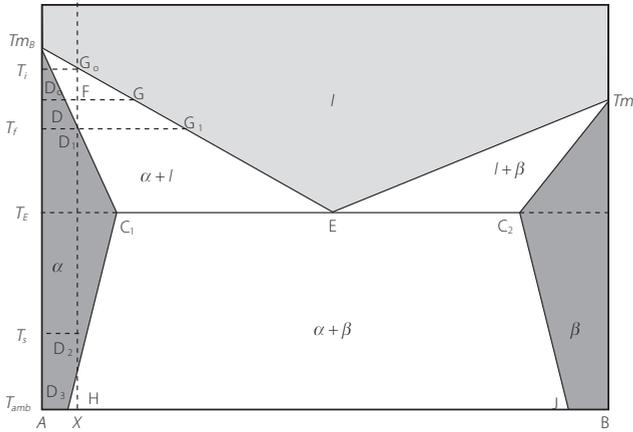


Figura 2.17. Diagrama de equilíbrio A-B com transformação eutética para determinação das fases à temperatura ambiente.

2.8.2. Ligas tais que $x(C_1) < X < x(C_2)$

Estas ligas passam pela transformação eutética e são afetadas por esta.

Liga coincidentes com o ponto eutético ($X = x(E)$)

Para ligas cuja composição corresponde ao ponto eutético, denominada por liga eutética, pode ser afirmado que estas são as ligas que permanecem no estado líquido até à mais baixa temperatura possível. Na Figura 2.18. encontra-se ilustrado um processo de arrefecimento de uma liga eutética:

- $T > T_E$: a liga encontra-se no estado líquido de composição E.
- $T = T_E$: ocorre o aparecimento de duas novas fases (α e β) por germinação a partir de uma fase no estado líquido regido pela relação:

$$\text{Líquido (E)} \rightleftharpoons \alpha(C_1) + \beta(C_2) \quad (2.19)$$

- $T = T_E - \Delta T$ (temperatura ligeiramente inferior a T_E): após a transformação a liga é agora formada por duas fases α e β , com as seguintes proporções:

$$\% \alpha = \frac{EC_2}{C_1C_2} \times 100 \quad (2.20)$$

$$\% \beta = \frac{C_1E}{C_1C_2} \times 100$$

As fases α e β aparecem sob a forma de agregados muito finos, sendo que as duas estru-

turas micrográficas mais frequentemente encontradas são a estrutura lamelar e a estrutura globular, Figura 2.18.

- $T < T_E$: abaixo da temperatura eutética, a composição e a quantidade das duas fases (α e β) da liga pode ser avaliada segundo a regra da horizontal e da alavanca.

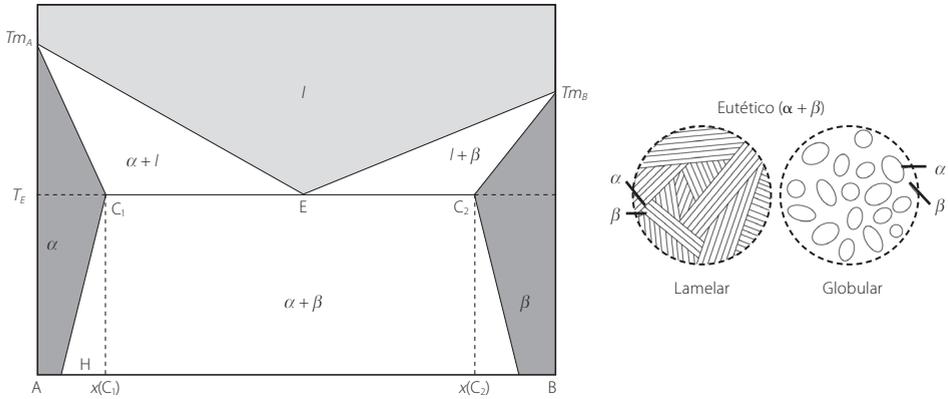


Figura 2.18. Diagrama de fases e microestruturas genéricas com transformação eutética para uma liga eutética ($X = x(E)$).

Ligas tais que $x(C_1) < X < x(E)$

As ligas tais que $x(C_1) < X < x(E)$ são chamadas de hipoeutéticas. Na Figura 2.19, está representado um processo de arrefecimento e as respetivas microestruturas de uma liga hipoeutética. Para que seja possível avaliar a influência da transformação eutética, consideremos:

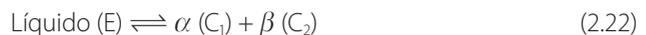
- $T = T_E + \Delta T$ (temperatura ligeiramente superior a T_E): a liga é constituída por cristais de solução sólida α de composição química (C_1) e de líquido eutético de composição (E) nas proporções mássicas seguintes:

$$\% \alpha = \frac{XE}{C_1E} \times 100 \quad (2.21)$$

$$\% l = \frac{C_1X}{C_1E} \times 100$$

Esta liga é bifásica e os grãos da fase α (C_1) que são formados antes da transformação eutética são designados por proeutéticos.

- $T = T_E$: após o germinação e crescimento da solução sólida proeutética, esta não sofre nenhuma transformação. Apenas o líquido eutético sofre uma transformação isotérmica regida pela seguinte transformação:



Esta transformação eutética tem um comportamento idêntico ao que ocorre para a liga eutética, sendo que a principal diferença é que para estas ligas (ligas hipoeutéticas) a transformação eutética apenas afeta uma parte da liga.

- $T = T_E - \Delta T$ (temperatura ligeiramente inferior a T_E): a liga é constituída por cristais de solução sólida α de composição química (C_1) e por cristais de solução sólida β de composição química (C_2), distribuídos pelas seguintes frações mássicas:

$$\% \alpha = \frac{XC_2}{C_1C_2} \times 100 \quad (2.23)$$

$$\% \beta = \frac{C_1X}{C_1C_2} \times 100$$

A uma temperatura ligeiramente inferior a T_E a liga é bifásica. Note-se que para esta temperatura não é de todo possível aplicar a regra dos segmentos inversos ao domínio $\alpha + \beta$ porque não é possível fazer a distinção entre a fase α proeutética e a fase α eutética, que são fases distintas. De acordo com a realidade física, para a temperatura $T_E - \Delta T$, a liga é composta por dois constituintes:

$$\% \alpha_p = \frac{XE}{C_1E} \times 100 \quad (2.24)$$

o constituinte α proeutético

$$\% \text{Eut} = \frac{C_1X}{C_1E} \times 100 \quad (2.25)$$

o constituinte eutético

Conforme esperado, a soma das massas de a proeutético e eutético será igual à massa total determinada anteriormente (a uma temperatura $T = T_E + \Delta T$). Na Figura 2.19. estão ilustradas as microestruturas para as temperaturas $T = T_E + \Delta T$ e $T = T_E - \Delta T$, sendo notório que é essencial a existência de separação entre constituinte proeutético e constituinte eutético.

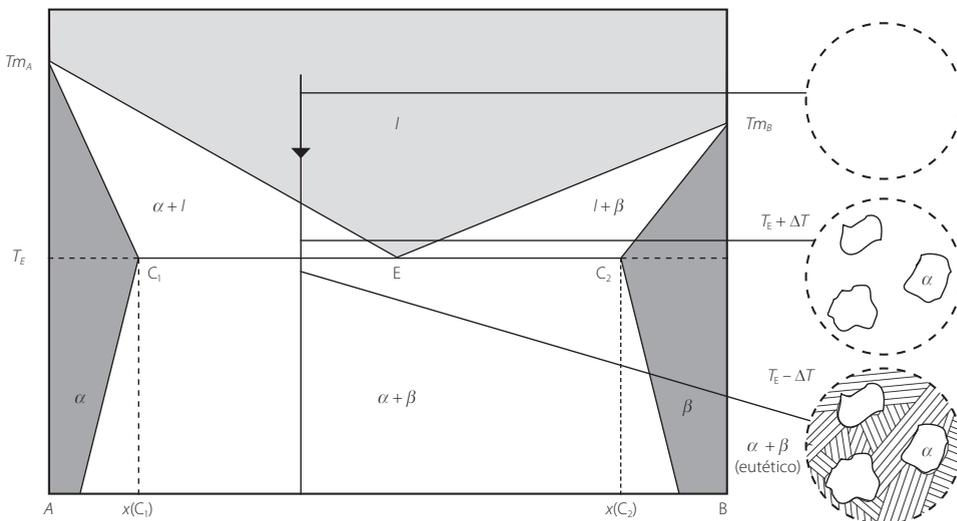


Figura 2.19. Diagrama de fases e microestruturas genérico com transformação eutética para ligas hipoeutéticas $x(C_1) < X < x(E)$.

Ligas tais que $x(E) < X < x(C_2)$

As ligas tais que $x(E) < X < x(C_2)$ são chamadas de hipereutéticas. A análise para estas ligas é homologa àquele que foi realizada para as ligas hipoeutéticas, sendo a fase proeutética sendo desta vez $\beta(C_2)$, à temperatura T_E .

As transformações eutetoides ocorrem entre fases sólidas e a sua análise pode ser feita de forma homóloga à realizada para transformações eutéticas. Um dos exemplos mais importantes, e também mais estudados, é o caso das ligas ferro-carbono, Figura 2.20. Neste caso, a transformação eutetoide perlítica é definida pela transformação seguinte:

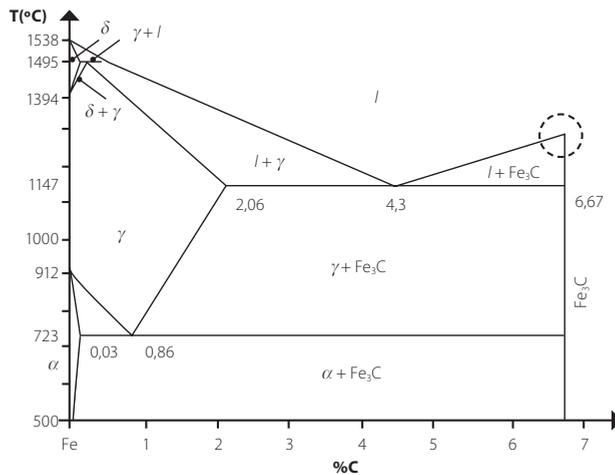


Figura 2.20. Diagrama de equilíbrio metaestável ferro-carbono.

2.9. DIAGRAMA DE FASES E DIAGRAMA DE CONSTITUINTES

As microestruturas das reações com transformações eutéticas são melhor descritas com a definição de constituintes. Uma vez que as propriedades mecânicas dos materiais dependem da sua microestrutura, e o uso de constituintes permite uma melhor descrição da microestrutura, o uso de constituintes é fundamental para uma melhor compreensão das transformações e a consequente previsão das propriedades mecânicas do material. A Figura 2.21. ilustra dois diagramas de equilíbrio genéricos para as fases e para os constituintes, permitindo avaliar as diferenças entre eles. Os constituintes são formados à temperatura eutética e mantêm a sua composição e fração mássica constantes até a temperatura ambiente ser atingida.

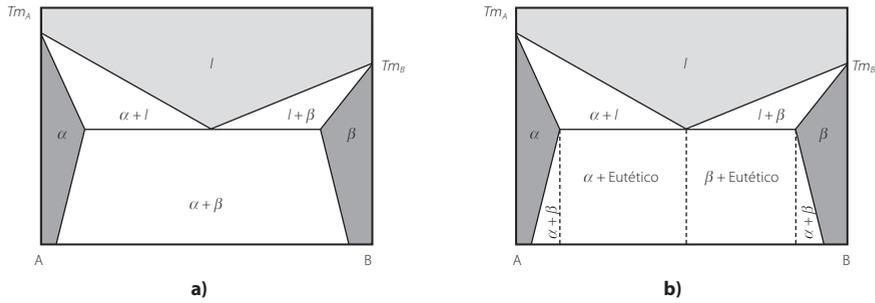


Figura 2.21. Diagrama de fases **a)** e de constituintes **b)** genérico com transformação eutética.

A equação da regra da alavanca é função linear e, deste modo, a evolução da fases ou constituintes com a composição da liga também o é. Na Figura 2.22. está representada a fração mássica de eutético em função da composição da liga X.

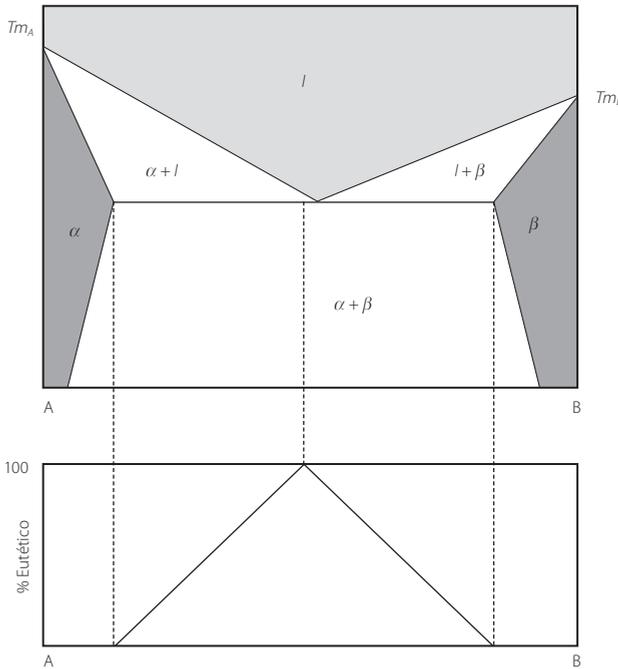


Figura 2.22. Percentagem de eutético em função da composição da liga para um diagrama de equilíbrio genérico com transformação eutética.

2.10. TRANSFORMAÇÕES DE FASE CONGRUENTES

As transformações de fases que não apresentam alteração da composição química das fases envolvidas são denominadas por transformações congruentes. Todas as transformações nas quais ocorre uma alteração de composição química pelo menos numa das fases são denominadas de transformações incongruentes. As reações eutéticas, peritéticas, eutetoide,

peritetoides e a solidificação de ligas são transformações incongruentes. A solidificação de materiais puros e transformações alotrópicas (passagem de uma estrutura cristalina para outra) são exemplos de transformações congruentes. A Figura 2.20. ilustra uma transformação congruente, de líquido em cementite, no ponto assinalado a traço interrompido.

2.11. ANÁLISE TÉRMICA SIMPLES

O estudo das curvas de arrefecimento ('Temperatura = $f(\text{tempo})$ ') é essencial para determinar as temperaturas das mudanças de fase. Adicionalmente, relembra-se que, para que um diagrama possa ser considerado um diagrama de equilíbrio, a velocidade de arrefecimento terá de ser necessariamente muito baixa. Como tal, uma análise térmica simples consiste em medir a temperatura do metal continuamente ao longo do arrefecimento através de um termopar, Figura 2.23. Para analisar as curvas resultantes sabemos que:

- um metal onde não ocorrem transformações durante o arrefecimento obedece uma lei de arrefecimento regular do tipo exponencial;
- o aparecimento de uma nova fase traduz-se por um efeito térmico (libertação de calor) correspondendo a uma anomalia (traduzindo-se num menor declive) na curva $T = f(t)$;
- uma reação isotérmica (solidificação, transformação alotrópica, reação eutética, peritética, monotética) traduz-se na presença de um patamar.

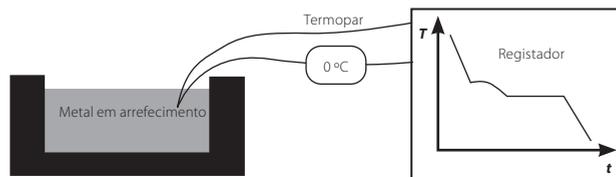


Figura 2.23. Esquema ilustrativo da análise térmica simples.

Existem outros métodos térmicos que podem ser usados para este tipo de análise, tal como a análise térmica diferencial, dilatometria, entre muitos outros. A microscopia ótica e eletrónica e a difração dos raios-X permitem determinar o diagrama na fase sólida.

No caso duma reação isotérmica, a duração do patamar é proporcional à fração da liga transformada. Isto conduz à construção do triângulo de Tamman esquematizado no caso da transformação eutética, Figura 2.24.

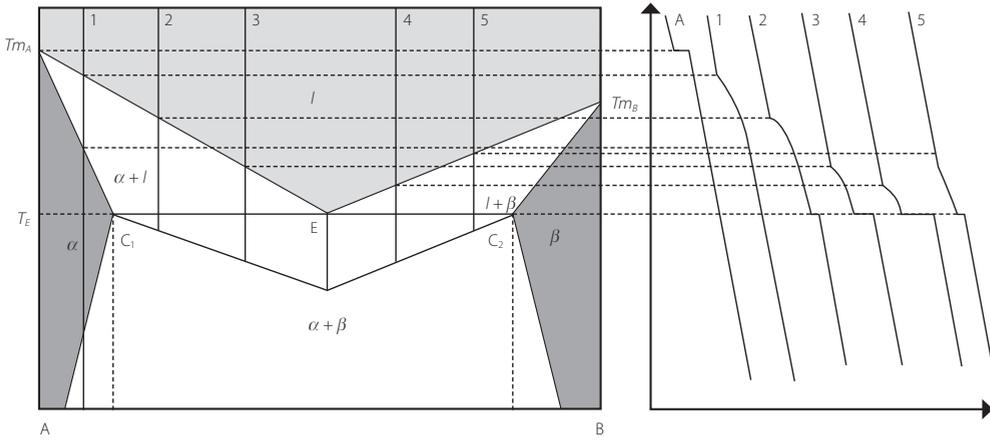
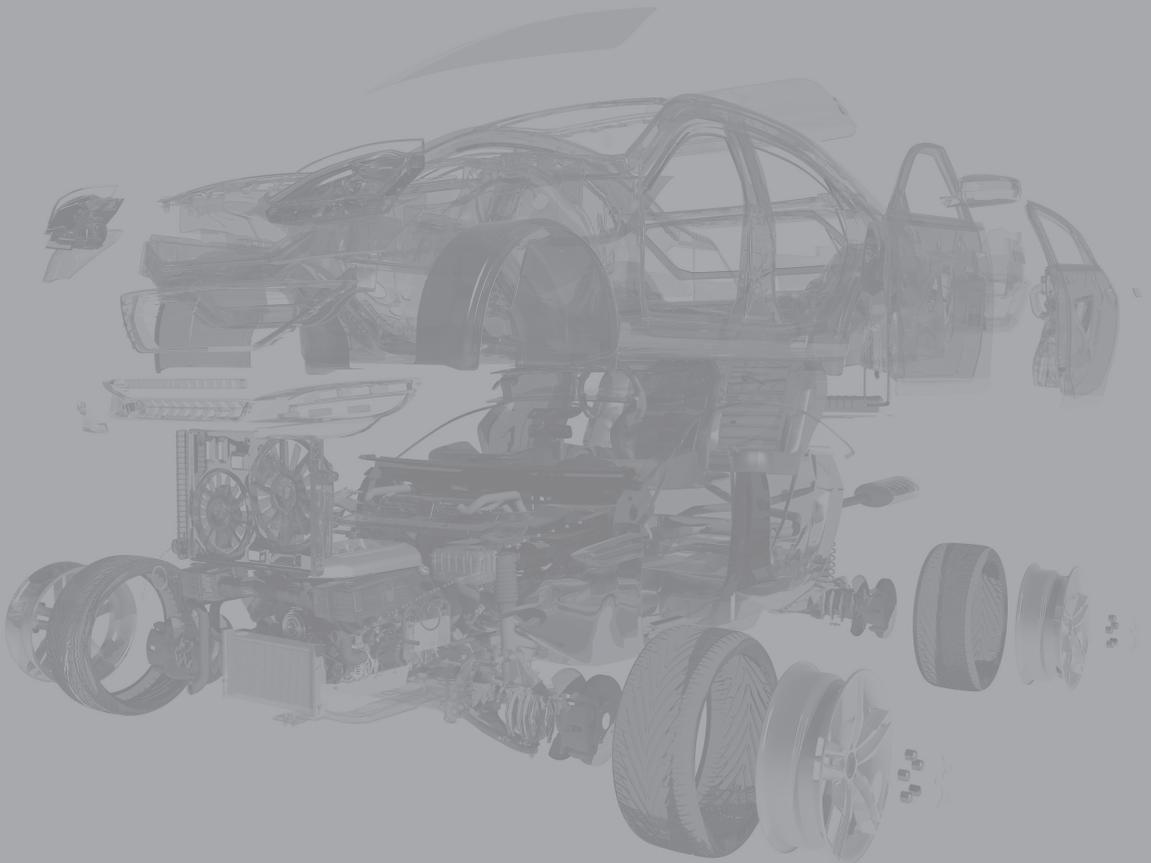


Figura 2.24. Curvas de análise térmica para um diagrama de equilíbrio genérico com um eutético.

Este método consiste em traçar verticalmente comprimentos proporcionais às durações dos patamares. Extrapolando para o patamar nulo, obtêm-se os pontos C_1 e C_2 . Para o patamar máximo, obtêm-se ainda o ponto E .

3. DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

3.1.	Introdução	73
3.2.	Cedência e ductilidade	73
3.3.	Mecanismos de deformação	90
4.3.	Junta de grão	96



3. DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

3.1. INTRODUÇÃO

A partir de um determinado ponto, definido pelo limite elástico, todos os materiais começam a sofrer danos, colapsando ou sofrendo deformação permanente. Os materiais mais frágeis como os cerâmicos fraturam quase imediatamente após este limite ser ultrapassado. Contudo, os materiais mais dúcteis como os metais e polímeros são capazes de suportar alguma deformação permanente antes de sofrer ruptura. Esta deformação permanente é chamada de deformação plástica. A deformação plástica de um material é particularmente importante quando do fabrico de componentes que recorrem a processos de conformação plástica, como a estampagem, e para garantir uma ruptura segura do material, que deforma antes de fraturar. Deste modo, deve conhecer-se não só o momento em que o material começa a plastificar como também o seu comportamento plástico. O ensaio mais comumente utilizado com este propósito é o ensaio de tração.

3.2. CEDÊNCIA E DUCTILIDADE

3.2.1. Deformação elástica

Conforme referido no Capítulo 1, sobre a estrutura dos materiais, os materiais apresentam comportamentos linear elásticos para pequenas deformações. Entendendo-se por este valor deformações inferiores a 0,001 ou 0,1%. Esta relação elástica verifica-se de forma similar para cargas de tração e cargas de compressão. Materiais utilizados em estruturas e órgãos de máquinas trabalham neste regime, de modo a evitar desalinhamentos ou danos irreversíveis nos diferentes componentes do mecanismo.

Usando os conceitos já explicados da tensão e da deformação, é possível criar um gráfico que mostra a evolução linear da relação entre tensão e deformação, o declive da mesma correspondendo ao já explanado coeficiente de elasticidade, ou módulo de Young. Este gráfico está mostrado na Figura 3.1. Note-se que o material representado obedece à lei de Hooke. Destes gráficos também é possível extrair informação relativa à energia elástica absorvida pelo material por unidade de volume, sendo esta a área que está definida abaixo da reta que define a elasticidade linear. Como se está em regime elástico, essa energia é libertada quando o material é descarregado, como se de uma mola se tratasse.

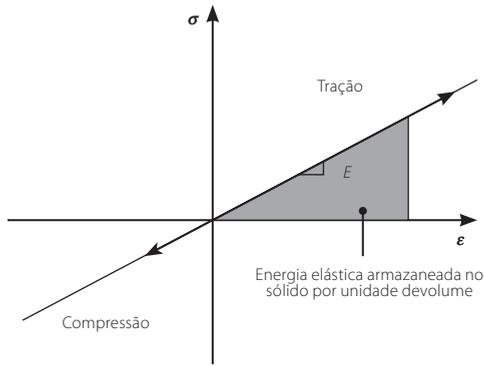


Figura 3.1. Comportamento de um material linear sob carregamentos de tração e compressão e definição da energia armazenada durante uma sollicitação.

Alternativamente, alguns materiais exibem a chamada elasticidade não linear, muito típica de elastômeros, como as borrachas. Neste caso, Figura 3.2., não existe uma zona elástica linear bem definida. Contudo, para materiais com este tipo de comportamento, é também possível calcular a energia absorvida através da área que está por debaixo da curva de tensão-deformação. Note-se que, sendo este também um comportamento elástico, ao retirar o carregamento o material volta à posição inicial seguindo o mesmo trajeto que seguiu no carregamento. Tipicamente, este comportamento é atribuído a materiais com elevada capacidade de armazenar energia elástica e restituí-la.

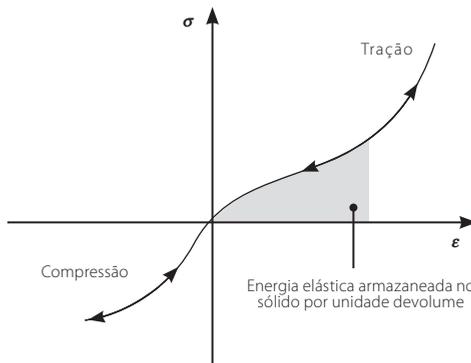


Figura 3.2. Comportamento de um material não linear sob carregamentos de tração e compressão e definição da energia armazenada durante uma sollicitação.

3.2.2. Deformação plástica

Caso a sollicitação aplicada a um dado material ultrapasse o limite elástico, estamos perante uma situação de plasticidade. Neste caso, o material sofre uma deformação plástica, ou seja, a sua forma é alterada de permanentemente. Esta deformação é mantida mesmo que o carregamento seja retirado ao material, traduzindo-se num alongamento adicional relativamente ao valor de comprimento inicial do provete tracionado. Este parâmetro é crucial no projeto mecânico em engenharia, pois uma estrutura ou componente

deverá ser dimensionada para trabalhar sempre no domínio elástico. Caso o componente seja sujeito a uma carga suficiente para causar deformações plásticas, fica irremediavelmente danificado e em risco de ruptura, podendo ainda contribuir para desalinhamentos no mecanismo em que está inserido e, conseqüentemente, para a deformação ou fratura de componentes adjacentes. A Figura 3.3. mostra o exemplo de uma curva tensão deformação onde é mostrado o comportamento de um material com plasticidade. A tensão σ_y corresponde à tensão de cedência (*y* de *yielding* em inglês). Duas deformações estão registadas, a deformação originada pela componente elástica da sollicitação, ϵ_e (a qual é perfeitamente reversível) e uma componente plástica ϵ_p (irreversível), que surge quando é ultrapassado o limite de elasticidade. Quando se descarrega o provete a deformação elástica, reversível, é restituída. Assim, a deformação do provete descarregado será igual à deformação plástica, irreversível. A capacidade de um material se deformar plasticamente é designada por ductilidade.

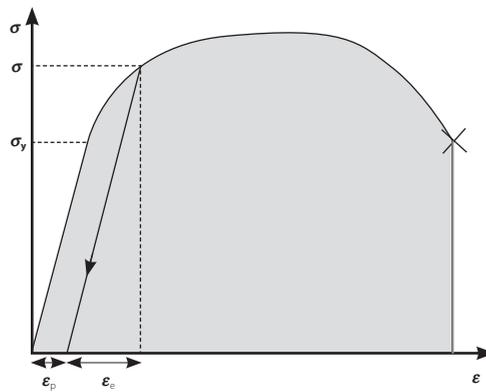


Figura 3.3. Definição do limite de elasticidade de um dado material.

A Equação 3.1 pode ser definida para relacionar estas deformações de origem elástica e plástica. A deformação elástica pode ser determinada, em qualquer ponto do ensaio, através da Lei de Hooke.

$$\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \epsilon_p \quad (3.1)$$

Note-se que a tensão necessária para gerar deformação plástica não é sempre constante. Se já existir alguma deformação plástica no material, é necessária uma tensão maior para provocar deformação plástica adicional. A este processo chama-se de encruamento do material e encontra-se representado de forma esquemática na Figura 3.4.

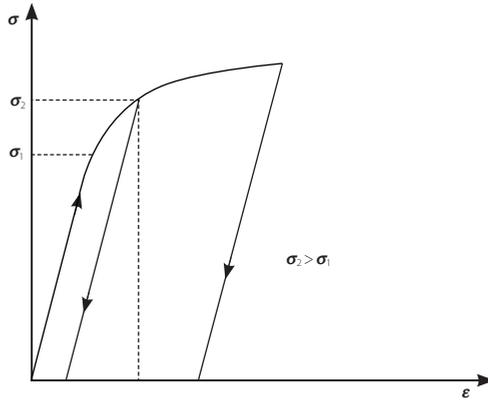


Figura 3.4. Encruamento de um material.

A deformação plástica tem a particularidade de não induzir alterações de volume ao material. Considere-se um provete de secção inicial A_0 e comprimento inicial l_0 . Durante o ensaio o seu volume permanece constante. Assim, em qualquer instante o produto entre a área A e o comprimento l será constante, Equação 3.2.

$$Al = A_0 l_0 \quad (3.2)$$

De forma a que este equilíbrio seja mantido, a área resistente do material irá gradualmente diminuir à medida que o material é solicitado.

Durante uma solitação mecânica à tração de um material no domínio plástico ocorre um processo concorrential entre o fenómeno do encruamento e o fenómeno de redução de secção resistente, Figura 3.5. É a interação ente estes dois fenómenos que controla a resistência do material. Numa primeira fase de uma solitação de tração, a área resistente começa a diminuir, o que leva o material a ser capaz de resistir a cargas inferiores. No entanto, o encruamento nesta região é muito significativo, compensando a diminuição de área, o que confere ao material um aumento gradual da carga ou tensão à qual resiste, ponto A. Este processo continua até ser atingida a tensão de rotura do material, que corresponde à tensão máxima, no ponto B. A partir deste ponto, a diminuição de área sobrepõe-se ao encruamento e a deformação plástica posterior concentra-se nesta secção do provete, havendo estrição, ponto C. A secção resistente torna-se, assim, muito reduzida e o provete perde a sua capacidade de suportar carga, evoluindo até á sua inevitável falha. Note-se que no gráfico da Figura 3.5. a tensão é F/A_0 , ou seja, relativa à área inicial, não considerando a redução de área do provete na sua determinação.

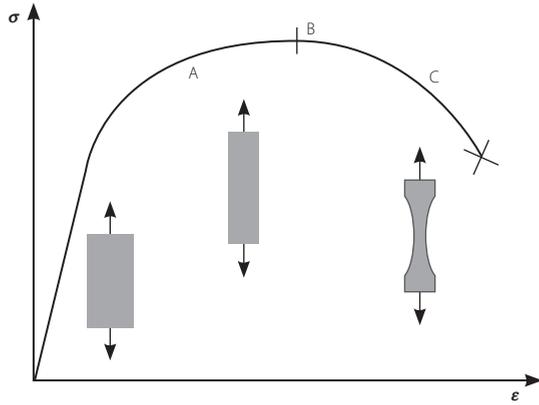


Figura 3.5. Interação entre processos de encruamento e diminuição de área e a sua influência no comportamento do material.

No caso dos materiais poliméricos, a tensão de cedência é identificada como a tensão a partir da qual o polímero é nitidamente não linear, o que ocorre, tipicamente, para uma deformação de 1%.

Para materiais poliméricos o comportamento na região plástica, ou seja, após a cedência, é fortemente dependente da sua temperatura de transição vítrea. Esta temperatura, normalmente abreviada como T_g (*glass transition temperature* em inglês) corresponde a uma temperatura onde o material transita entre um comportamento do tipo borracha (acima de T_g) para um comportamento muito mais rígido e frágil, típico de um vidro (abaixo da T_g). Estes comportamentos são facilmente identificáveis com uma análise a uma curva do tipo tensão-deformação, tal como a exibida na Figura 3.6. Este assunto será discutido com maior detalhe no Capítulo 12 sobre polímeros.

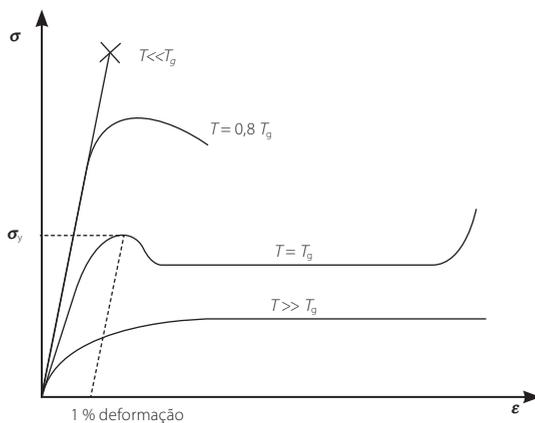


Figura 3.6. Diferentes comportamentos mecânicos exibidos por um único material polimérico em função da proximidade da temperatura de transição vítrea.

Significativamente abaixo de T_g , o polímero apresenta-se como um material altamente linear, rígido e com plasticidade muito reduzida. À medida que a temperatura se aproxima da T_g , a sua rigidez diminui e a plasticidade aumenta gradualmente, até que eventualmente é atingida uma situação de deformação viscosa, com um comportamento que se aproxima de um líquido. Evidentemente, existe uma temperatura limite para este processo que será a temperatura de degradação do material (no caso de um termoendurecível) ou a temperatura de fusão (no caso de um material termoplástico).

A T_g é essencialmente determinada pela mobilidade das cadeias que compõe o polímero. Abaixo de T_g as cadeias têm muito menos mobilidade, existindo menos liberdade para que o polímero se deforme. Devido à elevada proximidade das cadeias, o módulo de elasticidade é totalmente dominado pelas ligações de van der Waals, que lhe conferem rigidez e módulos que podem andar na ordem do 2 GPa. No entanto, acima da T_g a maior mobilidade da cadeia faz com as ligações de van der Waals sejam muito menos eficazes, havendo liberdade para que as cadeias poliméricas deslizem entre si. A principal consequência disto é uma diminuição no módulo de elasticidade do material.

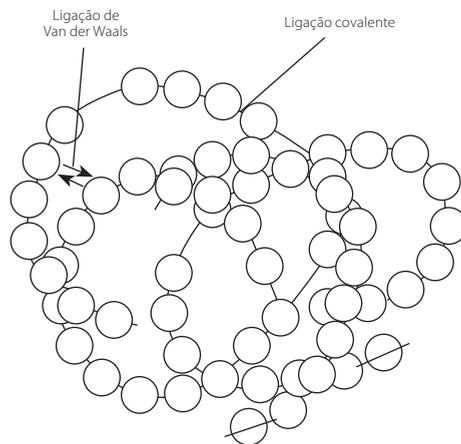


Figura 3.7. Exemplo de uma cadeia polimérica compacta, típica de um polímero abaixo da sua temperatura de transição vítrea.

Os polímeros apresentam uma gama variada de T_g , existindo polímeros que à temperatura ambiente se encontram acima da T_g e outros que se encontram abaixo. Por exemplo, uma borracha tem uma T_g abaixo de zero, estando por isso num estado muito flexível à temperatura ambiente. Já uma resina epóxida apresenta uma T_g que pode rondar os 100 °C, o que origina um comportamento rígido, forte, mas frágil à temperatura ambiente. A Tabela 3.1. ilustra as enormes variações de T_g que as diferentes formulações poliméricas apresentam e os seus respetivos módulos de elasticidade à temperatura ambiente. Note-se que a diferença entre o polietileno de alta e baixa densidade se prende com a compactação das moléculas, sendo mais compactas no polietileno de alta densidade, fazendo com que seja mais rígido.

Tabela 3.1. Diferentes temperaturas de transição vítrea de vários polímeros e respectivos módulos de elasticidade à temperatura ambiente.

Polímero	T_g (°C)	E (GPa) a 20 °C
Policloreto de vinilo (PVC)	75	2,14-4,14
Polipropileno (PP) atático	-20	0,89-1,2
Polipropileno (PP) isotático	0	1,0-1,55
Polietileno (PE) de baixa densidade	-30	0,17-0,4
Polietileno (PE) de alta densidade	-100	0,62-1,09
Poliestireno (PS)	100	2,28-3,34
Polimetacrilato de metilo	105	2,24-3,8
Policarbonato (PC)	150	2,21-2,44

Considerando materiais com um comportamento rígido, como o caso dos polímeros abaixo da sua T_g ou cerâmicos e vidros, estes seguem uma evolução esquematicamente ilustrada na Figura 3.8. Para cargas de tração, o material é altamente linear na sua componente elástica e a falha dá-se sem qualquer deformação plástica, ou com uma deformação plástica muito reduzida. Estes materiais são também muito sensíveis a defeitos, como microfendas ou porosidade. Para cargas de compressão o material segue um comportamento elástico similar mas, devido à estabilidade inerente deste tipo de carga, em que o material se encontra auto-suportado, a falha ocorre a cargas muito maiores. Além disso, o processo de falha é muito diferente, com uma quebra gradual do material em diferentes fases, representativo por exemplo de um vidro a estilhaçar-se sobre ação de uma força de compressão.

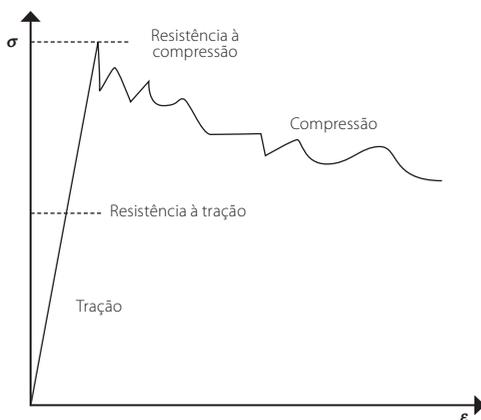


Figura 3.8. Comportamento mecânico típico de um material rígido.

Em contraste com os materiais rígidos e frágeis encontramos os materiais com elevada deformação, exemplificados pelo cobre puro, que pode ser pensado, para facilitar a interpretação, como uma plasticina. Estes materiais têm elevadas capacidades de deformação, podendo ser mesmo superior a 100%, significando que o material consegue, por via da deformação plástica, duplicar o seu comprimento antes de partir.

Note-se, no entanto, que embora esta informação de deformação à rotura não seja muito útil para o projeto de estruturas, uma vez que se pretende que as mesmas nunca entrem no domínio plástico, é fundamental conhecer este comportamento em aplicações de conformação de materiais. Por exemplo, quando se fabrica uma peça metálica através de um processo de forjamento ou embutidura (como uma panela ou uma porta de um automóvel), apenas com o conhecimento detalhado do comportamento do material no domínio plástico será possível determinar o nível máximo de conformação que poderá ser aplicado a uma dada peça numa operação.

O comportamento de um material à tração e compressão é simétrico para pequenas deformações. Contudo, o mesmo não é verdade para deformações mais elevadas. A Figura 3.9. ilustra o comportamento à tração e compressão de um material com elevada deformação plástica e mostra o efeito destes dois comportamentos na área resistente de um material e no alongamento do mesmo.

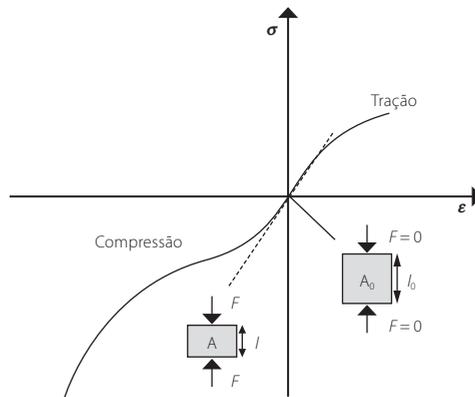


Figura 3.9. Comportamento à tração e compressão de um material com elevada deformação plástica.

3.2.3. Curva real

Até este ponto, a tensão e a deformação discutidas são tensão e deformação de engenharia. Esta curva tensão-deformação não tem em conta a diminuição de secção resistente, referindo-se sempre aos valores determinados com base na secção inicial. Assim, de modo a considerar essa redução de área, a curva de tensão-deformação pode ser apresentada sob a forma de uma curva real, em que a tensão real aplicada ao material é apresentada no eixo das ordenadas e a deformação real é apresentada nas abcissas. Assim, é possível definir a tensão real como sendo:

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{A} \quad (3.3)$$

Em que, A é a secção resistente num dado instante. Se admitirmos que o volume da parte calibrada de um provete se mantém constante temos a seguinte relação entre a secção

resistente inicial (A_0), secção resistente num dado instante (A), comprimento inicial (l_0) comprimento num dado instante (l) e alongamento (Δl):

$$A_0 l_0 = A l = A (l_0 + \Delta l) \quad (3.4)$$

Assim, e partindo da definição de deformação, torna-se possível estabelecer uma relação entre a secção resistente num dado instante, a secção resistente inicial e a deformação (ϵ):

$$A = \frac{A_0}{1 + \Delta l/l_0} = \frac{A_0}{1 + \epsilon} \quad (3.5)$$

Substituindo na Equação 3.3 obtém-se a relação entre o valor da tensão real ($\bar{\sigma}$) e a deformação que não tem em conta a variação da secção resistente (σ):

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{A_0} (1 + \epsilon) = \sigma (1 + \epsilon) \quad (3.6)$$

Este tipo de relação é muito útil para evitar a necessidade de medição direta da área do provete, que necessita de equipamentos mais sofisticados e sistemas de aquisição de dados complexos. Desta forma, partindo apenas das curvas tensão-deformação convencionais obtidas experimentalmente é possível estabelecer a curva real.

Conhecendo a tensão real, torna-se necessário estabelecer a deformação real ($\bar{\epsilon}$) em função da deformação de engenharia. A deformação real deve ser determinada a partir do somatório do quociente de todos os incrementos de alongamento pelo comprimento inicial. No incremento considerado:

$$\bar{\epsilon} = \sum_{i=0}^n \frac{\Delta l_i}{l_{0_i}} \left(\frac{l_1 - l_0}{l_0} + \frac{l_2 - l_1}{l_1} + \frac{l_3 - l_2}{l_2} + \dots \right) \quad (3.7)$$

Considerando o incremento infinitesimal ($\Delta l \rightarrow dl$), a Equação 3.7 passa a:

$$\bar{\epsilon} = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \left(\frac{l_0 + \Delta l}{l_0} \right) = \ln (1 + \epsilon) \quad (3.8)$$

A diferença gráfica entre a curva real e a curva convencional, ou de engenharia está apresentada na Figura 3.10. Note-se que, na parte elástica, a curva real e a curva convencional estão sobrepostas porque as deformações são muito reduzidas.

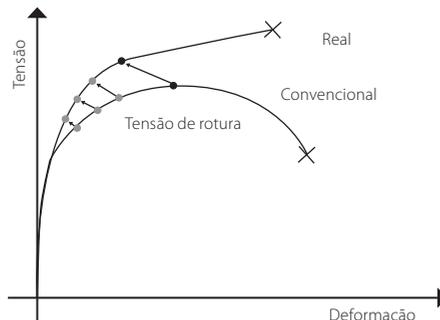


Figura 3.10. Comparação entre a curva real e a curva convencional.

De modo a representar por meio de uma aproximação a região de deformação plástica uniforme, Figura 3.11., pode recorrer-se à equação de Ludwig:

$$\bar{\sigma} = K\bar{\epsilon}^n \quad (3.9)$$

Em que K é o coeficiente de resistência e n é o coeficiente de encruamento. A região aproximada por esta equação é a equação compreendida entre o início da deformação plástica e a tensão de rotura.

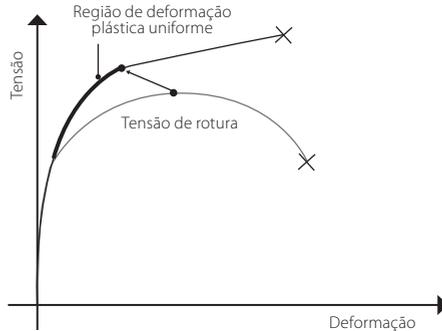


Figura 3.11. Representação da região de deformação plástica uniforme que pode ser aproximada pela equação de Ludwig.

É agora necessário determinar os coeficientes K e n , o que pode ser conseguido seguindo dois mecanismos diferentes. Em primeiro lugar, através da manipulação matemática da equação de Ludwig chega-se a:

$$\ln(\bar{\sigma}) = \ln(K\bar{\epsilon}^n) \Rightarrow \ln(\bar{\sigma}) \Rightarrow \ln(K) \Rightarrow n \ln(\bar{\epsilon}) \quad (3.10)$$

Ou seja, esta lei é representada por uma reta em escala logarítmica, em que a ordenada na origem corresponde a $\ln(K)$ e o declive a n , Figura 3.12.

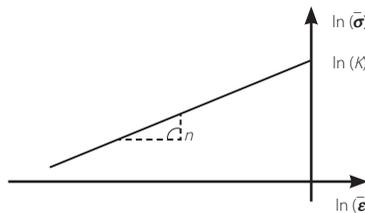


Figura 3.12. Representação da equação de Ludwig em escala logarítmica.

O segundo método para a determinação da equação de Ludwig consiste numa aproximação que indica que n é igual à deformação uniforme antes da estricção (Figura 3.13), ou seja, quando $n = \bar{\epsilon}$ quando $n = \sigma_r$.

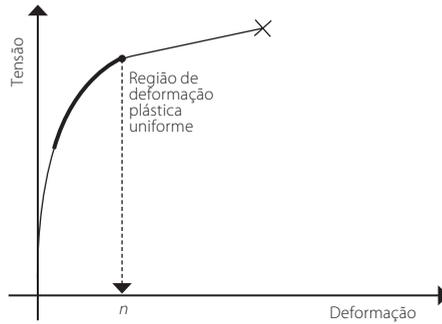


Figura 3.13. Aproximação para a determinação da equação de Ludwig.

Posteriormente, conhecendo n , K pode ser determinado recorrendo a um ponto de tensão real e deformação real a partir da própria equação de Ludwig.

Materiais com valores baixos de n não são suscetíveis de serem utilizados em embutidura, visto que apresentam facilmente estrição e, portanto, ductilidade uniforme baixa. Os melhores materiais para embutidura têm valores de n intermédios, por volta de 0,2. Valores muito elevados de n implicam elevados níveis de taxa de embutidura.

3.2.4. Ensaio de tração

A curva tensão-deformação obtida para analisar o comportamento elástico e plástico de um dado material é usualmente obtida recorrendo a ensaios de tração. Este ensaio consiste na fixação de uma das extremidades de um provete e deslocamento da extremidade oposta, por via elétrica, mecânica (Figura 3.14.), hidráulica ou pneumática. Durante este ensaio a força registada na célula de carga e o deslocamento registado pelo extensómetro são obtidos, permitindo traçar uma curva força-alongamento. Posteriormente, conhecendo a área da secção inicial do provete e o comprimento inicial medido pelo extensómetro, a tensão e deformação são determinadas.

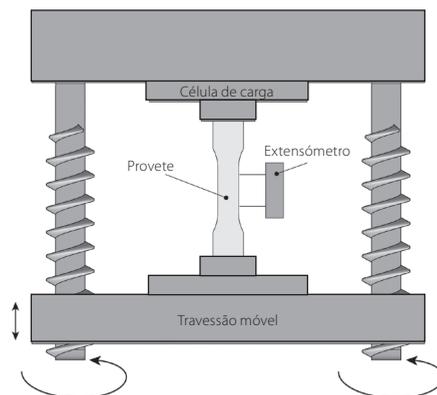


Figura 3.14. Representação esquemática de uma máquina de ensaio de tração de acionamento mecânico.

Os provetes utilizados nos ensaios de tração têm as suas geometrias definidas por normas internacionais, visto que a forma do provete e o método utilizado têm influencia nos resultados do ensaio. O provete representado na Figura 3.15. segue a NP10002, uma norma portuguesa. Este provete tem secção circular e as suas dimensões são baseadas no diâmetro, d . O provete é projetado de modo a não haver interferência do sistema de amarração nas extremidades, tendo um raio de concordância suave entre a zona útil do provete e a cabeça de amarração.

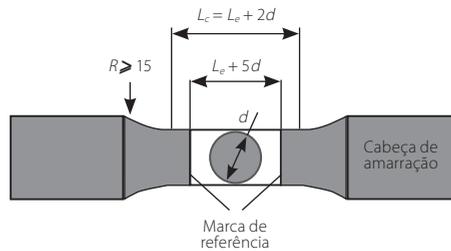


Figura 3.15. Provette utilizado num ensaio de tração seguindo a norma NP10002).

O resultado da curva tensão-deformação pode ser útil para a definição de diversos parâmetros que caracterizam o comportamento do material em análise. Esses parâmetros são agora divididos em: parâmetros de rigidez, resistência, ductilidade, resiliência e tenacidade. É importante notar que, os parâmetros de resistência, ductilidade e, conseqüentemente, resiliência e tenacidade são afetados pela microestrutura do material, ao contrário do módulo de Young.

O parâmetro utilizado para definir a rigidez de um material é o módulo de Young ou módulo de elasticidade, que é obtido através do declive da parte inicial, linear elástica, do ensaio de tração, como discutido na secção 3.2.1 sobre deformação elástica deste capítulo.

3.2.4.1. Parâmetros de resistência

Os parâmetros utilizados para definir a resistência de um material são a tensão de cedência σ_y , e a tensão de rotura, σ_r . A tensão limite de elasticidade mede a resistência à deformação plástica e a tensão de rotura a resistência ao colapso, Figura 3.16.

A tensão de cedência pretende marcar o final da zona linear elástica, contudo, em muitos materiais a transição entre comportamento elástico e plástico não é muito clara, o que faz com que seja necessário recorrer-se a uma tensão convencional. Nos metais a convenção adotada indica que a tensão limite de elasticidade é aquela para a qual a deformação plástica é igual a 0,2%, sendo, portanto, denotada como $\sigma_{0,2}$.

A tensão de rotura representa a tensão máxima, ponto a partir do qual começa a haver estricção e uma diminuição de força, que leva à inevitável falha do provete.

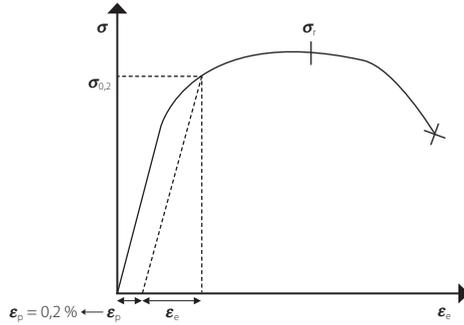


Figura 3.16. Determinação da tensão de cedência convencional e da tensão de rotura.

3.2.4.2. Parâmetros de ductilidade

A ductilidade avalia a capacidade de um material se deformar plasticamente e pode ser avaliada pela extensão após rotura, ϵ_r , ou pelo coeficiente de estrição, φ .

A extensão após rotura é definida como a deformação que permanece no material após a rotura, Figura 3.17. Visto que a rotura age como uma descarga do provete, esta deformação é apenas plástica.

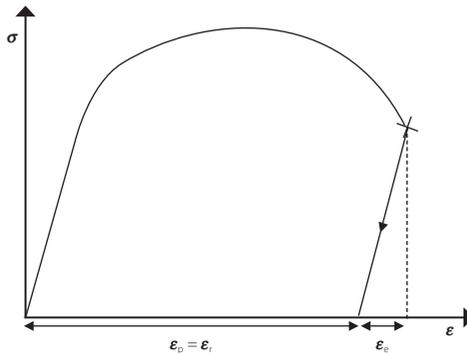


Figura 3.17. Representação gráfica da extensão após rotura.

Além da obtenção da extensão após rotura a partir da curva tensão-deformação, ela pode ser obtida colocando marcas no provete inicialmente, a uma distância conhecida, considerado o comprimento inicial, l_0 . Após o ensaio, as duas metades são juntas cuidadosamente e a distância entre os dois traços novamente medida, considerado o comprimento final, l_f . A extensão após rotura será então:

$$\epsilon_r = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100 \text{ (\%)} \quad (3.11)$$

O coeficiente de estrição é definido pela variação máxima de área da secção reta do provete:

$$\varphi = \frac{A_f - A_0}{A_0} \times 100 \text{ (\%)} \quad (3.12)$$

Em que A_0 é a área da secção reta inicial e A_f é a área da secção reta final.

A rotura de um material dúctil vai ter uma elevada deformação plástica e, como tal, elevada extensão após rotura e coeficiente de estrição. Na rotura frágil estes dois valores são próximos de zero.

3.2.4.3. Parâmetro de resiliência

A resiliência é definida como a capacidade de um material absorver energia em regime elástico e a sua restituição após descarga. A resiliência é medida pelo módulo de resiliência, U_r , que representa a energia por deformação por unidade de volume necessária para solicitar o material de uma tensão nula até à tensão limite de elasticidade, Figura 3.18.

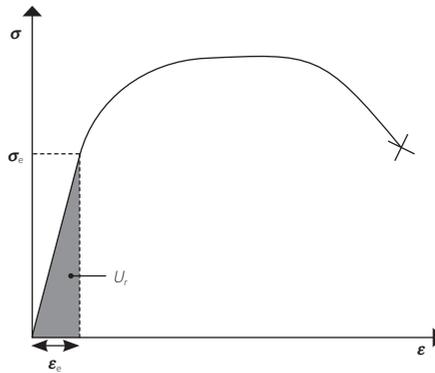


Figura 3.18. Representação gráfica de resiliência.

Deste modo, o módulo de resiliência é definido como:

$$U_r = \frac{1}{2} \sigma_e \varepsilon_e = \frac{1}{2} \sigma_e \frac{\sigma_e}{E} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_e^2}{E} \quad (3.13)$$

Em que σ_e é a tensão limite de elasticidade, ε_e a deformação elástica correspondente a essa tensão e E o módulo de Young.

3.2.4.4. Parâmetro de tenacidade

A tenacidade de um material representa a sua capacidade a resistir à propagação de fendas, contudo, esta propriedade pode ser aproximada pela capacidade de um material absorver energia no domínio plástico. Uma maneira de quantificar a tenacidade é calcular a área abaixo da curva de tração, que representa o módulo de tenacidade, U_T .

Para materiais dúcteis a área abaixo da curva é aproximada pela área de um retângulo com altura entre a tensão limite de elasticidade e a tensão de rotura e base igual à deformação no ponto de rotura, Figura 3.19.a:

$$U_T = \frac{\sigma_r + \sigma_e}{2} \varepsilon_f \quad (3.14)$$

Para materiais frágeis a área abaixo da curva é aproximada pela área de um retângulo com altura igual a $2/3$ da tensão de rotura e base igual à deformação no ponto de rotura, Figura 3.19.b:

$$U_T = \frac{2}{3} \sigma_r \varepsilon_f \quad (3.15)$$

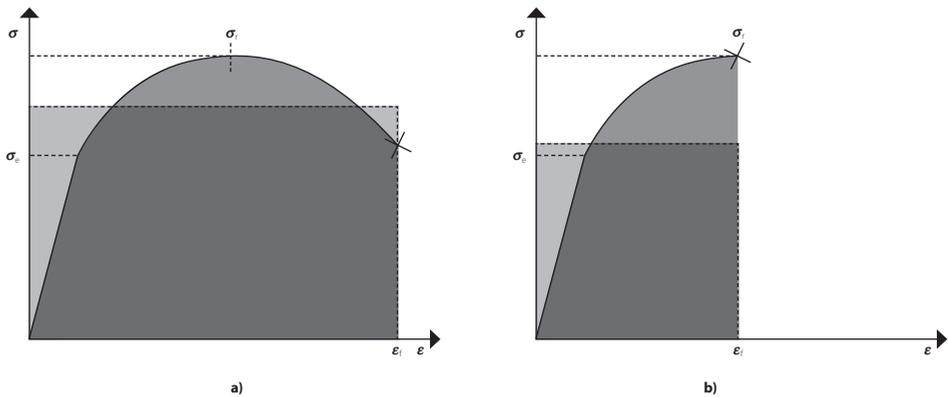


Figura 3.19. Representação gráfica da tenacidade e aproximação para a determinação do módulo de tenacidade para materiais dúcteis **a)** e frágeis **b)**.

3.2.5. Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza podem também ser utilizados para a caracterização de materiais, com a vantagem de serem muito simples e pouco destrutivos. A dureza caracteriza a resistência de um material à deformação, e os ensaios realizados para medir a dureza realizam-se por penetração. De um modo geral, um teste de dureza pode ser definido pela penetração com uma carga constante de um dado penetrado, no material e análise da impressão por ele deixada. Esta impressão será tanto menor quanto mais duro for o material. A dureza, H , é proporcional à relação entre a carga aplicada, F , e a área da impressão, A :

$$H = \frac{F}{A} \quad (3.16)$$

O valor obtido neste teste está intrinsecamente ligado à metodologia de teste utilizada. Por este motivo, apesar de ser possível exprimir-se a dureza em MPa, os números de dureza são expressos sem dimensão, com indicação da convenção de teste adotada. Existem diversas metodologias normalizadas para a realização destes ensaios, sendo as mais comuns Vickers, Brinell e Rockwell.

3.2.5.1. Ensaio Vickers

No ensaio de Vickers, Figura 3.20., o penetrador utilizado é de diamante e tem a forma de pirâmide reta de base quadrada com um ângulo de 136° entre faces. O penetrador é impresso na peça sob uma carga F e é medida a diagonal da impressão deixada na superfície do material em análise após o levantamento da carga, d . O valor de dureza é obtido por:

$$HV = \frac{F}{A_s} \approx \frac{1,89 F}{d^2} \quad (3.17)$$

Em que A_s é a área superficial da indentação. Note-se que, na expressão anterior, a carga F é expressa em kgf e d é a média das diagonais, em mm.

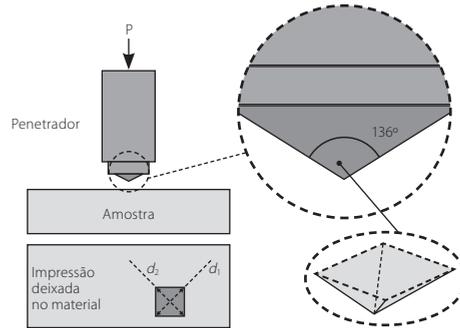


Figura 3.20. Ensaio de dureza Vickers.

Este ensaio tem a vantagem de poder ser utilizado em qualquer material, contudo, necessita de uma superfície polida. A dureza de um aço com 0,15%C nesta escala é, aproximadamente, 100HV.

A relação entre a tensão de cedência e a dureza, expressa em HV, de um material que não encrua é:

$$HV \approx 0,3\sigma_y \quad (3.18)$$

Para materiais que encruam, mostrou-se empiricamente que a mesma relação pode ser utilizada, desde que a tensão de cedência seja substituída pela tensão real para um valor determinado (8%) de deformação:

$$HV \approx 0,3\bar{\sigma}_{\epsilon=0,08} \quad (3.19)$$

Para materiais com a mesma curva de tração na região plástica, a dureza pode ser relacionada com a tensão de rotura. Deste modo, a tensão de rotura pode ser estimada com este ensaio.

3.2.5.2. Ensaio Brinell

No ensaio Brinell, Figura 3.21., o penetrador utilizado é esférico, com um diâmetro D e é de aço ou carboneto de tungstênio. O penetrador é impresso no material a analisar sob a carga F e, após a carga ser levantada, mede-se o diâmetro da impressão deixada, d . O valor da dureza é obtido por:

$$HB = \frac{1,102 \times 2F}{\pi D} (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \quad (3.20)$$

Em que D é diâmetro da esfera em mm e F é a força definida como $F = K \times 9,81 \times D^2$, com $K = 30$ para os aços, $K = 2,5, 5$ ou 10 para o alumínio e suas ligas e $K = 5,10$ ou 30 para o cobre e suas ligas. Este ensaio apenas pode ser realizado para metais macios como o aço recozido ou alumínio. As escalas de dureza Vickers e Brinell são muito parecidas, Tabela 3.2., sendo que, por exemplo, 240 HV corresponde a 235 HB.

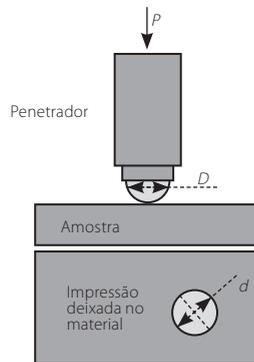


Figura 3.21. Ensaio de dureza Brinell.

3.2.5.3. Ensaio Rockwell

O ensaio Rockwell utiliza um penetrador cônico ou esférico normalizado que é impresso a dois tempos na camada superficial da peça a analisar e medir o acréscimo remanescente e da profundidade de penetração, Figura 3.22. Quanto maior for a profundidade, mais macio é o material ensaiado. O ensaio mais comum da escala Rockwell é a Rockwell C, que utiliza um penetrador cônico de diamante. Neste ensaio a pré-carga F_0 é 98 N e a carga F_1 é 1373 N. Este ensaio é utilizado para materiais muito duros, como aços tratados, e não necessita de muita preparação superficial, possibilitando uma leitura direta do valor de dureza. O valor de dureza é definido numa escala de 100 por:

$$HRC = 100 - e/0,002 \quad (3.22)$$

Em que a profundidade e é medida em mm. Um aço tratado com 0,4% C tem dureza de 500 HRC, que corresponde a 547 HV.

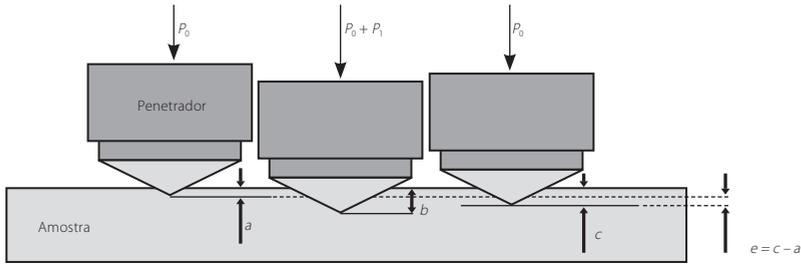


Figura 3.22. Ensaio de dureza Rockwell C.

Os valores de dureza Vickers (HV), Brinell (HB) e Rockwell C (HRC) são comparados na Tabela 3.2. Como se pode observar, não há valores de dureza HB para os materiais mais duros nem de HRC para os mais macios, devido à impossibilidade de realização dos testes com estes materiais.

Tabela 3.2. Comparação de dureza Vickers (HV), Brinell (HB) e Rockwell C (HRC).

HB	HV	HRC	HB	HV	HRC
-	902	65	353	369	37
-	836	63	341	356	36
-	778	61	331	344	34
-	715	59	321	332	33
-	671	57	311	321	32
-	633	56	302	310	31
-	599	54	293	299	30
-	572	52	285	290	29
-	547	50	277	282	27
-	523	49	269	274	26
-	501	48	262	267	25
444	479	47	255	260	24
429	459	45	248	253	22
415	441	44	241	246	21
401	424	42	235	240	20
388	409	41	229	234	-
375	395	40	223	228	-
363	382	39	217	222	-

3.3. MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO

Durante um ensaio de tração, como visto até este ponto, podem observar-se duas zonas distintas: uma zona de deformação elástica e uma zona de deformação plástica. A deformação elástica é reversível, ou seja, é restituída quando o carregamento é retirado. Contudo, a deformação plástica deforma irreversivelmente os materiais. Partindo dos conceitos discutidos no Capítulo 1, sobre a estrutura dos materiais, é agora estimada a resistência teórica de um material e são discutidos os defeitos que fazem com que a resistência real seja muito inferior à teórica, como deslocamentos.

3.3.1. Resistência teórica dos cristais

Considerando um cristal perfeito, pretende-se determinar a tensão necessária para iniciar a deformação plástica ao corte numa célula cúbica simples quando sujeita a um carregamento ao corte, como representado na Figura 3.23. Com carregamento aplicado, é possível determinar a tensão de corte τ necessária para deslocar os átomos da posição A para a posição B.

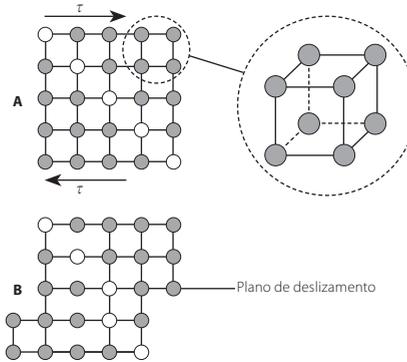


Figura 3.23. Célula cúbica simples sujeita a um carregamento ao corte.

Para os átomos se deslocarem até uma próxima posição de equilíbrio é necessário ultrapassar uma tensão máxima de corte τ_{max} . Iniciando-se o processo numa posição de equilíbrio, Figura 3.24., com o aumento a sollicitação o valor da tensão para deslocar os átomos de x aumenta até um máximo, diminuindo posteriormente até zero e aumentando de seguida, no sentido oposto, ao longo do deslocamento do plano até à posição de equilíbrio seguinte. A curva de tensão-deslocamento é descrita como uma curva de seno, Equação 3.22.

$$\tau \approx \tau_{max} \sin \frac{2\pi x}{b} \approx \tau_{max} \quad (3.22)$$

sendo b a distância inter-atômica. Admitindo que a lei de Hooke pode ser aplicada, pode-se escrever que:

$$\tau = G \frac{x}{d} \quad (3.23)$$

sendo G o módulo de elasticidade ao corte e d a distância interplanar, podemos obter:

$$G \frac{x}{d} = \tau_{max} \frac{2\pi x}{b} \implies \tau_{max} = \frac{G}{2\pi} \frac{b}{d} = \frac{G}{6} \frac{b}{d} \quad (3.24)$$

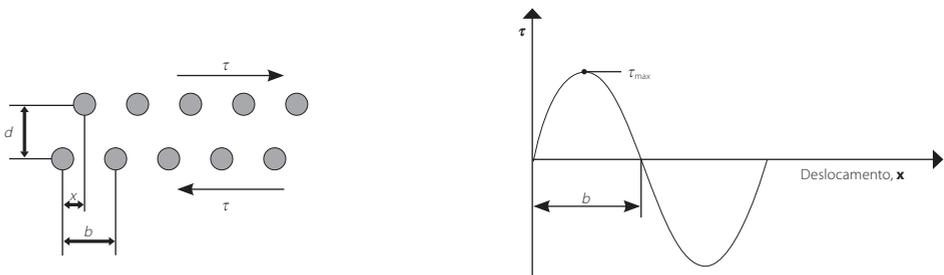


Figura 3.24. Tensão de corte para um deslocamento.

Os limites elásticos medidos experimentalmente são da ordem de 10^{-4} a 10^{-5} GPa para os monocristais usuais, Tabela 3.3., o que levou Taylor a concluir que os materiais reais apresentam defeitos, que se traduzem numa redução da resistência real do material, relativamente à resistência teórica

Tabela 3.3. Comparação da resistência teórica e da resistência real de vários metais.

Metal	Resistência teórica (GPa)	Resistência real (GPa)
Alumínio	6,9	0,0008
Alumínio (policristal)	6,9	0,028
Cobre	11	0,0005
Cobre (policristal)	11	0,069
Níquel	20,7	0,0138
Titânio	10,7	0,014
Titânio (policristal)	10,7	0,24
Prata	9,2	0,0004
Ferro	21	0,027
Aço 4340 (AISI)	20,7	0,86
Latão	10,1	0,25

3.3.2. Defeitos cristalinos

Os cristais nunca são perfeitos, apresentando sempre alguns defeitos. Estes defeitos são originados por erros de empilhamentos e podem ser classificados por defeitos pontuais, lineares e planos. As propriedades mecânicas dos materiais não são apenas dependentes da estrutura cristalina e da ligação química (que indicam a sua resistência teórica) mas também da presença de defeitos cristalinos. A exceção é o módulo de Young, que não será alterado pela existência destes fenómenos.

Para além da estrutura e propriedades dos materiais, é importante estudar o modo como foi fabricado ou processado. A relação entre as diversas etapas do fabrico ou processamento é apresentada esquematicamente na Figura 3.25. Um processo é um método de formar ligar ou acabar um material, como por exemplo a fundição, moldação por injeção, embutidura, soldadura ou fresagem. Aquando do projeto de um componente é importante escolher os processos a utilizar de modo a obter uma boa relação de compromisso entre a qualidade da peça final e o custo de todo o processo.

A escolha do processo de fabrico é vastamente afetada pelo material a utilizar. A título de exemplo, um material frágil, como um cerâmico, não pode ser submetido a um processo de conformação plástica. Contudo, este processo é muito proveitoso para grandes séries de peças fabricadas com materiais dúcteis, como os metais. A fundição é adequada para materiais que fundem a temperaturas relativamente baixas em líquidos de baixa viscosidade, adequados para vazamento. Outro dos fatores que muito influencia o processo a utilizar é a geometria da peça. Peças finas podem facilmente ser obtidas por laminagem ou estiramento, mas não por fundição. Formas ocas podem ser moldadas, mas não podem ser obtidas por forjamento.

A gama de processos de fabrico utilizados desde a matéria prima escolhida para o fabrico de uma peça até à obtenção da peça final podem ser divididos em três grupos. O primeiro grupo compreende os processos primários: fundição, moldação, deformação, métodos de manipulação de pós, métodos para fabrico de compósitos e métodos especiais, como a prototipagem rápida. Estes são os processos que criam a forma. Em seguida, apresenta-se o grupo dos processos que modificam a forma, ou as propriedades da peça, através de maquinaria e tratamentos térmicos. Estes são os processos secundários. Geralmente, a maquinaria representa processos que alteram a forma de um corpo já criado e os tratamentos térmicos melhoram as suas propriedades. Finalmente, de modo a obter o componente final, surgem os métodos de ligação e tratamentos superficiais. A classificação destes processos de fabrico pode alterar-se. Contudo, geralmente, existem sempre três grupo cruciais: a conformação, ligação e acabamento.

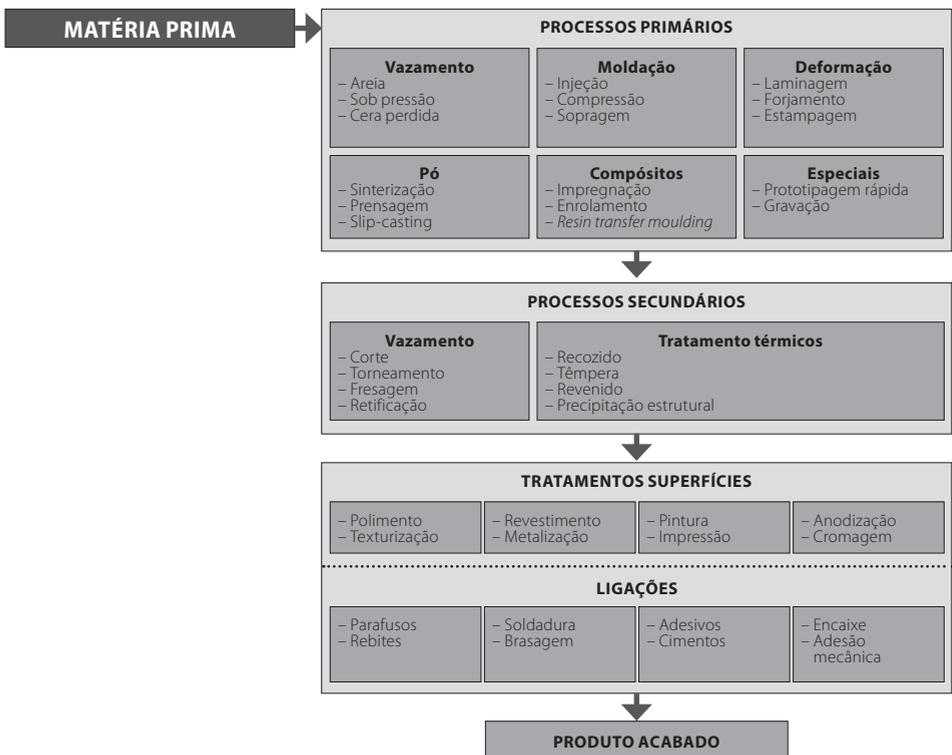


Figura 3.25. Diversas etapas do processo de fabrico de um material desde matéria prima ao produto acabado.

3.3.2.1. Defeitos pontuais

Este tipo de defeito é ao nível atómico e depende da presença, Figura 3.26.:

- de um átomo da matriz em posição intersticial (auto-intersticial);
- de um átomo de impureza em posição intersticial;
- de um átomo de impureza em posição substitucional;
- de um local da rede vazio (lacuna).

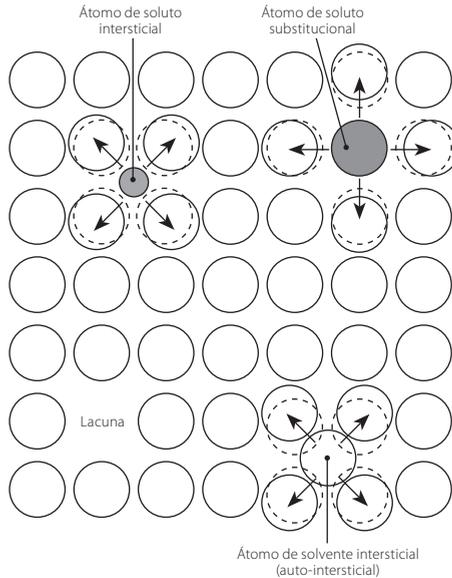


Figura 3.26. Defeitos cristalinos pontuais numa rede cristalina.

O processo de difusão é discutido com maior detalhe no Capítulo 2 sobre diagramas de fases.

3.3.2.2. Defeitos lineares

Os defeitos lineares são chamados deslocações e estão na origem dos processos ligados à deformação plástica, sendo que esta se deve ao deslizamento de deslocações ao longo de planos de deslizamento. As deslocações podem ser deslocações canto (ou cunha), Figura 3.27, e deslocações parafuso, Figura 3.28.

Deslocação canto (ou cunha)

A deslocação canto consiste na introdução de um meio plano suplementar na rede cristalina, assemelhando-se visualmente a uma cunha, Figura 3.27.a. Esta introdução de um plano suplementar origina uma distorção à sua volta. A orientação da deslocação é definida pelo vetor de *Burgers*. Para se definir o vetor de *Burgers*, traça-se um circuito no sentido dos ponteiros do relógio à volta da deslocação, Figura 3.27.b. O vetor de *Burgers*, b , liga o fim do circuito ao seu início. Para uma deslocação canto, b é sempre perpendicular à linha de deslocação L e por convenção é definida pelo símbolo \perp .

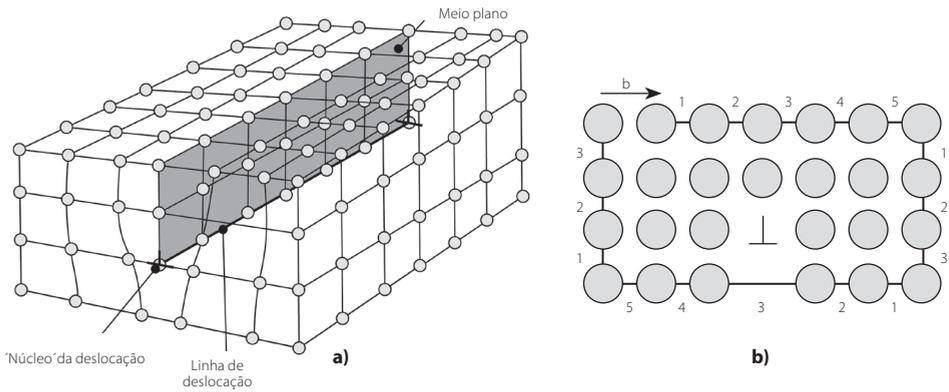


Figura 3.27. Representação de uma deslocação canto (ou cunha) **a)** e definição do vector de Burgers **b).**

Deslocação parafuso

A deslocação parafuso, Figura 3.28., não ocorre devido à presença de um meio plano suplementar. O seu nome deve-se ao facto de o cristal apresentar uma rampa helicoidal em torno da linha de deslocação. Para a deslocação parafuso, b é paralelo a L .

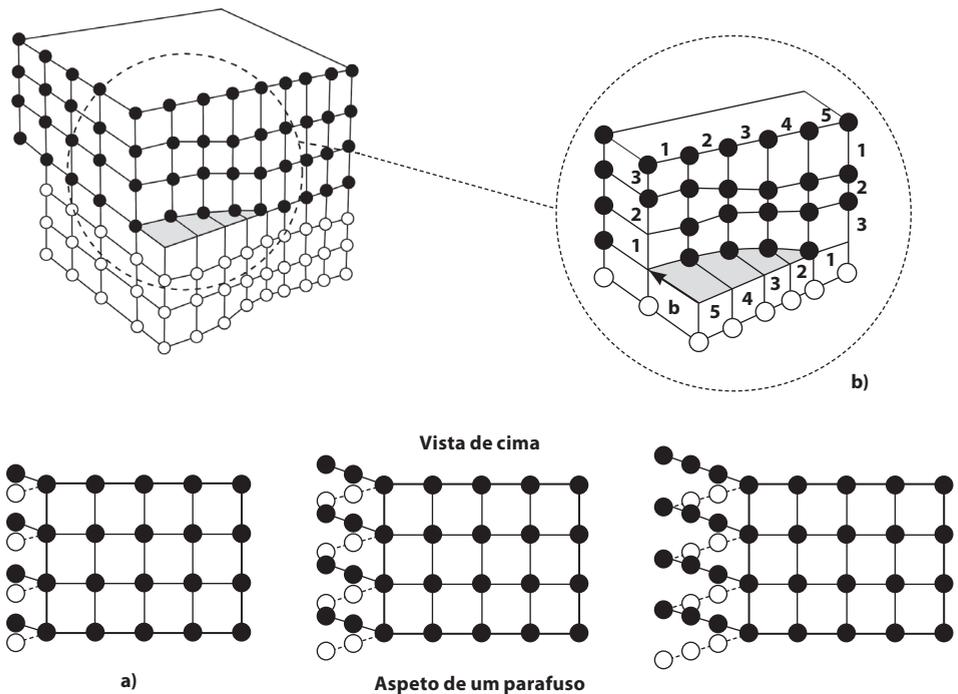


Figura 3.28. Representação de uma deslocação parafuso **a)** e definição do respetivo vector de Burgers **b).**

3.3.2.3. Defeitos planos

Junta de grão

Uma junta de grão é a interface entre dois cristais (ou grãos) do mesmo material que estão desorientados (as suas redes não coincidem). A junta de grão é uma camada fina de desordem atômica entre duas redes, Figura 3.29. Devido a esta desordem local, os átomos nas juntas de grão têm uma energia superior à dos restantes átomos no interior da rede, apresentam um estado metaestável e possuem uma energia de interface. As juntas de grão podem deslocar-se sob o efeito da temperatura, são o lugar privilegiado da segregação de átomos de impurezas e representam obstáculos à propagação das deslocações. As propriedades mecânicas de um policristal são altamente dependentes das juntas de grão.

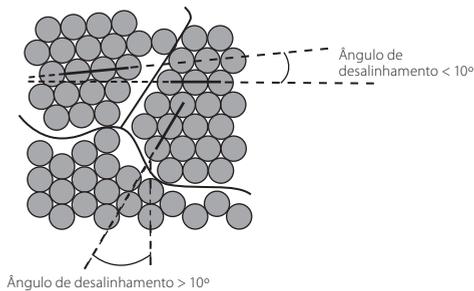


Figura 3.29. Juntas de grão com dois níveis de desorientação.

3.3.3. Movimento das deslocações

3.3.3.1. Deslocação canto (ou cunha)

A deformação plástica ocorre devido ao deslizamento das deslocações sob a ação de uma tensão de corte. Quando há uma deslocação, as ligações atômicas partem progressivamente uma por uma produzindo deslizamento, como ilustrado esquematicamente na Figura 3.30. no caso de uma deslocação canto. A tensão de corte necessária para deformar o cristal deste modo progressivo é muito mais baixa do que a tensão de corte necessária para romper todas as ligações ao mesmo tempo, o que explica que a tensão de corte real, necessária para deformar um cristal seja significativamente inferior à deformação teórica.

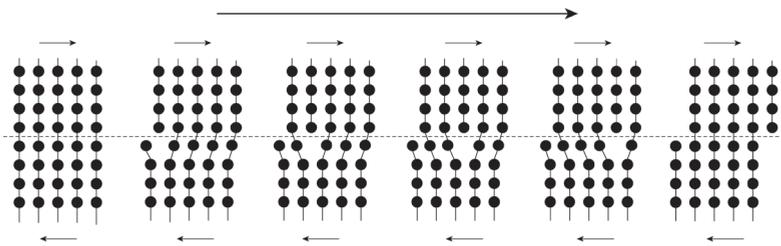


Figura 3.30. Movimento da deslocação canto quando sujeita a uma tensão de corte.

O movimento progressivo das deslocações pode ser compreendido recorrendo a exemplos simples, como o deslocamento progressivo de uma parte comprimida de uma lagarta, Figura 3.31.a, ou da parte tensa de uma minhoca, Figura 3.31.b.

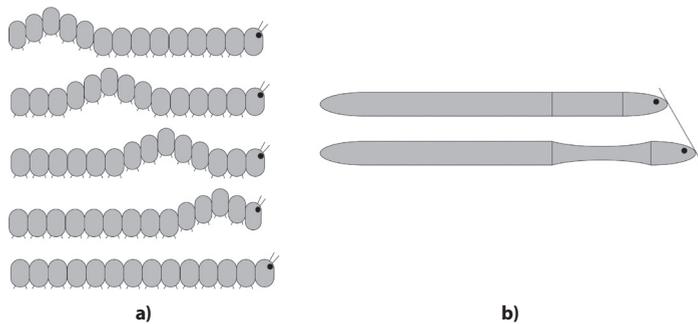


Figura 3.31. Exemplos de deslocamentos progressivos de uma lagarta **a)** e minhoca **b)**.

3.3.3.2. Sistemas de deslizamento

Como já avaliado na Equação 3.24, a tensão de corte é mínima para distâncias interatómicas pequenas e distâncias inter-planares grandes. As direções de deslizamento (ou direção dos vetores de Burgers) são as direções de maior densidade das redes cristalinas, porque correspondem às distâncias interatómicas mais curtas. Os planos de deslizamento são os planos de maior densidade das redes cristalinas porque em geral contêm as direções de maior densidade, são os mais afastados e do ponto de vista geométrico os mais 'lisos', facilitando assim o deslizamento. Cada combinação plano e direção de deslizamento define um sistema de deslizamento. Os diferentes sistemas de deslizamento para as estruturas HC, CFC e CCC são apresentados na Tabela 3.4. Na Figura 3.32. estão apresentados planos de deslizamento para cada estrutura cristalina. Tipicamente, materiais com a estrutura HC são mais frágeis, materiais com estrutura CFC são mais dúcteis e materiais com estrutura CCC são mais resistentes. Note-se que os índices de Miller que definem planos e direções no sistema HC são determinados com base em quatro eixos, de modo a que o mesmo conjunto de índices defina direções e planos da mesma família. Os primeiros três desses índices são relativos a eixos no plano da base, sendo um deles redundante, e o quarto perpendicular a este plano.

Tabela 3.4. Sistemas de deslizamento das estruturas cristalinas mais comuns.

	Estrutura cristalina		
	HC	CFC	CCC
Planos de deslizamento	(0001)	(111)	(110)*
N.º de planos de deslizamento	1	4	*
Direções de deslizamento	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\langle 110 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
N.º de direções de deslizamento no plano de deslizamento	3	3	*
N.º sistemas de deslizamento	3	12	até 48

* A estrutura CCC tem vários planos de deslizamento

A estrutura CCC tem muitos sistemas de deslizamento e é a estrutura em que o deslizamento é mais difícil, quando comparada com as estruturas CFC ou HC. Isto deve-se ao facto de a estrutura CCC não apresentar planos de máxima compacidade atómica.

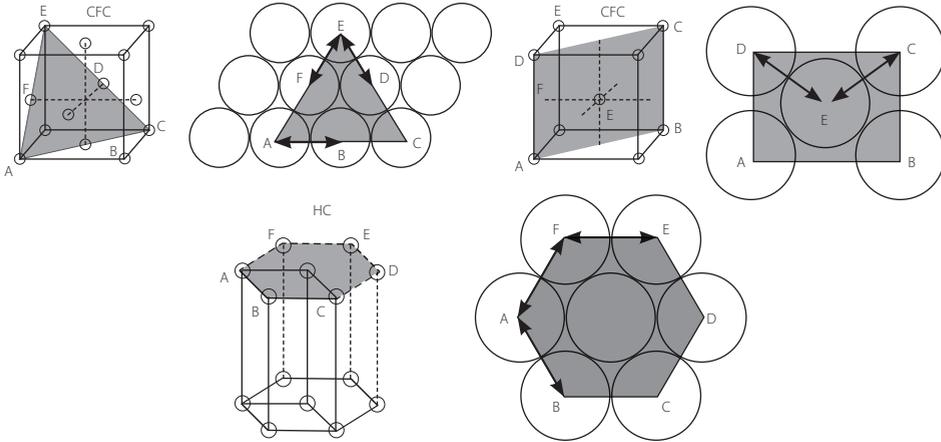


Figura 3.32. Diferentes planos de deslizamento para os três estruturas cristalinas.

3.3.4. Maclagem

A maclagem é um modo de deformação plástica ao nível do cristal, dada pela translação de planos paralelamente uns aos outros de uma quantidade proporcional à distância d ao plano de macla. O cristal deformado fica simétrico ao cristal não deformado em relação ao plano de macla, Figura 3.33.

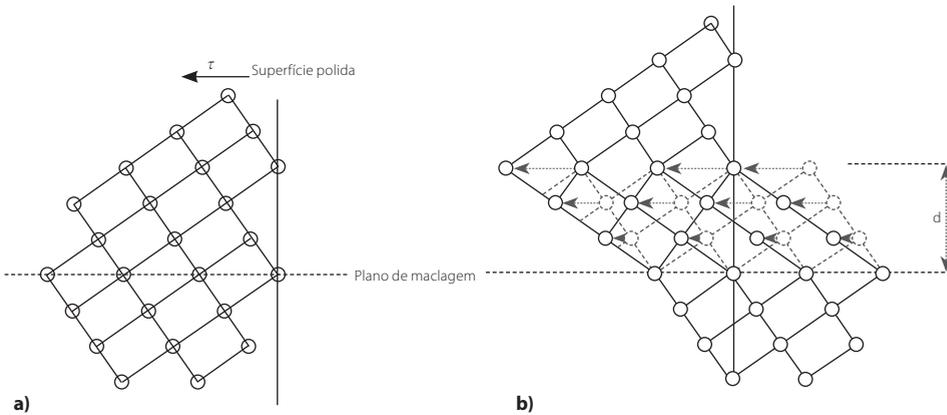


Figura 3.33. Deformação por maclagem. Antes da deformação **a)** e depois da deformação **b)**.

A Figura 3.34. clarifica a diferença entre o deslizamento e a maclagem. A orientação da rede na maclagem apresenta grande variação na região maclada enquanto no deslizamento essa variação é reduzida. A orientação da rede da maclagem altera-se e pode provocar a formação de sistemas de deslizamentos facilitando assim a deformação. A amplitude de

movimento no deslizamento é maior que o espaço interatômico enquanto na maclagem é inferior ao espaço interatômico. Do ponto de vista macroscópico, o deslizamento produz linhas finas à superfície enquanto a maclagem produz linhas grossas ou bandas.

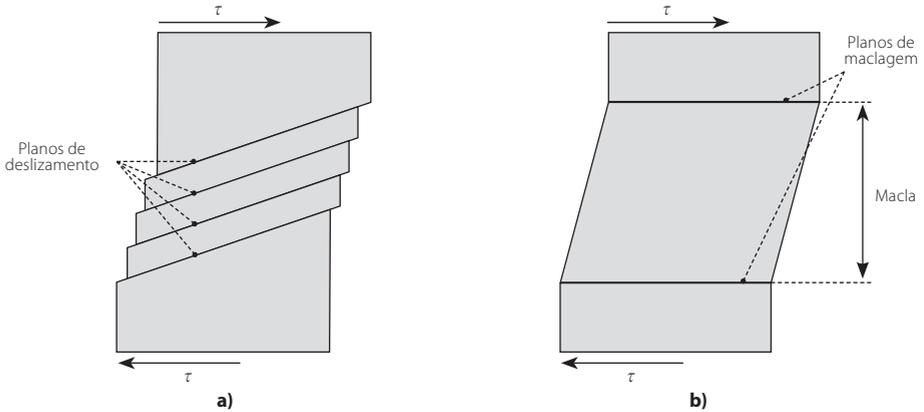


Figura 3.34. Diferença de orientação da rede para o deslizamento **a)** e a maclagem **b)**.

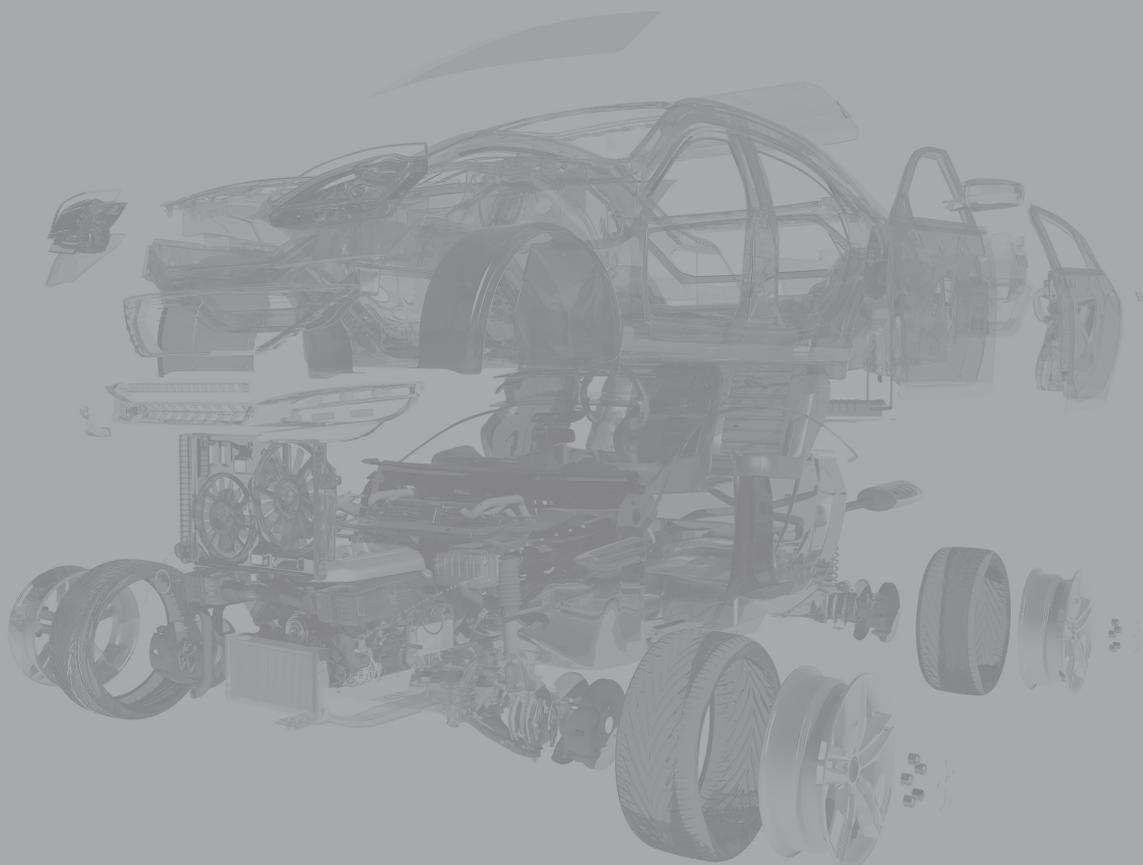
Comparando as três principais estruturas cristalinas estudadas (CCC, CFC e HC), a maclagem é particularmente importante para a estrutura HC, uma vez que é a estrutura com o mais baixo número de sistemas de deslizamentos. Na estrutura CCC, a maclagem é o modo principal de deformação para baixa temperatura e elevadas taxas de deformação, visto que o deslizamento de deslocações está inibido. Para o sistema CFC, a tensão de corte crítica correspondente à maclagem mantém-se sempre superior à do deslizamento e a maclagem por deformação plástica não é observada.

3.3.5. Deformação plástica em polímeros

Os materiais termoplásticos podem deformar-se elástica e plasticamente. Abaixo da sua T_g , os termoplásticos deformam-se sobretudo elasticamente. Acima da T_g , apresentam deformação plástica. A deformação de polímeros pode ocorrer por extensão das cadeias principais de átomos de carbono, deformação elástica, por desenrolamento das cadeias principais, deformação elástica ou plástica e por deslizamento das cadeias, deformação plástica. Informação mais detalhada relativamente a materiais poliméricos e à deformação plástica de polímeros pode ser consultada no Capítulo 12.

4. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO

4.1.	Introdução	103
4.2.	Endurecimento de monocristais	103
4.3.	Juntas de grão em policristais	107
4.4.	Aparecimento de uma segunda fase	108
4.5.	Interação de deslocações com átomos intersticiais	110
4.6.	Envelhecimento por deformação	111
4.7.	Endurecimento de polímeros	113



4. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO

4.1. INTRODUÇÃO

A deformação plástica de um material depende fundamentalmente da liberdade de movimento que é permitida às deslocações, os defeitos cristalográficos e irregularidades dentro de uma estrutura cristalina que correspondem uma mudança abrupta no arranjo dos átomos. É sabido que o material se torna mais resistente sempre que existe um aumento da dificuldade de deslizamento das deslocações, quer através de deformações da rede cristalina, quer pela imposição de obstáculos ao movimento. Tipicamente, com o aumento de resistência verifica-se uma diminuição da ductilidade.

4.2. ENDURECIMENTO DE MONOCRISTAIS

4.2.1. Intrínseco

Um sistema de deslizamento particular participa na deformação quando é atingido um valor crítico de corte τ_c característico do material e da temperatura. A força que é preciso exercer para movimentar uma deslocação isolada segundo um determinado sistema de deslizamento é a força dita de Peierls-Nabarro. Trata-se da resistência intrínseca de uma deslocação. O valor crítico de corte τ_c é muito inferior à resistência teórica do material, τ_{max} , e aumenta à medida que as ligações são mais direcionais, covalentes, e que a temperatura diminui. Esta energia é baixa para os metais, sendo maior para os CCC que para os CFC e HC, visto que a estrutura cristalina CCC não contém planos de máxima compacidade atômica. A tensão de corte crítica depende não só da estrutura do material, mas também da sua pureza, sendo mais baixa quanto mais puro for o material, sendo também mais baixo o seu limite elástico.

4.2.2. Precipitados em monocristais

O endurecimento por precipitados é um dos melhores métodos para aumentar a resistência à deformação plástica de um material. Os precipitados são partículas duras dispersas na matriz, como óxidos ou precipitados obtidos por um tratamento térmico, por exemplo partículas de CuAl_2 num duralumínio (uma liga de Al com 4% de Cu). A precipitação estrutural em ligas de alumínio pode ser consultada com maior detalhe no Capítulo 10 sobre ligas não ferrosas.

A passagem de uma deslocação por uma 'linha' de precipitados só se pode dar com um encurvamento da deslocação entre as partículas, Figura 4.1., o que exige uma tensão suplementar.

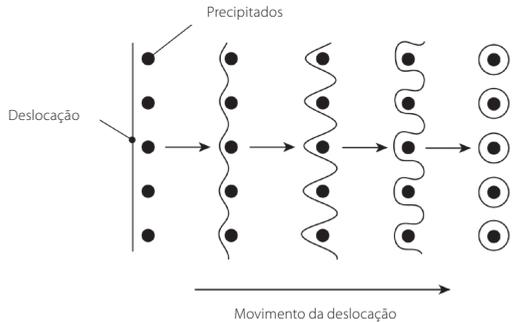


Figura 4.1. Movimento da deslocação na presença de precipitados.

Se um precipitado tiver a mesma estrutura que a matriz e apresentar uma continuidade dos planos cristalinos é considerado de precipitado coerente. O precipitado coerente tem uma interação mais marcada do que um precipitado incoerente oferecendo mais resistência à propagação de uma deslocação. Um precipitado incoerente tem uma estrutura diferente da matriz, Figura 4.2. Na Figura 4.3. pode-se notar que existe um tamanho limite abaixo do qual a eficácia tende a diminuir, uma partícula de grande tamanho (fenómeno de coalescência) não tem qualquer eficácia.

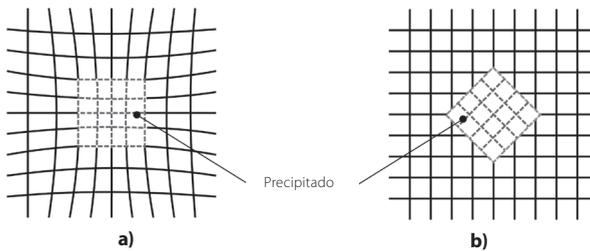


Figura 4.2. Precipitados coerentes a) e incoerentes b).

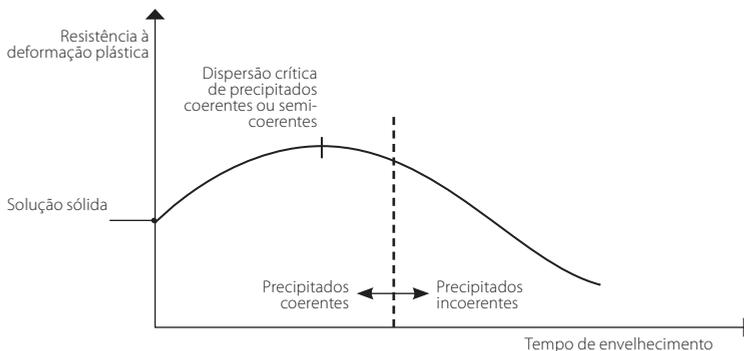


Figura 4.3. Variação da resistência à deformação plástica com o tipo e o tamanho do precipitado.

4.2.3. Solução sólida em monocristais

Existem dois tipos de solução sólida: substitucional e intersticial, Figura 4.4. Na solução sólida substitucional os átomos de soluto são semelhantes aos de solvente e ocupam parte da sua rede cristalina. Na solução sólida intersticial os átomos de soluto são de dimensões reduzidas quando comparadas com o solvente e ocupam espaços vazios na rede cristalina (C, H, O, por exemplo). Os átomos de soluto, que têm um tamanho diferente dos átomos de solvente, resultam em distorções elásticas da rede que interagem com o campo de tensões de uma deslocação, aplicando uma força sobre a deslocação. Para uma liga que contém uma concentração C de átomos de soluto (fração de átomos que são átomos de soluto) numa solução sólida substitucional, a deslocação consegue passar pelos átomos de soluto, Figura 4.5. se se verificar a Equação 4.1:

$$\tau b l \geq F_s \quad (4.1)$$

onde F_s é a força oferecida pelos átomos de soluto, b é a magnitude do vetor de burgers e l o espaçamento médio entre deslocações.

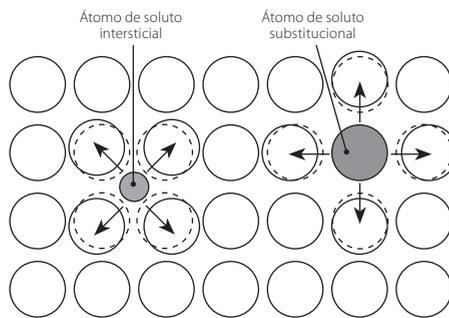


Figura 4.4. Diferentes tipos de solução sólida.

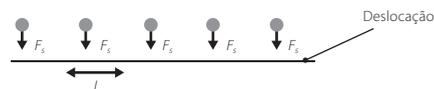


Figura 4.5. Modelo de uma linha de deslocação a passar por átomos de soluto.

Segundo a Figura 4.6. pode avaliar-se a influência da introdução de átomos de soluto em solução sólida numa rede de átomos de solvente na curva tensão deformação, quando comparado com o mesmo metal puro.

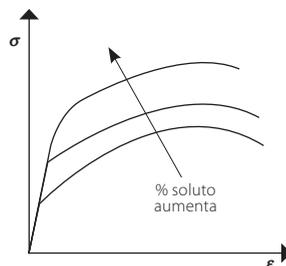


Figura 4.6. Efeito da introdução de solução sólida numa curva de tensão-deformação.

A título de exemplo, os latões α são muito utilizados em peças fabricadas por conformação plástica, e particularmente estampagem, consistem numa solução sólida substitucional em que o soluto, zinco é dissolvido em cobre. O cobre puro apresenta elevada deformação plástica, podendo ser de cerca de 60%, contudo, a sua resistência é relativamente baixa. Com a adição de zinco conseguem obter-se ligas que encontram diversas aplicações industriais como cartuchos de armas, ferragens, parafusos, perfis, entre outros. O cobre e suas ligas são explorados com maior detalhe no Capítulo 10 sobre ligas não ferrosas.

4.2.4. Encruamento em monocristais

Para uma deformação superior à deformação elástica, verifica-se um aumento da resistência e isto deve-se ao efeito de encruamento que ocorre devido a um endurecimento devido à interação das deslocações entre si, Figura 4.7.

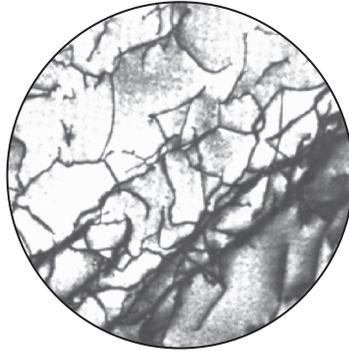


Figura 4.7. Imagem com a presença de várias deslocações.

Na Figura 4.8. pode verificar-se que o efeito de encruamento de um metal por deformação plástica se traduz, por um lado, num aumento da resistência mecânica e, por outro lado, numa diminuição da ductilidade e da tenacidade.

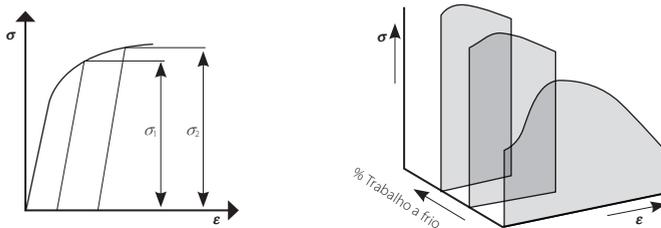


Figura 4.8. Efeito de encruamento e aumento da tensão limite de elasticidade por deformação plástica.

Tomando como exemplo os aços, explorados com mais detalhe no Capítulo 8, é conhecido que, quando trabalhados a frio, há um aumento da sua resistência e dureza, acompanhado por uma diminuição pronunciada da ductilidade, o que faz com que estes materiais fragilizem, tornando-se cada vez mais inadequados para trabalho a frio sem que a sua rotura

ocorra. Assim, pode ser necessário aplicar novamente um tratamento térmico de recozido para que a fragilização do aço diminua, diminuindo também, porém, a sua resistência.

4.3. JUNTAS DE GRÃO EM POLICRISTAIS

Até este ponto foi considerada a cedência de monocristais. Contudo, a maior parte dos materiais de engenharia são policristalinos. Nos policristais existem juntas de grão. As juntas de grão são os principais obstáculos ao movimento das deslocações, o que resulta numa contribuição adicional para a tensão de cedência. O livre percurso medio das deslocações diminui como o grão diminui. A Figura 4.9. ilustra uma série de deslocações que se movem num plano de deslizamento, encontrando uma fronteira de grão.

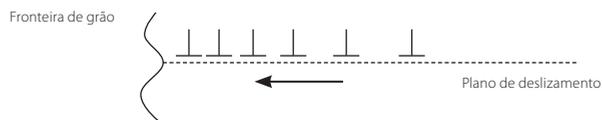


Figura 4.9. Esquema de deslocações próximas de uma fronteira de grão.

O empilhamento de deslocações com as juntas de grão promove uma reação oposta à força aplicada, que é evidenciada pelo efeito de Baushinger. Este efeito consiste na diminuição da tensão de cedência quando, após solitação numa dada direção, o metal é solitado na direção oposta, Figura 4.10. Note-se que os cristais com estrutura HC são ideais para o estudo deste efeito, uma vez que só deslizam na direção basal, evitando interações com efeitos de barreiras no deslizamento de outros planos.

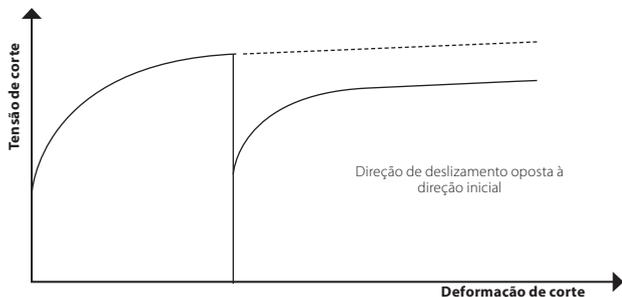


Figura 4.10. Efeito de Baushinger.

Se uma tensão de corte é aplicada num dado grão, as deslocações deslizam sobre um mesmo plano de deslizamento, orientado favoravelmente (Lei de Schmid) contudo, com o aparecimento de uma fronteira de grão não há continuidade do plano de deslizamento para o grão vizinho. A deformação plástica propaga-se de um grão para o seguinte para um valor crítico de tensão, relacionado com a dimensão média do grão através da lei de Petch-Hall:

$$\tau_y = \tau_y^0 + \frac{C}{\sqrt{d}} \quad (4.2)$$

sendo τ_y^g a tensão de cedência de um grão dada pelo somatório de todos os mecanismos de endurecimento intrínseca, precipitados, solução sólida e encruamento $\tau_y^g = \tau_y^{int} + \tau_y^{prec} + \tau_y^{sol} + \tau_y^{enc}$, c é uma constante específica para cada material relacionada com a 'facilidade' de deslizamento das deslocações e, portanto, com a estrutura cristalina e d é o tamanho de grão.

A Figura 4.11. mostra curvas de tração uniaxial esquemáticas de um aço com uma baixa percentagem de carbono para diferentes tamanhos de grão. Facilmente se constata que, quando o tamanho de grão diminui, a resistência aumenta e a ductilidade diminui.

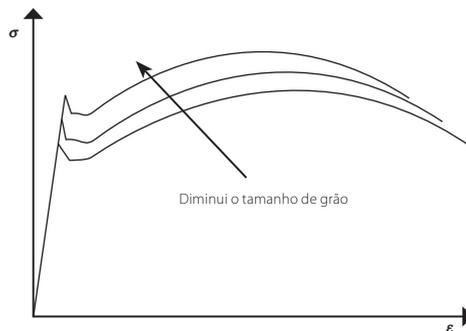


Figura 4.11. Curvas de tensão-deformação para diferentes tamanhos de grão d ou índice do tamanho de grão G (que é definido pelo número de grãos por unidade de volume).

Na indústria são recentemente utilizados aços de grão ultra fino com o objetivo de aumentar a resistência do aço. Estes aços têm grãos com um tamanho inferior a $1 \mu\text{m}$ e apresentam uma excelente relação entre a resistência mecânica e a tenacidade, permitindo utilizar os aços sem recurso a tratamentos térmicos posteriores. Mais detalhes sobre aços podem ser consultados no Capítulo 8.

4.4. APARECIMENTO DE UMA SEGUNDA FASE

A solubilidade sólida em toda a faixa de composição limita-se apenas a poucas ligas e apenas um efeito reduzido pode ser produzido na maioria das ligas pela adição de elementos em solução sólida. A maioria das ligas apresentam uma microestrutura heterogênea constituída por mais de duas fases. Na Figura 4.12. encontram-se duas microestruturas diferentes: duas fases macias agregadas, Figura 4.12.a, e uma fase macia e uma segunda fase de alta dureza dispersa, Figura 4.12.b.

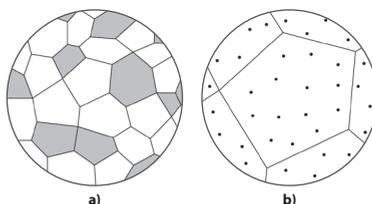


Figura 4.12. Microestruturas esquemáticas com duas fases: estrutura agregada **a)** e estrutura dispersa **b)**.

O endurecimento produzido pela segunda fase assegura o máximo endurecimento por solução sólida porque a sua presença é o resultado da saturação da matriz. Este assunto é detalhado no Capítulo 2 sobre diagramas de fases. Um exemplo do aparecimento de uma segunda fase é o caso do latão β numa matriz de latão α , a partir de 33% de Zn como ilustrado na Figura 4.13.

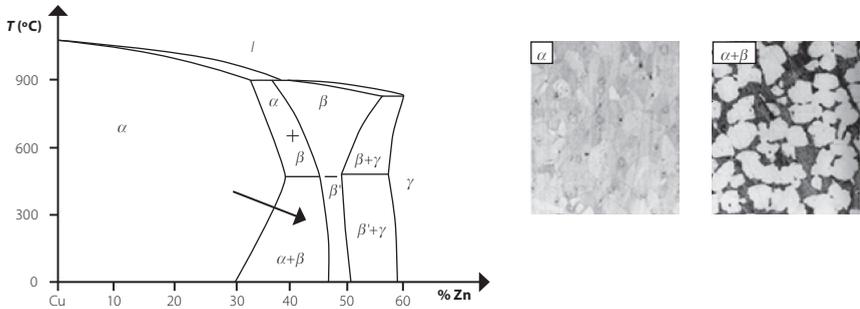


Figura 4.13. Diagrama e microestruturas de um latão beta numa matriz de latão α .

Outro dos exemplos de aparecimento de uma segunda fase comum são os aços, explorados com maior detalhe no Capítulo 8, em que aparece cementite, Fe_3C , numa matriz de ferrite α . Quando estes aços se encontram no estado recozido, ou seja, próximo do equilíbrio, pode considerar-se que a sua estrutura é representada pelo diagrama de equilíbrio, Figura 4.14. Nestes materiais há a presença de uma transformação eutectóide, dada por:

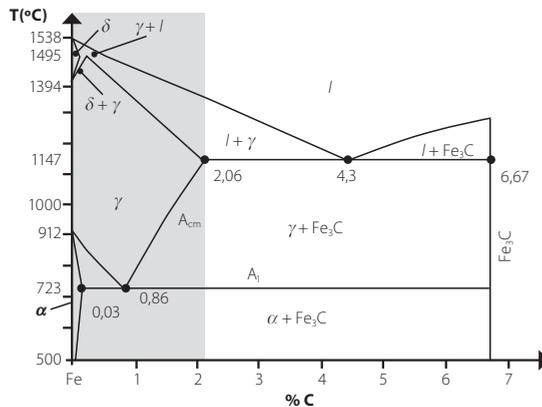


Figura 4.14. Diagrama metaestável Fe-C com indicação da composição dos aços.

Devido a esta transformação, há o aparecimento de um agregado bifásico, geralmente lamelar, formado por lamentos alternados de Fe_3C e de ferrite α . Este agregado é o constituinte eutectóide denominado por perlite e contribui para um significativo aumento de resistência dos aços. Este tópico é discutido com elevado detalhe no Capítulo 8 sobre aços.

Relativamente aos aços, deve ainda ressaltar-se a transformação martensítica, que corresponde a uma transformação sem difusão que ocorre devido a um arrefecimento rápido desde a fase γ , austenite, CFC, que consegue dissolver mais carbono até á temperatura

ambiente, em que o aço está sob a forma de ferrite, CCC. Esta transformação sem difusão faz com que o carbono dissolvido fique aprisionado na malha, fazendo com que a estrutura à temperatura ambiente esteja deformada, não sendo CCC mas sim tetragonal centrada. Este processo cria uma estrutura extremamente resistente, que é discutida com maior detalhe no Capítulo 8 sobre aços.

4.5. INTERAÇÃO DE DESLOCAÇÕES COM ÁTOMOS INTERSTICIAIS

O fenómeno de cedência consiste num alongamento descontínuo sem ocorrer um aumento da tensão após se ter atingido a tensão limite de elasticidade. Este fenómeno é típico para aços com baixo teor de carbono (aços ferríticos). Nas curvas de tensão-deformação em que ocorre este fenómeno, Figura 4.15., observam-se um patamar de cedência caracterizado por um limite superior de cedência σ_{eH} , um limite inferior de cedência σ_{eL} e um comprimento do patamar A_p (%). Quando ocorre este fenómeno de cedência, o provete fica marcado com bandas paralelas entre si, que formam um ângulo de 45° com a direção de carregamento à tração. Estas bandas são denominadas por bandas de Luders.

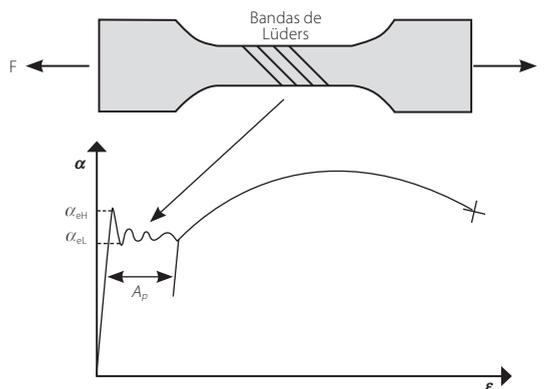


Figura 4.15. Comportamento típico do patamar de cedência.

Metalurgicamente, uma das teorias que explica este fenómeno baseia-se nas atmosferas de Cottrell, que consistem na aglomeração de pequenas quantidades de átomos intersticiais (geralmente carbono ou azoto), preferencialmente na vizinhança das deslocações, Figura 4.16. O endurecimento ocorre devido a uma conjugação de fenómenos tais como distorção, interações elétricas, interações de módulos, entre outros. Explorando o problema de forma simplificada, os átomos intersticiais distorcem a rede, tornando o deslizamento das deslocações mais difícil, sendo necessária uma força elevada para o deslizamento se realizar. Em certo ponto, a carga é suficiente para vencer essa resistência, contudo, as atmosferas conseguem reunir-se novamente na base da deslocação, reconstituindo a barreira. Este fenómeno explica o serrilhado do patamar de cedência. O fenómeno para quando começam a agir obstáculos mais pronunciados que as atmosferas de Cottrell.

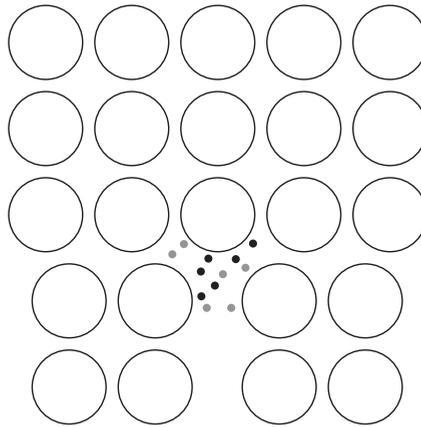


Figura 4.16. Ilustração das atmosferas de Cottrell.

O alongamento devido ao fenômeno de cedência sem aumento de tensão deve ser evitado nos processos de conformação por deformação plástica, como a embutidura. Para evitar este fenômeno é comum deformar plasticamente o material, impondo uma deformação superior ao comprimento do patamar através de um passe de laminagem a frio e eliminando assim a sua presença posterior, Figura 4.17. Outra forma de evitar o patamar de cedência consiste em utilizar na constituição do aço elementos químicos que se ligam ao carbono, evitando o aparecimento das atmosferas de Cottrell. Se este fenômeno de cedência não for evitado, irão surgir nervuras resultantes da progressão do fenômeno ao longo do componente durante a conformação plástica, levando esta à sua inutilização.

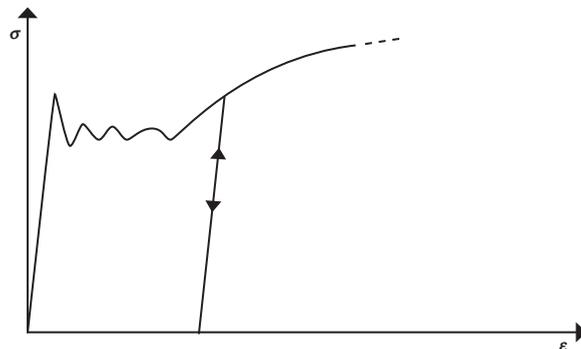


Figura 4.17. Material deformado plasticamente para evitar o fenômeno de cedência.

4.6. ENVELHECIMENTO POR DEFORMAÇÃO

Este tipo de comportamento ocorre em materiais que apresentam patamar de cedência e consiste no aumento da resistência e diminuição da ductilidade com o aquecimento, a temperaturas relativamente baixas, devido à difusão dos átomos de carbono e azoto para as deslocações durante o período de envelhecimento para formar novas atmosferas de Cottrell.

Na Figura 4.18. podemos observar uma representação esquemática do fenômeno de envelhecimento, onde na região A o material é inicialmente deformado, na região B o material já sofreu uma deformação plástica superior ao comprimento do patamar de cedência, foi descarregado e é imediatamente tracionado novamente e na região C ocorre um reaparecimento e aumento do limite de cedência após envelhecimento a uma temperatura de 150°C.

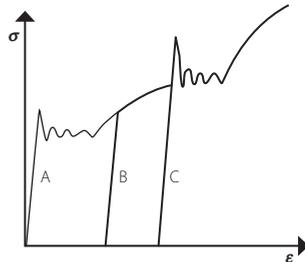


Figura 4.18. Envelhecimento por deformação presente numa curva tensão-deformação para aços com baixo teor de carbono.

O aumento de resistência é ligeiro, mas, por exemplo na indústria automóvel, é aproveitado na chaparia, onde este processo ocorre na sequência da estampagem dos painéis (deformação plástica). Durante a cura ou *bake hardening* da pintura do carro (realizada em estufa), a temperatura é da ordem dos 150 °C, o que representa uma temperatura suficiente para se dar o envelhecimento, conseguindo-se aumentos de resistência de 10 a 15 %.

O reaparecimento do patamar de cedência não necessita de um aquecimento, podendo ocorrer a temperaturas tão baixas como a temperatura ambiente (envelhecimento natural) desde que passe um período de tempo suficientemente longo, visto que, à temperatura ambiente, este é um processo extremamente lento. Assim, o material deve ser utilizado pouco depois do passe de laminagem a frio.

Para altas temperaturas o fenômeno de cedência pode repetir-se ao longo de toda a curva de tração, devido à elevada mobilidade dos átomos de soluto pois, como foi visto anteriormente, a difusão aumenta com a temperatura e existe a possibilidade de as atmosferas de Cottrell se formarem novamente. Este tipo de fenômeno é denominado por envelhecimento dinâmico, sendo também conhecido como efeito de Portevin-LeChatelier, Figura 4.19.

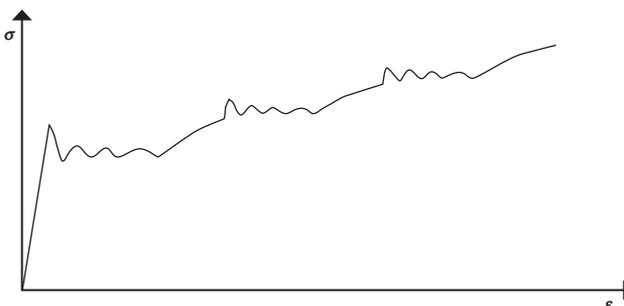


Figura 4.19. Efeito de Portevin-LeChatelier no ferro.

4.7. ENDURECIMENTO DE POLÍMEROS

Para materiais não cristalinos, como os polímeros, explorados no Capítulo 12, a teoria das deslocções não se aplica. Nos polímeros a deformação plástica é descrita como sendo um processo gradual que varia de acordo com o tipo de material, podendo ocorrer deslizamento de dois segmentos de uma cadeia polimérica ou o corte de uma pequena molécula numa rede de vidro. Para materiais em que o processo de deformação envolve ligações fortes (como no caso de vidros inorgânicos), o material é resistente e frágil, à semelhança dos cerâmicos. Se a deformação envolve apenas a rotura de ligações fracas (como é o caso de ligações de van der Waals nos polímeros), o material tem uma baixa resistência.

Os polímeros também podem ser endurecidos impedindo o deslizamento dos segmentos das suas cadeias moleculares. Este tipo de endurecimento pode ser conseguido misturando um polímero com outros polímeros, por estiramento, por ligações tridimensionais (como é o caso dos termoendurecíveis) ou por adição de reforços sob a forma de partículas, fibras ou tecidos, como explorado no Capítulo 13 sobre compósitos.

Os compósitos consistem em polímeros reforçados, tipicamente com fibras (fibra de vidro, de carbono e kevlar). Os materiais compósitos mais comuns são polímeros reforçados com fibras de vidro (GFRP), fibras de carbono (CFRP), e fibras de kevlar (KFRP). É possível determinar a resistência de compósitos reforçados com longas fibras a partir das resistências de cada material de base. Este tópico é discutido com maior detalhe no Capítulo 13 sobre compósitos.

Na zona em que os polímeros têm um comportamento vítreo, a uma temperatura abaixo da T_g , podem ser considerados materiais compósito com uma fração volúmica V_f de ligações covalentes (com um módulo de aproximadamente 100 GPa, correspondendo ao diamante) e uma fração $(1 - V_f)$ de ligações de van der Waals (com um módulo de aproximadamente 1 GPa, correspondendo a um hidrocarboneto com ligações apenas de van der Waals). A evolução do módulo de elasticidade para os polímeros em função da fração volúmica tem a evolução representada pela curva da Figura 4.20.

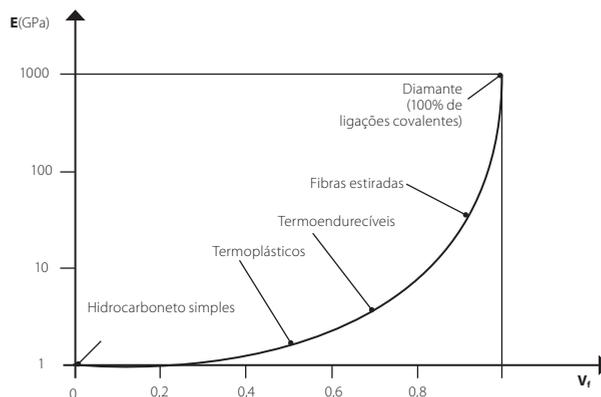
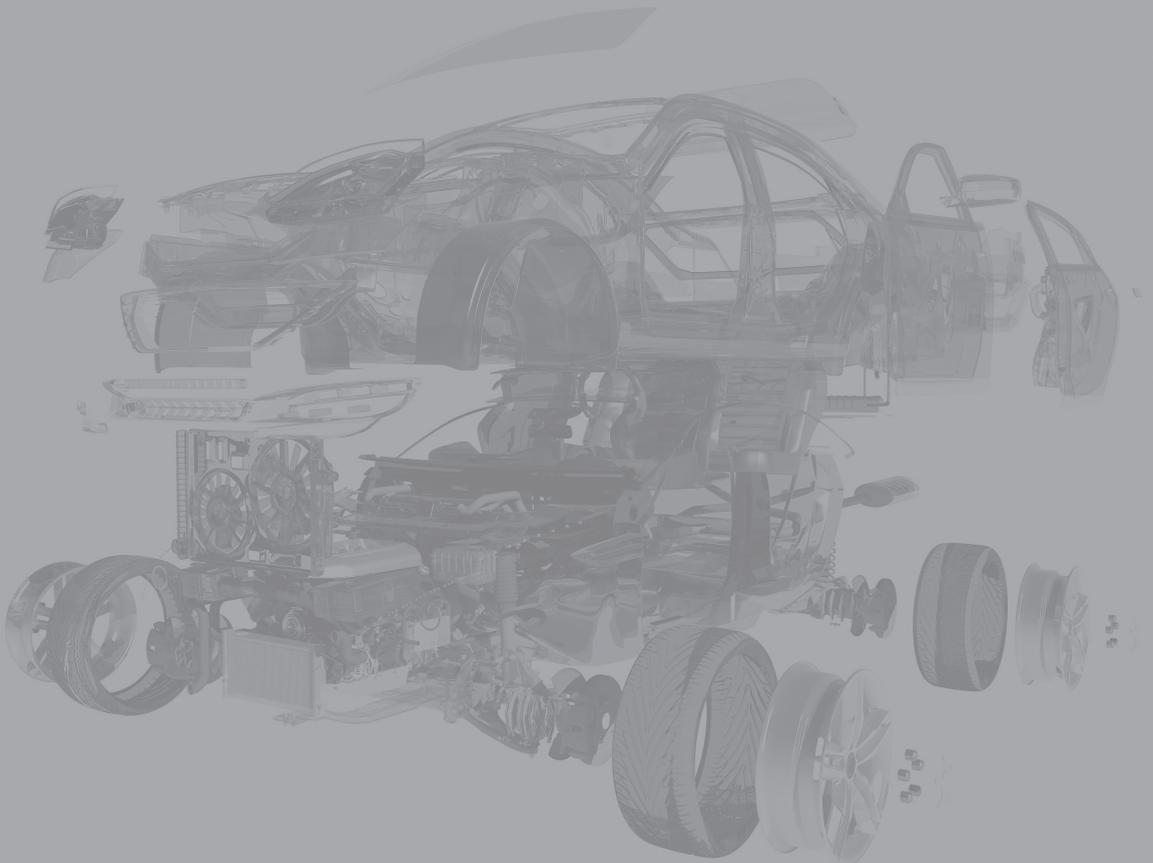


Figura 4.20. Módulo de elasticidade de polímeros em função da fração volúmica.

5. MECÂNICA DA FRATURA

5.1.	Introdução	117
5.2.	Rotura frágil	117
5.3.	Teoria de Griffith	120
5.4.	Plasticidade na extremidade de fendas	122
5.5.	Fator intensidade de tensão	123
5.6.	Determinação experimental da tenacidade	125
5.7.	Mecanismos de rotura	126



5. MECÂNICA DA FRATURA

5.1. INTRODUÇÃO

A mecânica da fratura estuda o comportamento dos materiais na presença de fendas, com o objetivo de compreender como os diferentes materiais respondem à presença de dano. É a mecânica da fratura que nos permite perceber como alguns materiais se quebram com muita facilidade e de forma rápida (os chamados materiais frágeis) enquanto outros são muito resistentes aos impactos e danos (os chamados materiais dúcteis e tenazes). A mecânica da fratura explica-nos como o estado de tensão e deformação na extremidade de uma fenda permite quantificar a resposta dos materiais à propagação de fendas, definindo procedimentos experimentais para este efeito.

5.2. ROTURA FRÁGIL

Começamos por analisar o comportamento dos materiais frágeis, que falham segundo um processo a que chamamos de fratura frágil. Tal como visto no Capítulo 3, sobre deformação plástica, uma fratura frágil é repentina e o ocorre praticamente sem qualquer tipo de deformação plástica global da peça. Em contraste, quando temos uma fratura dúctil, verifica-se o inverso, com um elevado nível de cedência. Em qualquer material temos uma competição entre estes dois processos, a cedência e a fratura frágil, Figura 5.1. Se a tensão de cedência (σ_y) for inferior à tensão de fratura frágil (σ_{fr}), a rotura ocorre de modo dúctil, acompanhada de importante deformação plástica. Se o inverso ocorrer ($\sigma_y > \sigma_{fr}$) o material será suscetível a uma rotura frágil e rápida. Note-se que num material de construção estrutural pretende-se que a rotura seja o mais gradual possível, lenta e com deformação plástica. Esta é uma das razões pela qual os materiais mais dúcteis, como os metais, são o material de eleição para uso em aplicações estruturais.

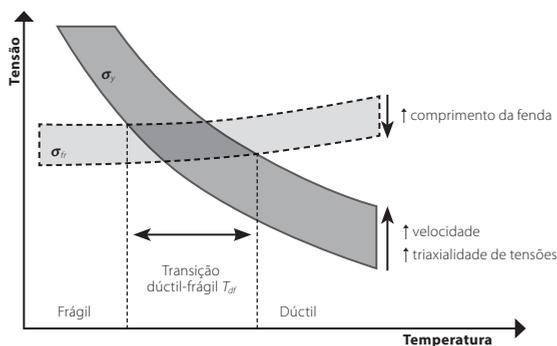


Figura 5.1. A transição dúctil-frágil e os parâmetros que a influenciam.

É importante ressaltar que esta abordagem simplificada, baseada nos dados de um ensaio de tração não inclui todos os fatores que explicam o modo de fratura. Por vezes existem fatores que tornam um material dúctil num material frágil, especialmente em ligas metálicas, conforme exibido na Figura 5.1. Entre estes fatores os mais importantes são a velocidade de deformação ($\dot{\epsilon}$), as baixas temperaturas, a existência de triaxialidade de tensões e a presença de fendas, Figura 5.2.

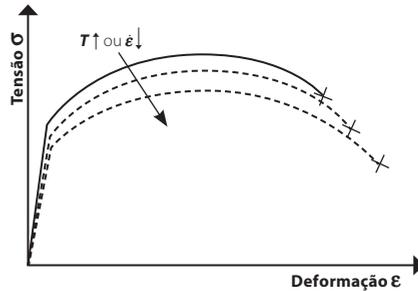


Figura 5.2. Influência da temperatura (T) e da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) no comportamento mecânico de uma liga metálica.

Face a esta variação drástica de comportamento, torna-se importante realizar ensaios mecânicos para ajudar a identificar estes fatores e perceber se um dado material pode ser utilizado em segurança numa aplicação de elevada responsabilidade. Surge aqui então o ensaio de tenacidade ao choque, ou Charpy. Este é um ensaio relativamente antigo, desenvolvido no início do século XX e que usa um pêndulo que é largado de uma posição elevada que aplica um impacto a um provete, conforme mostrado na Figura 5.3. A energia absorvida pelo provete é determinada e permite perceber se estamos perante uma situação de falha dúctil (alta absorção de energia pela deformação plástica) ou frágil (baixa absorção de energia).

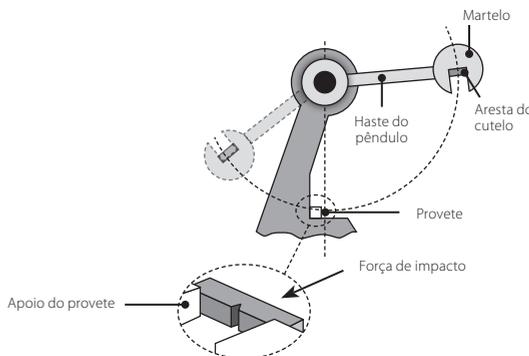


Figura 5.3. Representação esquemática do ensaio de tenacidade ao choque ou Charpy.

É habitual realizar ensaios de Charpy a diferentes temperaturas, o que permite traçar uma curva que representa a absorção de energia em função da temperatura. Isto permite evidenciar a possível presença de uma zona de transição dúctil-frágil, que pode ser usada para definir os limites de temperatura de serviço de uma dada estrutura. A Figura 5.4. mostra os resultados de um desses ensaios, exibindo claramente uma temperatura onde

o comportamento do material se altera drasticamente. Esta mudança de comportamento é também perceptível através das superfícies de fratura. Para uma fratura frágil, a superfície é brilhante e lisa devido à inexistência de deformação plástica, enquanto que para energias de rotura elevadas a superfície é baça e apresenta nervuras devido à deformação plástica. Na zona de transição, a rotura é uma mistura dos dois tipos de falha anteriormente referidos.

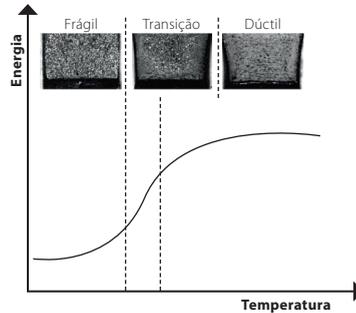


Figura 5.4. Identificação da transição dúctil-frágil com os resultados do ensaio Charpy e as superfícies de rotura características dos provetes após o ensaio.

A negligência deste fenómeno já levou à destruição catastrófica de várias estruturas sendo a mais conhecida, o naufrágio do Titanic. O casco deste navio era construído por chapas de aço de baixo carbono que apresentava uma temperatura de transição dúctil-frágil de cerca de 20 °C. No entanto a temperatura da água estava próxima dos 0 °C, o que fazia com que o material estivesse na zona frágil e por isso conseguisse absorver uma quantidade de energia muito reduzida, o que levou à sua falha.

Conforme já mencionado a triaxialidade de tensões tem também influência no modo de falha. A triaxialidade de tensões é um conceito que quantifica se um material está a ser carregado apenas numa direção ou nas três direções em simultâneo. Quando maior for a triaxialidade, mais complexo será o carregamento aplicado ao material e isto tem o efeito de trazer a temperatura de transição dúctil-frágil para valores mais elevados. Isto significa que, por exemplo, um material que normalmente é dúctil à temperatura ambiente poderá transforma-se num material frágil a esta temperatura caso esteja carregado em mais do que uma direção em simultâneo. Dois tipos de entalhes podem ser submetidos ao ensaio Charpy (o entalhe *V* e *U*), resultando num estado de tensão na zona da fenda diferente, que leva a resultados ligeiramente divergentes. A Figura 5.5. ilustra esta mesma condição, mostrando claramente o efeito do estado de tensão na temperatura de transição dúctil-frágil.

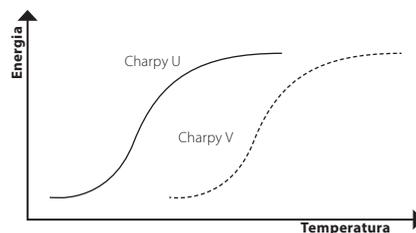


Figura 5.5. Diferença de resultados de energia absorvida registada com os ensaios Charpy V e Charpy U.

Note-se também que a estrutura cristalina do material tem uma forte influência na existência ou não da transição dúctil-frágil. Os metais com uma estrutura cristalina do tipo CCC geralmente apresentam este tipo de transição, enquanto os metais com uma estrutura do tipo CFC e HC apresentam uma dependência com a temperatura muito reduzida, quando comparada com a transição brusca exibida pelos metais do tipo CCC, sendo isto claramente evidente nos resultados de ensaios do tipo Charpy (Figura 5.6.). Esta diferença deve-se à inexistência de planos e direções de máxima compactidade atômica na estrutura CCC o que faz com que a influência que o aumento da temperatura tem na facilidade de deslizamento seja muito superior à que tem nos casos em que o deslizamento já é mais fácil por existirem planos máxima compactidade atômica.

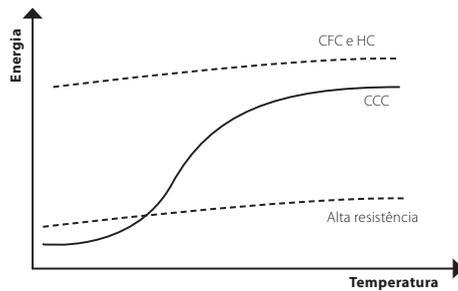


Figura 5.6. Representação esquemática da diferente sensibilidade à temperatura exibida por diferentes estruturas cristalinas quando sujeita a ensaios de tenacidade.

Os materiais cerâmicos apresentam uma estrutura atômica sem possibilidade de deslizamento fácil o que origina altas resistências mecânicas e baixa deformação à rotura. Existem também ligas metálicas onde a presença de obstáculos ao movimento das deslocamentos origina tensões de cedência elevadas, novamente obtidas em troca de baixas capacidades de deformação à rotura. A realidade é que, embora estes materiais sejam extremamente resistentes e aparentem ser uma escolha ideal para uso em construção mecânica, são muito suscetíveis à presença de defeitos. Qualquer fenda irá propagar de forma extremamente rápida e precipitar a rotura sem qualquer tipo de aviso. Por este facto, estes materiais com alta resistência absorvem uma quantidade de energia muito baixa a qualquer temperatura (Figura 5.6.).

5.3. TEORIA DE GRIFFITH

A Mecânica da Fratura é uma disciplina relativamente recente, que se iniciou durante a Primeira Guerra Mundial. O seu surgimento deve-se em grande parte ao trabalho realizado pelo engenheiro aeronáutico inglês Alan Arnold Griffith que fez experiências com vidro e constatou que a resistência deste, era de aproximadamente 100 MPa enquanto que a sua resistência teórica era de 10000 MPa. Para além disto, através de ensaios em fibras de vidro, apercebeu-se, que à medida que o diâmetro das fibras diminuía, a tensão de rotura se aproximava da tensão de rotura teórica. Isto levou a que Griffith tivesse a notável ideia

de que estas discrepâncias se pudessem justificar pela presença de pequenas fendas no material. Assim, em 1921, Griffith desenvolveu a base teórica que explica este comportamento e na qual toda a mecânica de fratura moderna se baseia. No seu trabalho, Griffith começou por definir as fendas que existem num dado material. Estas fendas são inerentes a esse material e, num cerâmico, podem inclusivamente ser da ordem de grandeza do tamanho de grão. De forma análoga ao que sucede com as deslocações, esta teoria explica que uma fenda pode propagar-se a uma tensão inferior àquela necessária para quebrar todas as ligações em simultâneo ao longo do plano de fratura. Neste caso, a fenda vai rompendo as ligações átomo a átomo e sequencialmente.

Griffith abordou o problema da propagação da fenda ao analisar a energia necessária para criar uma superfície de fenda teórica, Figura 5.7. Os átomos que se encontram numa superfície de fenda apresentam necessariamente um nível de energia superior à dos átomos no interior do material, que se encontram ligados a outros átomos e quimicamente estáveis. Esta é chamada de energia de superfície por unidade de área γ_s . A abertura de uma fenda implica a criação de duas novas superfícies (superior e inferior) e um aumento de área dA numa dada fenda o que leva a um consumo de energia de $2\gamma_s dA$.

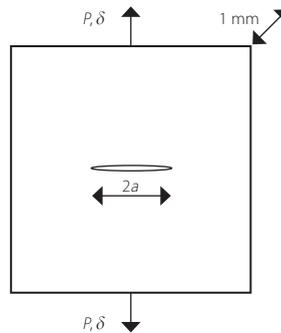


Figura 5.7. Representação esquemática de uma fenda segundo a teoria de Griffith.

Por outro lado, quando uma fenda propaga há uma libertação de energia de deformação elástica uma vez a rigidez diminui dado que o material na proximidade da fenda deixa de estar solicitado. Segundo a teoria de Griffith, essa energia, para uma placa infinita, remotamente tracionada, contendo uma fenda central de comprimento $2a$ (Figura 5.7), é dada por:

$$U = \frac{\sigma^2 \pi a^2}{2E} \quad (5.1)$$

A energia elástica que é primeiramente armazenada durante o carregamento do material, é depois libertada aquando da propagação da fenda, sendo utilizada para quebrar ligações e gerar as novas superfícies de fenda. Assim sendo, para que uma fenda propague é necessário que a quantidade de energia libertada seja superior à energia necessária para formar a fenda. Admitindo G é a taxa de libertação de energia por unidade de área, a condição para que haja propagação é definida por:

$$G = \frac{dU}{dA} = \frac{\sigma^2 \pi a^2}{E} \geq 2\gamma_s = G_c \quad (5.2)$$

Em que o valor G_c corresponde à taxa crítica de libertação de energia, ou tenacidade de um dado material. Considerando valores típicos de γ_{sr} , esta equação sugere que a maior parte dos materiais apresenta um G_c na ordem dos 2 J/m^2 . Aplicando a equação diretamente, uma amostra de aço com uma fenda de 1 mm, o aço teria uma tensão de rotura de apenas 11 MPa, um valor extremamente reduzido. Na realidade, a maior parte dos materiais apresentam um G_c muito superior, conforme pode ser observado nos dados exibidos na Tabela 5.1. Esta discrepância deve-se à influência da deformação plástica na extremidade da fenda.

Tabela 5.1. Taxa crítica de libertação de energia de diferentes materiais de construção mecânica.

Material	Taxa crítica de libertação de energia G_c (kJ/m ²)
Aço de reservatório de pressão	150
Aço macio	100
Ligas de titânio	26-114
PMMA	0,3-0,4
Alumina	0,02
Vidro	0,01
Gelo	0,003

5.4. PLASTICIDADE NA EXTREMIDADE DE FENDAS

Numa análise de mecânica da fratura é fundamental que a plasticidade seja considerada, pois apresenta uma forte influência na maneira como um material resiste à propagação de fendas. De facto, se usarmos uma análise puramente elástica para calcular as tensões na extremidade da fenda, obtêm-se valores extremamente elevados causados pela presença de uma singularidade (esforços elevados concentrados num único ponto geométrico, levando a que a tensão a que o material está sujeito tenda para infinito). Na prática, isto nunca sucede porque as tensões elevadas levam a que o material sofra deformação plástica.

As tensões na extremidade de uma fenda previstas por uma análise elástica são extremamente elevadas. Na zona à frente da fenda forma-se aquilo a que se chama zona de processo de fratura, tanto maior quanto maior for a tensão aplicada, Figura 5.8. Durante a propagação de uma fenda, a energia não é apenas dissipada a criar a superfície de fenda, mas também para deformar plasticamente o material que imediatamente antecede a fenda.

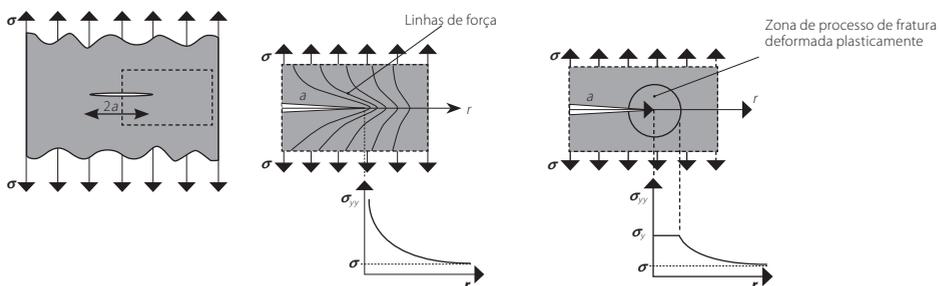


Figura 5.8. A zona de processo de fratura e tensões geradas nessa zona em função da tensão remota aplicada.

Para que uma fenda propague é necessário, portanto, libertar uma energia de deformação elástica superior à energia usada para a criar as superfícies e à energia dissipada na zona plástica da extremidade de fenda, Figura 5.9:

$$\frac{\sigma^2 \pi a^2}{E} 2da \geq 4\gamma_s da + 2\gamma_p da \quad (5.3)$$

Em que γ_p é a energia plástica dissipada por unidade de aumento de área da fenda. Voltando à equação anterior:

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} \geq 2\gamma_s + \gamma_p = G_c \quad (5.4)$$

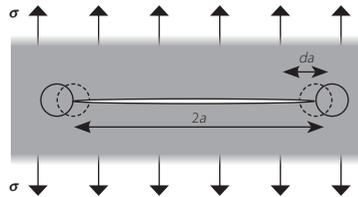


Figura 5.9. Representação esquemática do aumento da área na extremidade de uma fenda.

De facto, a componente plástica (γ_p) acaba por ser a componente com a maior contribuição para a taxa crítica de libertação de energia (G_c), para um grande número de materiais. Considerando um dado nível de carga, quanto menor for a tensão de cedência do material em estudo maior será a zona plástica que antecede a fenda e maior será a energia dissipada pela propagação da fenda. Em geral, se a zona deformada plasticamente for muito reduzida, é possível aplicar a mecânica da fratura linear-elástica. Quando esta não é desprezível é necessário recorrer a análises mais complexas, recorrendo à mecânica da fratura elasto-plástica, que se encontra fora do âmbito deste livro.

Os materiais com elevada tensão de cedência, como os cerâmicos e algumas ligas de aço referidos acima, são pouco tenazes porque não permitem a geração de uma grande zona de processo de fratura. Em contraste, materiais com tensão de cedência baixa apresentam grandes zonas de processo de fratura que dissipam largas quantidades de energia. É esta dualidade que explica o facto de alta tenacidade e elevada resistência serem muito difíceis de combinar num só material.

5.5. FATOR INTENSIDADE DE TENSÃO

Existem duas abordagens diferentes em mecânica da fratura, a abordagem energética, discutida anteriormente, e a abordagem baseada no estado de tensão na extremidade da fenda. Sabemos então que a taxa de libertação de energia (G) depende quer do tipo de carregamento quer das propriedades do material, o que figura como uma desvantagem da abordagem energética. No entanto, recorrendo à abordagem baseada no estado de tensão da extremidade da fenda e ao conceito de fator de intensidade de tensão (K) é

possível fazer a distinção entre estas duas componentes da taxa de libertação de energia presente num dado carregamento. Para tal, recuperando a definição de G :

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} \geq G_c \quad (5.5)$$

$$\sigma^2 \pi a \geq G_c E \quad (5.6)$$

Que, de modo a obter K , pode ser reescrito como:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \geq \sqrt{G_c E} = K_c \quad (5.6)$$

O que nos permite definir o K_c , o fator de intensidade de tensão crítico ou a tenacidade, em $\text{MN.m}^{-3/2}$ ou $\text{MPa.m}^{1/2}$.

É importante referir que esta equação necessita de ser corrigida em função da geometria em estudo, sendo introduzido um fator multiplicativo adimensional Y , que é função da geometria e da distribuição da carga, conforme mostrado esquematicamente na Figura 5.10.

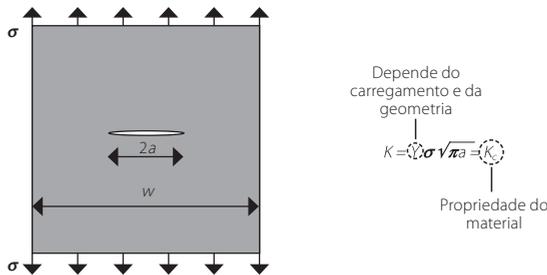


Figura 5.10. Representação esquemática das propriedades que contribuem para o cálculo do fator de intensidade de tensão e como os mesmos se relacionam com as propriedades de base do material.

Nos casos em que existe uma tensão aplicada uniformemente e um comprimento de fenda muito inferior às dimensões gerais do provete estamos perante uma situação em que $Y = 1$, sendo esta a situação que temos vindo a estudar até agora neste capítulo. No entanto, à medida que a fenda propaga divergimos desta situação simples e passamos a ter uma interação maior com as superfícies livres, o que requer um fator Y de correção adicional. Também a presença de tensões remotas não uniformes, como as causadas por um carregamento em flexão de uma viga requer o uso de um fator Y não unitário. Exemplos de casos em que Y é não unitário podem ser observados na Figura 5.11.

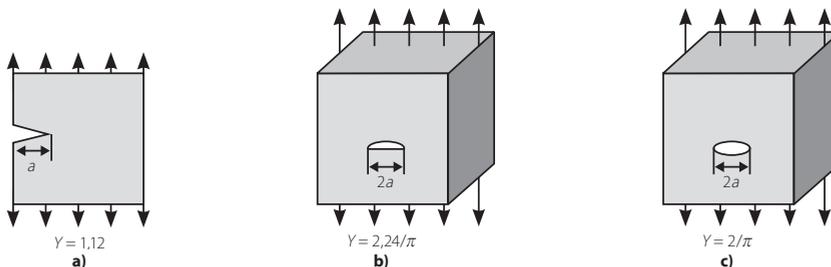


Figura 5.11. Fator geométrico Y para uma fenda lateral **a)**, uma fenda *thumb nail* **b)** e uma fenda central **c)**.

É possível obter uma equação que relacione o fator K com a tensão σ aplicada, o comprimento de fenda a e a valor de K_c . Esta equação é extremamente útil porque permite deduzir o valor do comprimento de fenda crítica, ou seja, o valor de comprimento de fenda mínimo que vai originar a propagação de fenda para um dado estado de tensão no material.

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{Y\sigma} \right)^2 \quad (5.8)$$

A mesma análise pode ser feita tendo em vista a tensão, definindo-se assim a chamada tensão crítica, que já foi até apresentada no início deste capítulo de uma forma simplificada como a tensão de fratura frágil (σ_{fr}).

$$\sigma_{fr} = \frac{K_c}{Y\sqrt{\pi a}} \quad (5.9)$$

Em suma, considerando a Equação 5.8, pode afirmar-se que, para uma dada força aplicada, é preciso ir aumentando o comprimento da fenda para atingir o comprimento crítico e haver propagação instável. Por outro lado, segundo a Equação 5.9, para um dado tamanho de fenda é necessário aumentar a tensão aplicada para haver propagação instável da fenda. Considere-se uma folha de papel. No centro dessa folha coloca-se uma fenda com um determinado tamanho, $2a$ (como representado na Figura 5.10.) tal que, se se aplicar tensão σ não há propagação instável da fenda. Para que essa propagação ocorra, é necessário aumentar o tamanho da fenda de modo a igualar o comprimento de fenda crítico ou aumentar progressivamente a tensão aplicada até que a solitação iguale a tensão crítica.

5.6. DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE

De forma a tornar possível o uso destas equações no projeto de componentes, foi fundamental o estabelecimento de uma metodologia de ensaio que permita estimar o fator K_c de um dado material. Esta determinação pode ser feita recorrendo a uma geometria de provete especial, com uma fenda real. Esta fenda, normalmente, é gerada por um curto processo de fadiga de forma a que seja a mais próxima de uma fenda encontrada em aplicações reais. Durante um ensaio deverá ser registada uma curva de força deslocamento das extremidades do entalhe e esses dados deverão ser usados para determinar a força que corresponde a um aumento de 2% na dimensão da fenda, sendo este valor convencionalizado na norma do ensaio. Esta força é depois utilizada para o cálculo do K_c com base em equações que foram previamente estabelecidas via uma análise elástica de provetes de referência, onde o fator Y é conhecido com exatidão.

De forma a que resultados consistentes sejam obtidos, é fundamental usar provetes espessos, pois provetes finos aparentam ser excessivamente tenazes devido à elevada contribuição da interação das fendas com as paredes exteriores do provete. Existem dois tipos de provetes muito populares para esta aplicação, o provete do tipo *compact tension* (CT) e o provete de flexão em três pontos, ambos mostrados na Figura 5.12.

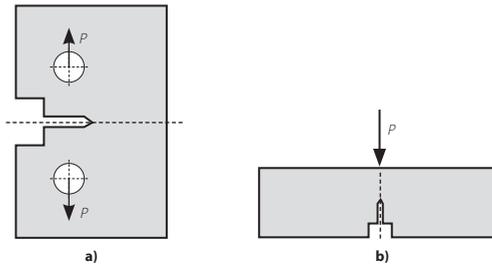


Figura 5.12. Ensaio do tipo compact tension **a)** e flexão em três pontos **b)**, usados para determinação da tenacidade de um material.

5.7. MECANISMOS DE ROTURA

5.7.1. Rotura dúctil

Consideramos um metal perfeitamente puro, sem qualquer tipo de defeito ou descontinuidade. Caso este material fosse tracionado sofreria um alongamento e um processo de estricção até a secção resistente ficar reduzida a zero, ocorrendo aí a falha.

Na prática, os metais usados em aplicações de engenharia raramente são puros, sendo dada primazia ao uso de ligas que contêm diversos tipos de inclusões, como partículas duras de óxidos, nitretos e sulfuretos, entre outros. A presença de uma destas inclusões no metal gera zonas localizadas de deformação plástica que rodeiam as partículas. Quando o material é ensaiado, geram-se microcavidades (*dimples* em inglês) as quais se alongam, coalescem e se unem em fendas de maior dimensão, levando à rotura final do material. A superfície de rotura resultante é extremamente irregular e rugosa, como resultado deste processo de criação e rotura de microcavidades. A Figura 5.13 mostra o processo de rotura esquematicamente o aspeto microscópico de uma destas superfícies de rotura.

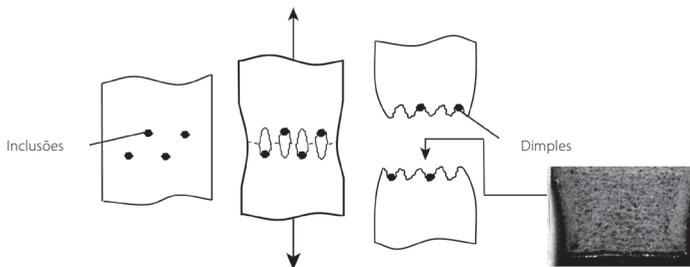


Figura 5.13. Processo de rotura dúctil de um metal e aspeto microscópico da superfície de rotura.

A progressão de fendas ocorre de forma semelhante, com um processo sequencial na zona de processo de fratura que antecede a fenda. Este começa com a nucleação de vazios nas zonas plastificadas seguindo-se o seu crescimento e interligação até à rotura, conforme mostrado na Figura 5.14.

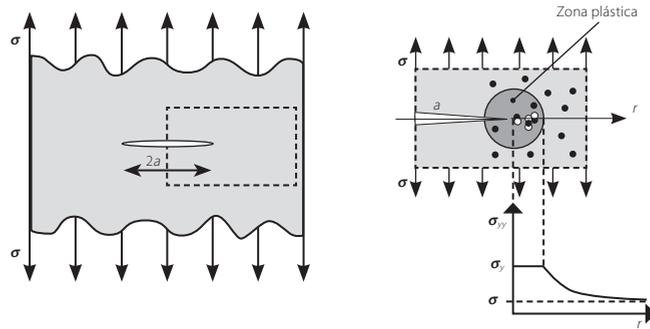


Figura 5.14. Mecanismo de propagação de uma fenda com a nucleação e coalescência de vazios na zona de processo de fratura.

No caso dos polímeros temos também um comportamento de rotura dúctil, mas causada por um mecanismo diferente. Os polímeros normalmente não apresentam os mesmos tipos de inclusões que causam a rotura dúctil de metais, mas são suscetíveis a um fenómeno chamado de *crazing*, o qual consiste no aparecimento de pequenas fendas nas zonas sujeitas a deformação plástica à medida que o material é carregado. Este fenómeno é fácil de identificar pelo tom esbranquiçado que confere ao polímero danificado. Este fenómeno é detalhado no Capítulo 12, dedicado aos polímeros.

5.7.2. Rotura frágil

Nos materiais mais frágeis, como os cerâmicos e os vidros, encontramos superfícies de rotura lisas e sem evidências de deformação plástica. A falha ocorre a um nível de tensão que é suficiente para atingir diretamente a resistência teórica do material, quebrando a ligação interatómica (Figura 5.15.).

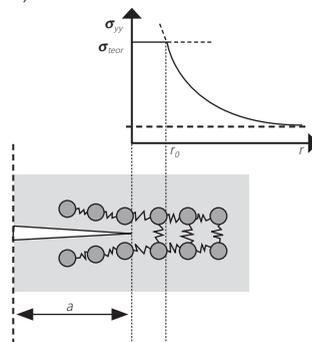


Figura 5.15. Mecanismo de propagação de fendas em materiais frágeis.

Neste capítulo já foi explicado o mecanismo de rotura dúctil de metais, mas, como vimos, estes também podem apresentar rotura frágil, caso estejamos abaixo da já explicada transição dúctil-frágil, semelhante à dos cerâmicos. Neste caso, a agitação térmica dos átomos será reduzida, causando restrições à movimentação das deslocações. O resultado é um aumento da resistência intrínseca do material. Como já foi referido, estruturas do tipo CFC

são menos sensíveis à temperatura, pois apresentam sistemas de fácil deslizamento que são difíceis de restringir.

Em materiais frágeis, a rotura pode ocorrer sem deformação plástica e segundo planos cristalográficos bem definidos, chamados de planos de clivagem. Estas roturas são chamadas de transgranulares, pois os planos de clivagem atravessam os grãos dos materiais, conforme ilustrado na Figura 5.16.

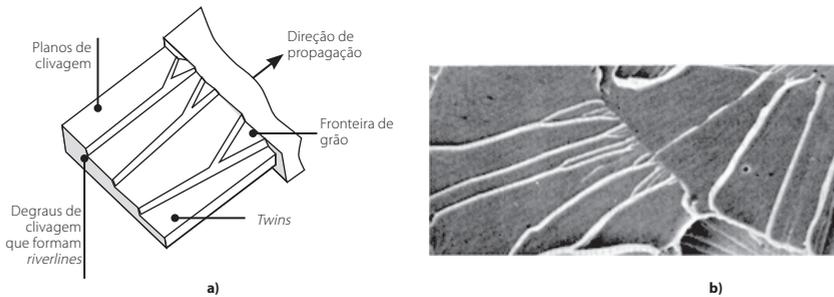


Figura 5.16. Rotura frágil de um metal através de planos de clivagem representada esquematicamente **a)** e em imagem real **b)**.

A superfície de fratura é, genericamente, lisa e brilhante, como a apresentada na fratura frágil do ensaio Charpy na Figura 5.3., sendo que, a interação da fissura com os defeitos estruturais ou heterogeneidades do metal conduz a microrelevos muito característicos chamados riverlines e twins, representados na Figura 5.16.

Num metal que solidifica desde o estado líquido, os grãos serão gerados de pequenos cristais sólidos, os germes, que vão crescer de forma desimpedida até que se encontram nas juntas de grão. Uma vez que estas juntas de grão correspondem às últimas regiões de solidificação, acabam por concentrar uma grande parte das impurezas presentes no metal líquido. Isto resulta numa rede frágil que rodeia os grãos tenazes. Nestes casos, o material é especialmente suscetível a uma rotura frágil completamente intergranular. A Figura 5.17. mostra esquematicamente este processo e o aspeto microscópico de uma superfície de rotura deste tipo.



Figura 5.17. Rotura frágil de um metal através de falha intergranular.

A composição química diferente nas juntas de grão pode causar outros problemas como a corrosão que gera fendas num material inicialmente livre de defeitos. Fratura frágil pode também ocorrer à temperatura ambiente, para materiais normalmente dúcteis, como os

aços, quando há uma fase frágil, como a cementite, nas juntas de grão. Os aços serão discutidos com mais detalhe no capítulo 8.

Para os metais já foi discutido o conceito de temperatura de transição dúctil-frágil, mas nos polímeros também é possível encontrar um fenômeno semelhante, intitulado de transição vítrea. A temperatura de transição vítrea, normalmente abreviada como T_g , corresponde a uma temperatura onde existe uma mudança drástica do comportamento mecânico de um polímero. Abaixo da T_g encontramos nos polímeros um comportamento relativamente frágil, com tenacidade reduzida, chamado de estado vítreo pelo seu comportamento semelhante ao de um vidro. Em contraste, acima da T_g temos um comportamento muito dúctil, característico de uma borracha, onde o material é mais flexível e capaz de absorver energia.

Alguns tipos de polímeros termoendurecíveis, como os epóxidos, apresentam-se no estado vítreo à temperatura ambiente ($T_g > T_{ambiente}$) devido à sua rede altamente reticulada com várias ligações covalentes tridimensionais resistentes à temperatura. Já um elastômero como um silicone, por exemplo, apresenta um comportamento típico de uma borracha porque a sua T_g ocorre a valores negativos ($T_g < T_{ambiente}$), um facto potenciado por uma cadeia polimérica mais livre e menos reticulada.

É possível combinar diferentes tipos de polímeros criando uma espécie de material compósito que faz uso destes diferentes comportamentos para melhorar o desempenho mecânico. Um exemplo clássico deste tipo de combinação são os materiais termoendurecíveis reforçados com elastômeros. Embora esta mistura reduza ligeiramente a resistência mecânica e a rigidez da matriz termoendurecível existem ganhos significativos na resistência ao impacto e na tenacidade do material. As fendas que propagam no material irão intersectar as partículas de borrachas e causarão a sua deformação elástica. A energia elástica absorvida neste processo irá atrasar de forma significativa a progressão de fenda, funcionando como uma mola que fecha a fenda e aumenta o nível de tensão necessário para que a mesma propague. A Figura 5.18. exemplifica este processo.

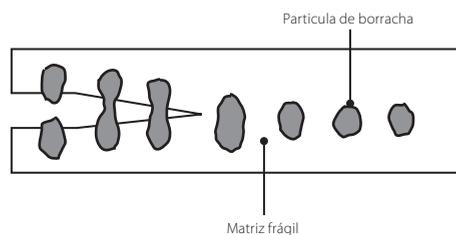


Figura 5.18. Representação esquemática do efeito do uso de partículas de borrachas para reforçar a tenacidade de um polímero frágil.

Antes de concluir este capítulo, é importante olhar para o caso dos materiais compósitos que usam uma matriz de resina e um reforço de fibras. Este é um caso particularmente

interessante porque o uso de fibras de reforço leva um aumento da tenacidade, embora estes sejam materiais relativamente frágeis. Note-se que, por exemplo, uma fibra de vidro tem um K_c de $0,8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ enquanto um polímero comum como o polipropileno apresenta um valor de K_c de $3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, pelo que seria de esperar que a presença de fibras levasse a uma redução significativa da tenacidade. No entanto, o inverso acontece porque quando uma fenda é gerada na matriz as fibras permanecem intactas e servem de ponte para transferir o esforço entre as faces da fenda. Este é um mecanismo de falha muito eficiente para dissipar a energia pois ocorre de forma gradual em várias faces, todas elas capazes de dissipar grandes quantidades de energia. Quando uma fibra eventualmente se quebra, parte da fibra quebrada fica embebido na matriz. À medida que a fenda se propaga, as fibras quebradas são arrancadas da matriz e este processo, chamado de *pull-out* das fibras, dissipa energia por fricção entre as fibras e a matriz. Note-se que é importante garantir boa adesão entre as fibras e o polímero para garantir máxima dissipação de energia. A Figura 5.19. ilustra esquematicamente este processo de *pull-out* das fibras.

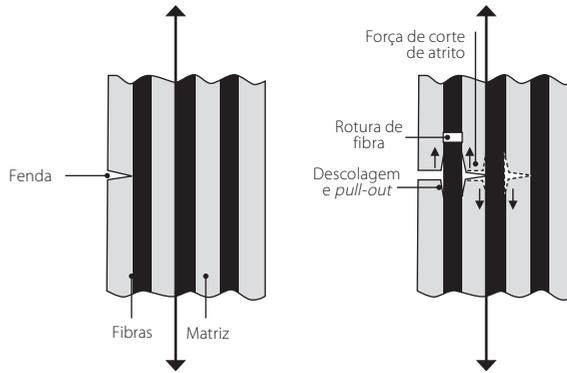
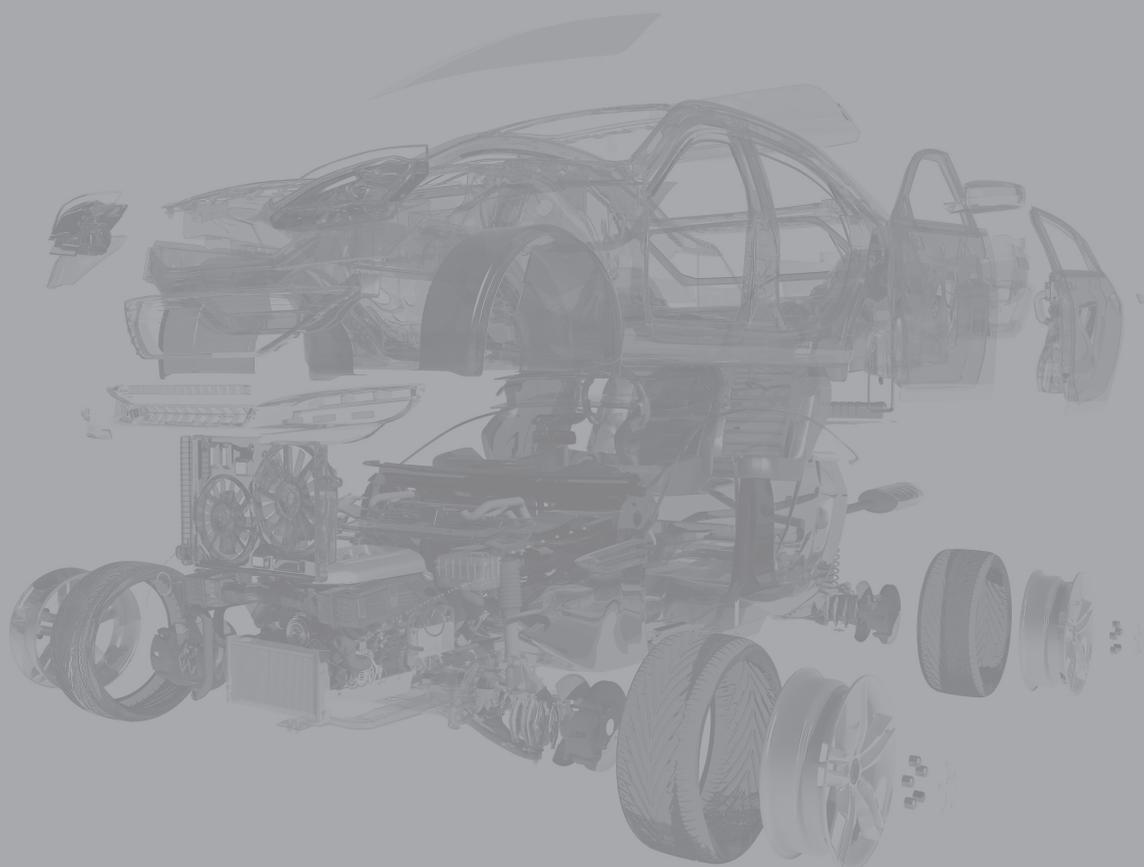


Figura 5.19. Representação esquemática do processo de rotura de um compósito de matriz polimérica com reforço de fibra, mostrando o fenómeno de *pull-out* das fibras.

6. FADIGA

6.1.	Introdução	133
6.2.	Definição dos ciclos de tensão	133
6.3.	Elevado número de ciclos	135
6.4.	Baixo número de ciclos	143
6.5.	Componentes com fendas	144
6.6.	Mecanismos de rotura por fadiga	148
6.7.	Mecanismos de aumentar a resistência à fadiga	150



6. FADIGA

6.1. INTRODUÇÃO

A rotura de materiais foi até este ponto analisada apenas sob a ação de uma sollicitação estática. No entanto, existe um fenómeno designado por fadiga que consiste na falha progressiva de materiais sujeitos a tensões ou deformações cíclicas, algo a que diversos componentes mecânicos se encontram sujeitos em serviço. O estudo deste fenómeno é relativamente recente, e remonta a meados do século XIX, quando o engenheiro alemão August Wöhler identificou o que causava a falha de veios usados em caminhos de ferro que falhavam após algumas centenas de quilómetros apesar de estarem corretamente dimensionados do ponto de vista estático. A fadiga de componentes é justificada pela ocorrência de plasticidades localizadas que ocorrem em pontos de concentração de tensão onde a tensão a que o material está sujeito, naquele local, é superior à tensão limite elástica apesar de globalmente a tensão aplicada ser inferior à tensão de cedência. Alguns exemplos clássicos deste caso são, veículos de transporte, veios rotativos, turbinas eólicas e componentes sujeitos a ciclos térmicos, os quais sofrem constantes contrações e expansões. Os aviões, a título de exemplo, são sujeitos a ciclos de pressão, devido à diferença de pressão desde o momento que levantam voo ao momento que aterram, sendo cada voo um ciclo de fadiga. Particularizando para as asas do avião, a força de lift a que estão sujeitas aumenta durante a descolagem, tendo depois uma carga superior durante o voo, que volta a diminuir até à aterragem.

O estudo destes carregamentos é crucial pois as cargas cíclicas apresentam o potencial para danificar os componentes a níveis de tensão relativamente baixos, inferiores à tensão de limite elástico. Quando um material é sujeito a cargas cíclicas de tensão este sofre alterações na sua microestrutura não havendo, porém, modificações macroestruturais detetadas. Estas alterações são designadas por dano por fadiga, tendo origem, tal como referido anteriormente, em de formações plásticas altamente localizadas, perto de pontos de concentração de tensões onde a tensão será superior à tensão de cedência do material.

6.2. DEFINIÇÃO DOS CICLOS DE TENSÃO

Os ciclos de tensão podem ser divididos em: tensão alternada, tensão repetida e tensão irregular, representadas na Figura 6.1.

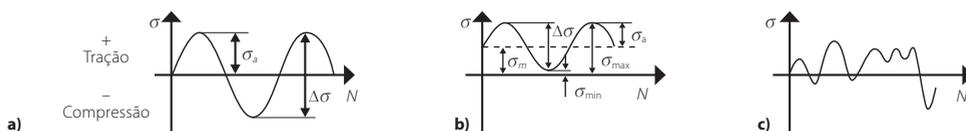


Figura 6.1. Ciclos de fadiga: tensão alternada a), tensão repetida b) e tensão irregular c).

Os ciclos definidos por ondas sinusoidais, como os representados na Figura 6.1.a e Figura 6.1.b, podem ser caracterizados por uma combinação de diversos parâmetros, como a tensão máxima, σ_{max} a tensão mínima, σ_{min} a tensão média, σ_m a amplitude de tensão, $\Delta\sigma$, a tensão alternada ou variável, σ_a , e pela razão de tensões R . É ainda relevante conhecer o número de ciclos de uma dada sollicitação a que o material foi sujeito, N . As variáveis anteriores relacionam-se entre si através de:

$$\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2 \quad (6.1)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (6.2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} = \Delta\sigma/2 \quad (6.3)$$

$$R = \sigma_{min} / \sigma_{max} \quad (6.4)$$

A vida de um componente à fadiga é dado pelo número de ciclos necessários para a iniciação de uma fenda mais o número de ciclos de propagação, Figura 6.2. Em componentes sem fendas, para valores de tensão altos, a rotura é controlada pela iniciação de uma fenda e, para valores de tensão baixos a propagação é significativa. Podem ser distinguidos dois casos neste tipo de componentes: fadiga de elevado número de ciclos e fadiga de baixo número de ciclos. A fadiga de elevado número de ciclos refere-se a casos em que o número de ciclos até à rotura do componente é superior a 10^5 nestes casos $\sigma_{max} < \sigma_y$ e $|\sigma_{min}| < \sigma_y$. A fadiga de baixo número de ciclos refere-se a casos em que o número de ciclos até à rotura do componente é inferior a 10^5 , nestes casos $\sigma_{max} > \sigma_y$ e $|\sigma_{min}| > \sigma_y$. Em componentes com fendas, o fenómeno mais relevante é o de propagação de fenda, visto que a iniciação é mais fácil.

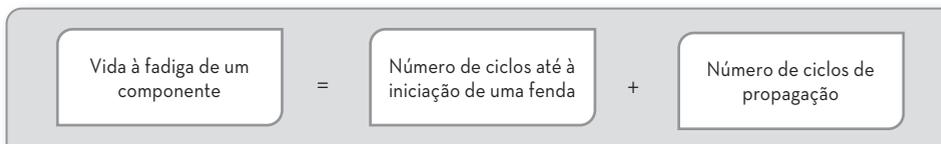


Figura 6.2. Número de ciclos de um componente à fadiga.

As superfícies de fratura esquemáticas, para tensões nominais altas e baixas e para situações com e sem entalhe para diversos carregamentos, estão apresentados na Figura 6.3. A título de exemplo, note-se que no caso de tração e tração-compressão sem entalhe, quando a tensão nominal é elevada há propagação de fenda por fadiga no topo do provete numa área reduzida e, posteriormente, há fratura frágil. Por outro lado, vendo a superfície para tensão nominal baixa, a região de propagação de fenda por fadiga é maior antes da fratura frágil, sendo mais significativas as estrias devido a essa propagação (no caso de materiais dúcteis). Para provetes com entalhe a área de propagação de fenda por fadiga antes de fratura frágil estende-se para as extremidades do provete.

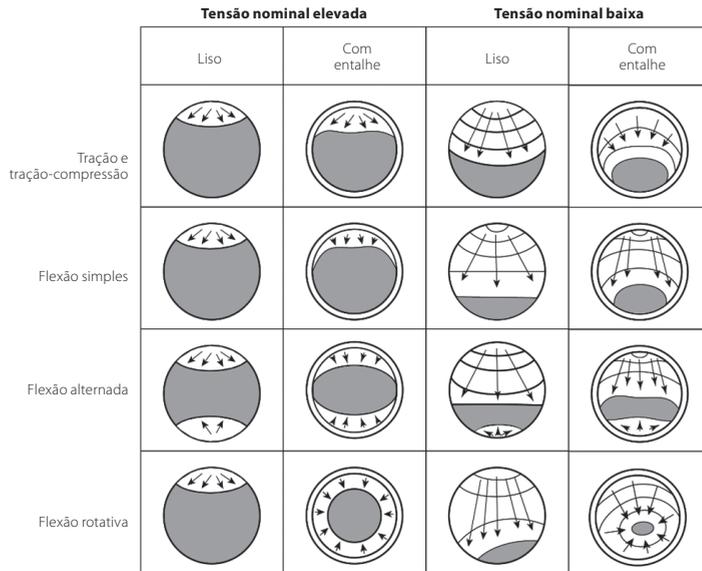


Figura 6.3. Representação esquemática da superfície de fratura em fadiga devido a diversos tipos de solicação, para tensão nominal elevada e baixa, com e sem entalhe.

6.3. ELEVADO NÚMERO DE CICLOS

6.3.1. Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga consistem em impor aos provetes em análise N ciclos de tensão periódicos e sinusoidais. Um dos ensaios típicos é o da flexão rotativa, Figura 6.4. Este ensaio, devido à sua natureza rotativa, faz com que a carga seja aplicada em flexão e, à medida que o provete roda até metade do seu curso, a mesma carga é aplicada, mas com o sentido oposto em relação ao provete. Deste modo, a tensão média será nula e $R = -1$. Nos ensaios à fadiga é necessário equipamento com elevada sensibilidade e estabilidade de forças e deslocamentos. Para isto, atualmente, são utilizadas máquinas servohidráulicas, com um controlo em ciclo fechado (*closed loop*) que permitem trabalhar com uma elevada gama de tensões médias. Este tipo de controlo permite ainda que a força ou o deslocamento aplicado no material seja mais próximo do valor programado.

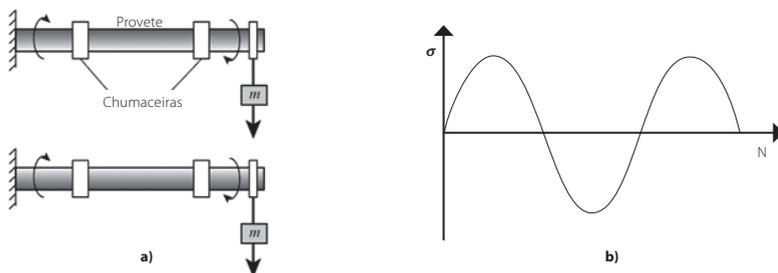


Figura 6.4. Ensaio de fadiga em flexão rotativa. Representação esquemática do ensaio **a)** e ciclo tensão alternada **b)**.

Os ensaios de fadiga podem demorar muito tempo, desde vários dias, a algumas semanas ou mesmo meses. Para diminuir o tempo de ensaio, a frequência dos N ciclos necessários até à rotura do material pode ser aumentada. Porém, essa frequência, para metais, nunca deve exceder os 100Hz visto que, a partir deste valor, há sobreaquecimento do material e o aumento de temperatura pode causar alterações na microestrutura e comportamento mecânico do material. Em polímeros, sendo estes materiais viscoelásticos, a resistência e tenacidade à fratura são significativamente influenciados pela temperatura, geralmente diminuindo, o que faz com que o material a temperaturas mais altas seja menos resistente e mais dúctil.

6.3.2. Curvas SN

Os ensaios de fadiga referidos anteriormente permitem manter a frequência e o R constantes, para cada nível de tensão σ_{max} . Testando uma série de provetes, determina-se a distribuição do número de ciclos até à rotura, N , Figura 6.5. Esta curva é denominada por curva SN, curva de Wöhler (em memória do engenheiro alemão da metade do século XIX que trabalhou extensivamente em caminhos de ferro) ou curva básica de fadiga e é geralmente apresentada num gráfico semi-logarítmico em que o eixo horizontal, correspondente ao número de ciclos até rotura, está em escala logarítmica por forma a acomodar um maior número de ciclos. No caso da flexão, representada na Figura 6.4., é a tensão superficial (onde a tensão é máxima) que é representada. Note-se que, como foi visto anteriormente, os ensaios de fadiga são demorados e, sendo necessário um conjunto significativo de ensaios para gerar uma curva SN, o conhecimento desta curva para um dado material constitui um processo muito trabalhoso. Adicionalmente, estes resultados apresentam uma dispersão mais ou menos importante.

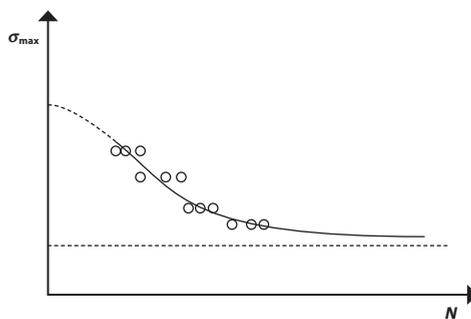


Figura 6.5. Representação esquemática de curvas SN.

Nesta curva podem distinguir-se três domínios: o domínio de baixo número de ciclos (domínio 1), o domínio do limite de fadiga limitado (domínio 2) e o domínio de limite de fadiga ilimitado (domínio 3), Figura 6.6.

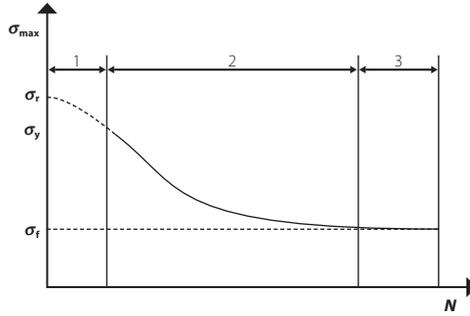


Figura 6.6. Representação esquemática dos três domínios de uma curva SN.

O domínio de baixo número de ciclos geralmente não está representado na curva SN, motivo pelo qual foi representado a traço interrompido na Figura 6.6.

O domínio de limite de fadiga limitado, domínio clássico ou domínio elástico da fadiga, encontra-se entre 10^5 e 10^7 ciclos. Este domínio é frequentemente representado num gráfico em que ambos os eixos se encontram em escala logarítmica, de modo que a curva SN se torne uma reta, Figura 6.7.

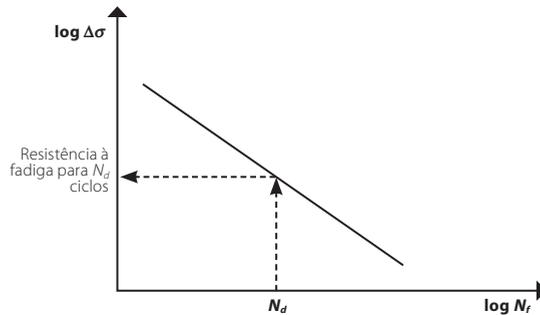


Figura 6.7. Amplitude de tensão.

Esta reta indica uma lei exponencial do tipo:

$$\Delta\sigma N_f^a = C_1 \quad (6.5)$$

onde $\Delta\sigma$ é a amplitude da solitação, N_f o número de ciclos até à rotura e a e C_1 constantes empíricas. Esta lei é denominada por lei de Basquin e pode ser expeditamente utilizada para determinar N_f partindo de $\Delta\sigma$ e vice-versa. Deste modo, para uma dada solitação conhecida pode determinar-se o número de ciclos que o material aguenta até à rotura e, querendo que um material possa trabalhar no mínimo um certo número de ciclos, pode saber-se a amplitude máxima de tensão a que pode ser sujeito. Note-se que, em geral, se aplica um fator de segurança considerável, visto que os resultados de fadiga têm dispersões de resultados elevadas.

O domínio de limite de fadiga ilimitado encontra-se para um número de ciclos superior a 10^7 , usualmente entre 10^7 e 10^9 ciclos. Neste domínio, as tensões máximas são inferiores a um valor de tensão σ_f , tensão limite de fadiga, em que o número de ciclos até à rotura do material é superior ao previsto para os ensaios.

A tensão limite de fadiga pode ser definida de diferentes modos. Para alguns materiais, como aços ferríticos (com estrutura CCC), pode haver uma passagem muito nítida entre o domínio 2 e 3, em que σ_f será uma assíntota na curva de fadiga. Para outros materiais esta assíntota não é clara, sendo σ_f o valor de tensão que necessita de um dado valor, muito elevado, de ciclos para ocorrer rotura. É este o caso de metais com estrutura CFC, como o alumínio. Nesses casos, convencionalmente, define-se que esta tensão corresponde à tensão que não conduz à rotura para um determinado número de ciclos, geralmente 5×10^7 ciclos. Estes dois casos são apresentados na Figura 6.8.

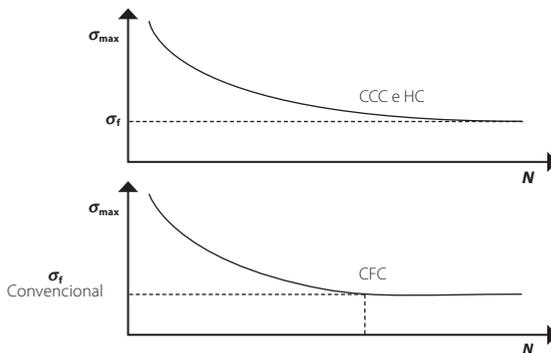


Figura 6.8. Domínio de limite de fadiga inimitada para estruturas CCC, HC e CFC.

A tensão limite de fadiga está usualmente entre 20 e 60% da tensão de rotura e depende do tipo de sollicitação a que o material está sujeito, sendo maior para flexão rotativa, seguido de tração-compressão e, por fim, menor para torção. É de notar que a iniciação de fendas depende de uma variedade de fatores, tais como a natureza do material, a sua microestrutura, os tratamentos a que foi sujeito e a presença, ou não, de locais preferenciais para a iniciação de fendas. As inclusões e, em particular, aquelas situadas na zona da superfície são sítios preferenciais de iniciação. Porém, para provetes lisos, a curva SN representa um critério prático capaz para prever a vida total de um componente à fadiga, para valores de tensão baixa.

6.3.3. Efeito da tensão média

Uma parte notável dos ensaios realizados à fadiga são obtidos para uma tensão média nula, como o ensaio de flexão rotativa discutido anteriormente e representado na Figura 6.4. Contudo, em aplicações reais, é comum verificarem-se tensões médias diferentes de zero. Por exemplo, considerando uma bicicleta ou um automóvel, o seu peso próprio atuará como tensão média. Deste modo, a análise de tensões deve ser alterada para considerar este novo efeito da tensão média, para se ajustar o domínio de segurança do projeto.

Se se mantiver a mesma amplitude de tensão, mas se aumentar a tensão média, isso corresponderá a um aumento da tensão máxima aplicada ao componente, pelo que é expectável que se obtenha uma vida à fadiga inferior. Para compensar este efeito são utilizados vários critérios para determinar a tensão alternada e, conseqüentemente, a tensão máxima aceitável que é possível aplicar para uma tensão média diferente de zero, sem necessidade de determinar uma nova curva SN. Alguns dos exemplos de critérios mais comuns são os critérios de Goodman, Gerber e Soderberg, representados na Figura 6.9.

O critério de Soderberg, considera que a tensão alternada para uma tensão média nula é igual à tensão limite de fadiga e, à medida que a tensão média aumenta, a amplitude de tensão diminui linearmente, sendo igual a zero quando a tensão média é igual à tensão de cedência. Assim, a amplitude de tensão é dada por:

$$\sigma_a = - \frac{\sigma_f}{\sigma_y} \sigma_m - \sigma_f \quad (6.6)$$

Este é o critério mais seguro dos três anteriormente referidos uma vez que evita a ocorrência de deformação plástica por considerar a tensão de cedência enquanto os restantes utilizam a tensão de rotura. A parábola de Gerber é o critério menos conservador e é regra geral mais corretamente aplicada a materiais dúcteis pelo facto de, recorrentemente, estes serem menos sensíveis à variação da tensão média. O critério de Goodman assume uma relação linear para a redução da amplitude de tensão com o aumento da tensão média sendo por isso mais conservador que o critério de Gerber. Importa notar que cada uma das linhas corresponde a um determinado valor de vida, sendo que se um par de amplitude de tensão – tensão média se encontrar dentro da região das curvas, a vida para essas condições é superior à vida representada pela curva, tem vida infinita.

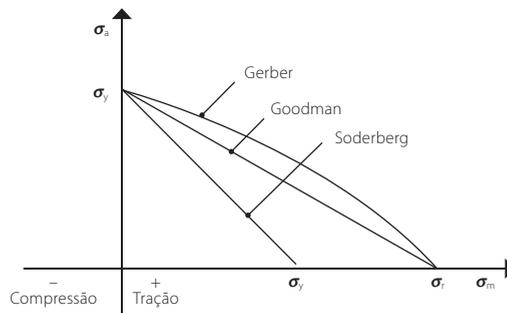


Figura 6.9. Representação esquemática de critérios para a determinação da tensão alternada de um ciclo de fadiga quando a tensão média é diferente de zero.

Uma outra forma de representar o critério de Soderberg é apresentada na Figura 6.10., e permite visualizar como varia o ciclo de tensão em função da tensão média aplicada, num domínio estabelecido a partir da tensão limite de fadiga (à tração e compressão) e pela tensão de cedência.

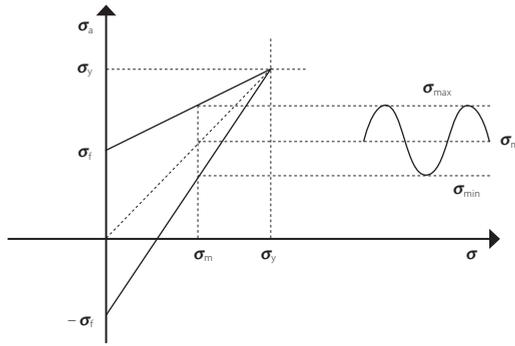


Figura 6.10. Critério de Soderberg.

Considere-se um aço que apresenta uma tensão de rotura de 540 MPa, uma tensão de cedência de 280MPa e uma tensão limite de fadiga de 240 MPa. Se este material estiver sujeito a um carregamento com uma tensão média de 200 MPa pode determinar-se a amplitude de tensão a que pode estar sujeito, segundo o critério de Soderberg analiticamente ou graficamente. Analiticamente, pela equação de Soderberg (Equação 6.6), a amplitude de tensão é:

$$\sigma_a = -\frac{\sigma_f}{\sigma_y} \sigma_m + \sigma_f = -\frac{240}{280} 200 + 240 = 69 \text{ MPa}$$

Que seria o mesmo que traçar uma linha vertical no gráfico da Figura 6.9., partindo da tensão média no eixo das abcissas, até interseitar a reta definida pela equação de Soderberg e determinar a amplitude de tensão a que corresponde. Pela representação gráfica da Figura 6.10., o carregamento pode ser representado, Figura 6.11.

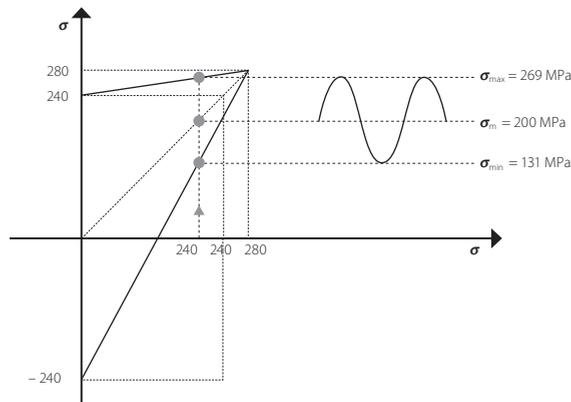


Figura 6.11. Exemplo de determinação do carregamento de fadiga pelo critério de Soderberg.

6.3.4. Efeito da variação da onda de tensão

Até este ponto foram apenas analisadas curvas de tensão sinusoidais, em que o material é sujeito a uma amplitude de tensão constante, que são os casos para os quais a curva SN é aplicável. Contudo, em aplicações reais, o espectro de tensão pode ser muito irregular,- Figura 6.12.

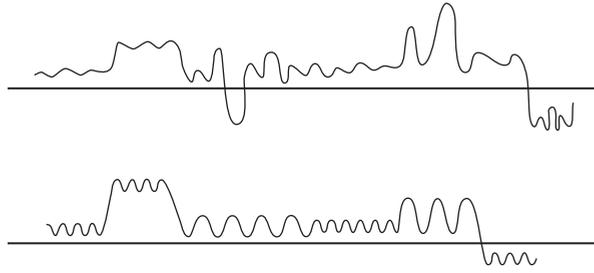


Figura 6.12. Espectro de fadiga de uma sollicitação real **a)** e a sua simplificação **b).**

Um método simples para determinar o número de ciclos até à rotura por fadiga que um dado material consegue suportar para sollicitações irregulares é a lei de Miner:

$$\sum \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (6.7)$$

onde n_i é o número de ciclos executados nas condições i e N_i é o número de ciclos até à rotura nas condições i .

Por exemplo, considere-se que um material é sujeito a 10^3 ciclos de uma sollicitação (1) para a qual são necessários 10^6 ciclos para a rotura do material e, em seguida, é sujeito a uma sollicitação (2) para a qual são necessários 10^4 ciclos para a rotura. Determine-se o número de ciclos da sollicitação (1) a que o material pode ser sujeito:

$$\sum_{i=1}^2 \frac{n_i}{N_i} = 1 \Rightarrow \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} = 1 \Rightarrow n_2 = \left(1 - \frac{10^3}{10^6}\right) \cdot 10^4 \Rightarrow n_2 = 9990 \text{ ciclos} \quad (6.8)$$

Apesar de uma ferramenta expedita, este método tem algumas limitações que podem afetar significativamente a previsão da vida à fadiga, nomeadamente o facto de não ter em conta o dano causado pelos ciclos com uma tensão inferior à tensão limite de fadiga e ainda o facto de não considerar a ordem pela qual os ciclos são aplicados, ou seja, por exemplo, se a amplitude dos ciclos aumenta ou diminui ao longo do tempo, o que tem influência na vida à fadiga podendo, dependendo dos casos, causar um retardamento ou aceleração da falha.

Um elemento concentrador de tensão, como um entalhe, rosca ou furo, tem também um efeito na resistência à fadiga de uma peça, diminuindo-a. Numa placa entalhada, Figura 6.13., há um aumento de tensões na raiz do entalhe, o que provoca um aparecimento de um gradiente de tensões e de tensões triaxiais.

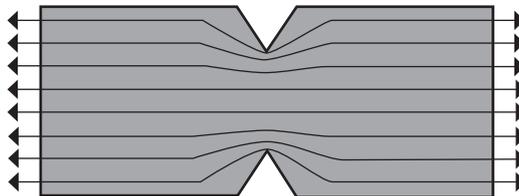


Figura 6.13. "Linhas de força" de uma placa com entalhe tracionada.

Este efeito depende do material em análise e da forma do entalhe. Como tal, não poderia ser estabelecida uma curva SN para cada caso possível. Assim, recorre-se ao índice de sensibilidade ao entalhe, q :

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (6.9)$$

em que K_t é o fator teórico de concentração de tensões e K_f o fator de concentração de tensões de fadiga.

O fator teórico de concentração de tensões, K_t , é o quociente entre a tensão máxima introduzida pelo entalhe e a tensão nominal calculada na base de uma distribuição unidirecional a que o material é sujeito. A título de exemplo, no caso de um furo circular numa placa infinita sujeita a uma tensão remota σ , $K_t = 3$, visto que na extremidade do furo a tensão é 3σ , Figura 6.14. Este fator é fácil de determinar recorrendo a um carregamento estático e a extensómetros.

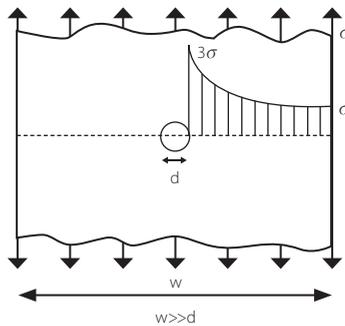


Figura 6.14. Distribuição de tensões numa placa infinita sujeita a uma tensão σ devido a um furo.

O fator de concentração de tensões de fadiga, K_f , é o quociente entre a tensão limite de fadiga sem entalhe e com entalhe, ou seja, mede a contribuição do entalhe para o decréscimo da tensão limite de fadiga:

$$K_f = \frac{\sigma_f \text{ sem entalhe}}{\sigma_f \text{ com entalhe}} \quad (6.10)$$

Conhecendo o fator de sensibilidade ao entalhe, q , e K_t pode facilmente determinar-se K_f e, conseqüentemente, σ_f com entalhe. Quando $K_f = 1$ diz-se que o material é insensível ao entalhe e, neste caso $q = 0$, por exemplo nos ferros fundidos cinzentos, a grafite é um entalhe mais severo do que entalhes externos. Para materiais frágeis, $q = 1$, ou seja, o fator de concentração de tensões de fadiga é igual ao fator teórico de concentração de tensões para carregamentos estáticos. Para materiais dúcteis $q < 1$, ou seja, o fator de concentração de tensões de fadiga é superior ao fator teórico de concentração de tensões para carregamentos estáticos.

6.4. BAIXO NÚMERO DE CICLOS

O domínio de fadiga de baixo número de ciclos, como visto anteriormente, corresponde a solicitações em que o nível de tensão se encontra entre a tensão limite de elasticidade e a tensão de rotura. Como tal, é também denominada por fadiga plástica ou oligocíclica. Neste domínio, frequentemente associado a tensões térmicas cíclicas, cada ciclo causa uma amplitude de deformação plástica $\Delta\varepsilon_p$, igual ou superior à amplitude de deformação elástica $\Delta\varepsilon_e$.

Neste caso, a vida à fadiga é controlada pela deformação plástica e não pela tensão a que o material é sujeito. Como tal, os resultados dos ensaios de fadiga devem ser obtidos em função desta variável.

Ao sofrer ciclos de fadiga plástica, os metais podem exibir um encruamento ou um amaciamento, Figura 6.15.

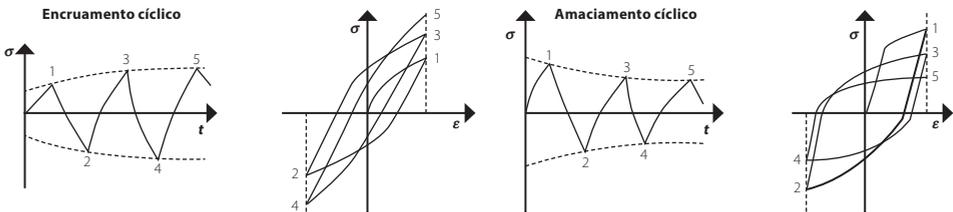


Figura 6.15. Encruamento e amaciamento devido a fadiga plástica.

Estes ciclos estabilizam ao fim de um certo número de ciclos, geralmente correspondentes a um décimo da vida do componente à fadiga. Os materiais em que o quociente entre a tensão de cedência e de rotura é inferior a 0,8, normalmente, sofrem encruamento cíclico, ou endurecimento, como é o caso do aço recozido. Enquanto para materiais em que esse quociente é superior a 0,8, há geralmente um amaciamento cíclico, como é o caso do aço encruado.

Do mesmo modo que na lei de Basquin se relacionou a tensão e o número de ciclos até à rotura, neste caso é importante relacionar a amplitude de deformação plástica, $\Delta\varepsilon_p$ e o número de ciclos até à rotura, N_f , o que é proposto por Coffin e Manson através de:

$$\Delta\varepsilon_p N_f^b = C_2 \quad (6.11)$$

onde b e C_2 são constantes do material, determinados através da melhor aproximação. A constante b geralmente varia entre 0,5 e 0,6. A lei de Coffin-Manson pode ser ajustada aos resultados experimentais recorrendo a uma reta em escala logarítmica, Figura 6.16.

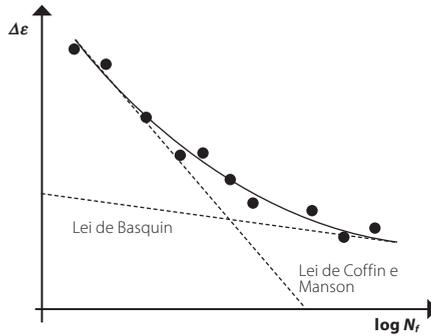


Figura 6.16. Amplitude de deformação em função do número de ciclos até à rotura para baixo e alto número de ciclos.

Para situações em que se pretende analisar a vida à fadiga na transição entre baixo e alto número de ciclos, Figura 6.16., tanto a lei de Coffin-Manson como a lei de Basquin devem ser consideradas, aproximando a amplitude de deformação plástica e elástica, respetivamente. A lei de Hooke deve ser utilizada para determinar a amplitude de deformação elástica partindo da amplitude de tensão:

$$\Delta \sigma = E \Delta \epsilon_e \quad (6.12)$$

onde E é o módulo de Young.

Finalmente, a amplitude de deformação total ser determinada pela soma das duas componentes de deformação:

$$\Delta \epsilon = \Delta \epsilon_e + \Delta \epsilon_p = \frac{C_1}{E} N_f^{-a} + C_2 N_f^{-b} \quad (6.13)$$

6.5. COMPONENTES COM FENDAS

A vida à fadiga de um dado componente é dada pelo número de ciclos necessário para a iniciação da fenda mais o número de ciclos de propagação. Até este ponto foi analisado o número de ciclos necessário para a iniciação de uma fenda, que será suficiente em análises de componentes com níveis de tensão elevados, cuja vida de propagação é desprezável (curvas SN, por exemplo). Porém, a vida de propagação pode também ser relevante, como em reservatórios de pressão ou aviões, onde a propagação de fenda é substancial.

Como visto no Capítulo 5 sobre mecânica da fratura, uma estrutura com fendas pode manter-se segura se o tamanho da fenda for inferior ao tamanho crítico a partir do qual há propagação instável da fenda, a_c . Nessa fase, a mecânica da fratura pode ser aplicada, permitindo estimar o tempo de vida do componente através do cálculo do número de ciclos necessários para a fenda inicial, de comprimento a_i , atingir a_c .

6.5.1. Ensaios

Os ensaios de provetes com fendas à fadiga são semelhantes aos realizados para avaliar a tenacidade, aplicando ciclos de tensão $\Delta\sigma$. Os testes podem ser conduzidos utilizando provetes de referência para o qual se conhece o Y , com uma fenda de tamanho a . Estes provetes podem ser, por exemplo, *compact tension*, Figura 6.17., ou de flexão em três pontos.

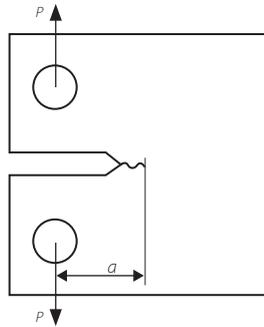


Figura 6.17. Representação esquemática de provete *compact tension* em ensaio de fadiga.

Nesta situação de fadiga, haverá não um fator de intensidade de tensão, mas uma amplitude de fator intensidade de tensão, dada por:

$$\Delta K = Y \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (6.12)$$

Geralmente, os ensaios de fadiga são realizados para $R = 0$, ou seja, com $\sigma_{min} = 0$ e o comprimento da fenda deverá ser medido ao longo do ensaio recorrendo a dispositivos óticos, como lunetas. Contudo, o teste pode também ser realizado para outros valores de R . Para $R = -1$, como nos casos de tensão alternada discutidos para ensaios de provetes não fendidos, a fenda fechará quando à compressão e, nessa parte do ciclo, considera-se $\sigma_{min} = 0$, Figura 6.18.

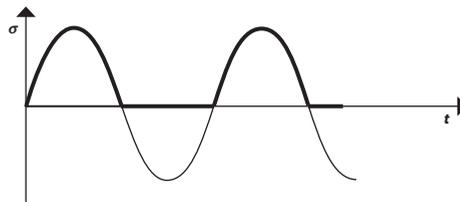


Figura 6.18. Ciclo de tensão considerado para provetes fendidos com $R = -1$.

A tensão máxima nestes ensaios está significativamente abaixo da tensão de fratura para o comprimento inicial da fenda, pelo que não há fratura frágil imediata do provete.

Nos ensaios de fadiga verifica-se que há um valor de ΔK abaixo do qual não há crescimento de fenda, este limite denomina-se por ΔK_{th} (*th de threshold, em inglês*). Acima deste limite a fenda cresce lentamente.

A velocidade de propagação da fenda da/dN , pode ser determinada partindo da relação entre o comprimento da fenda, a , e o número de ciclos, N , Figura 6.19.

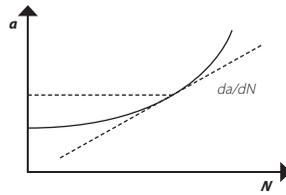


Figura 6.19. Velocidade de propagação de uma fenda à fadiga.

6.5.2. Lei de Paris

A velocidade de propagação de fenda em função de ΔK será representada, em escala logarítmica, pela curva representada esquematicamente na Figura 6.20.

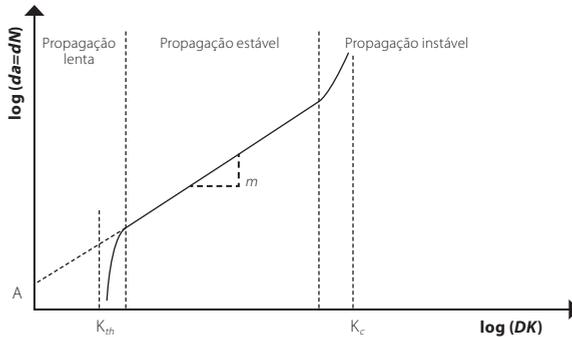


Figura 6.20. Velocidade de propagação de fenda em função da amplitude de fator de intensidade de tensão, em escala logarítmica.

Da Figura 6.20. pode depreender-se que para $\Delta K < \Delta K_{th}$ e $K_{max} < K_c$, não há propagação de fenda; para $\Delta K > \Delta K_{th}$ e $K_{max} > K_c$ há propagação estável de fenda; e, para $K_{max} > K_c$ há propagação instável da fenda.

A lei de Paris foi introduzida por Paris em 1961 e é utilizada recentemente na Engenharia Aeroespacial, é a lei que relaciona a velocidade de propagação de fenda com amplitude de fator intensidade de tensão na zona de propagação estável de fenda, dada por:

$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^m \quad (6.15)$$

em que A e m são constantes do material, normalmente entre 2 e 4. Esta lei pode ser também expressa em termos da energia de fratura para aplicações em materiais compósitos e juntas adesivas.

Na zona de propagação estável, à medida que a fenda aumenta de comprimento, K também aumenta, aumentando a velocidade de propagação da fenda da/dN . Após N_f ciclos (número de ciclos à rotura), a fenda atinge o seu comprimento crítico a_c para uma tensão

igual à tensão máxima, e nesse ciclo a fenda propaga-se espontaneamente. Deste modo, N_f deve ser determinado por duas etapas. A primeira é a determinação do comprimento de fenda crítico a_c para a tensão máxima do ciclo:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{Y \sigma_{max}} \right)^2 \quad (6.16)$$

Por integração da lei de Paris, N_f é depois determinado por:

$$N_f = \int_0^{N_f} dN = \int_{a_i}^{a_c} \frac{da}{A \Delta K^m} \quad (6.17)$$

Supondo $Y =$ constante:

$$N_f = \frac{1}{A Y^m \Delta \sigma^m} \int_{a_i}^{a_c} \frac{da}{(\pi a)^{m/2}} = \frac{a_i^{1-m/2} - a_c^{1-m/2}}{A Y^m \Delta \sigma^m \pi^{m/2}} \quad (6.18)$$

Esta relação é, portanto, muito útil para a determinação da vida de um componente em função dos seus entalhes e da carga a que está sujeito ou para perceber, pretendendo uma dada vida útil, e conhecendo a morfologia dos entalhes do componente, a que carga pode ser sujeito. Assim, a rotura frágil de um componente pode ser evitada se as dimensões projetadas forem escolhidas de modo que, para a carga aplicada e o comprimento inicial da fenda, as tensões σ_{max} e $\Delta \sigma$ sejam suficientemente pequenas para que o número de ciclos à rotura N_f previsto exceda a vida de projeto do componente, com um fator de segurança adequado. O funcionamento seguro de um componente pode também ser garantido inspecionando periodicamente as fendas, retirando o componente de funcionamento quando a fenda for maior do que um dado limite de inspeção, a_{insp} . Em serviço, após a inspeção, a fenda não pode atingir a_{insp} . Isso é garantido calculando N_f para a tensão aplicada e assegurando que N_{insp} é inferior a N_f novamente considerando um fator de segurança. Por outras palavras, K_{max} não deve atingir o fator intensidade de tensão crítico K_c .

A título de exemplo, considere-se um componente em que o comprimento inicial da fenda, $2a_i$, é de 2 mm e o comprimento crítico, $2a_c$, é 3,5 mm. O comprimento de fenda é muito inferior às dimensões gerais do provete, ou seja, $Y = 1$, se a lei de Paris para este material for:

$$\frac{da}{dN} = 4,2 \times 10^{12} \Delta K^3$$

E a diferença entre a tensão máxima e a mínima do ciclo de fadiga, $\Delta \sigma$, for 50 MPa, O número de ciclos à rotura pode ser determinado por:

$$N_f = \frac{(2/2)^{1-3/2} - (3,5/2)^{1-3/2}}{4,2 \times 10^{-12} 50^3 \pi^{3/2}} = 8,3 \times 10^4 \text{ ciclos}$$

6.6. MECANISMOS DE ROTURA POR FADIGA

O desenvolvimento de dano por fadiga num componente passa pelo aparecimento de plasticidades localizadas. As plasticidades são descontinuidades geométricas próprias da forma do componente em análise, devidas à sua interação com o ambiente ou a acabamentos superficiais insuficientes. Mesmo quando estes fatores estão ausentes, as solicições de fadiga, alternadas, podem produzir microentalhes que promovem intrusões e extrusões, Figura 6.21.

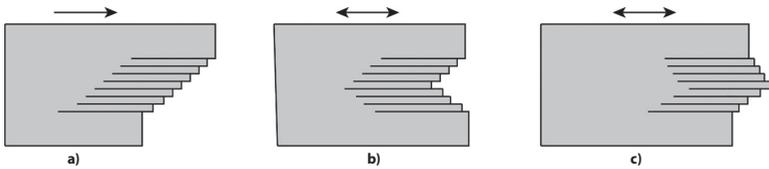


Figura 6.21. Microdeformação estática **a)** e microdeformações de fadiga que levam à formação de uma intrusão **b)** e extrusão **c)**.

A rotura por fadiga divide-se em três partes: iniciação da fenda, propagação da fenda e rotura estática rápida final, Figura 6.22.

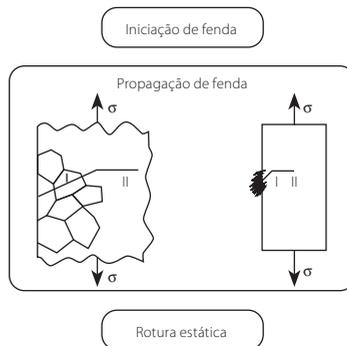


Figura 6.22. Processo de rotura por fadiga.

A iniciação de fenda compreende o desenvolvimento inicial de danos causados por fadiga. Estes danos podem ser removidos recorrendo a tratamentos térmicos adequados (como recozidos de amaciamento nos metais).

A propagação de fenda pode ser dividida em duas fases, Figura 6.22. A fase I é favorecida pelas tensões de corte dirigindo-se, portanto, segundo os planos de tensão de corte máxima. Nesta fase a fenda é inclinada a $\pm 45^\circ$ relativamente à solicição externa e atravessa um número reduzido de grãos, seguindo as bandas de deslizamento, que causam intrusões e extrusões.

A fase II corresponde ao crescimento da fenda perpendicularmente à solicição externa. A taxa de propagação nesta fase é muito mais elevada que na primeira, visto que na primeira as fendas são muito pequenas em que a mecânica da fratura linear elástica não se

aplica ou a variação do fator de intensidade de tensão é muito pequena. A primeira fase pode ou não aparecer, sendo o seu aparecimento promovido por altas tensões de corte e inexistência de entalhes superficiais.

Os fenômenos explorados até este ponto correspondem a zonas distintas na superfície de fratura, Figura 6.23. Contudo, apenas é clara uma zona lisa de “grão” fino, que corresponde à região de propagação por fadiga e uma zona frágil relacionada com a rotura final, instantânea.

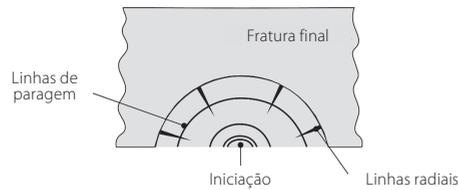


Figura 6.23. Zonas típicas na rotura por fadiga de um componente.

Examinando a zona de fissuração progressiva pode-se situar a zona de iniciação. As roturas em serviço, muitas vezes, apresentam linhas de paragem, que marcam as paragens ou variações de regime, sendo que, o seu centro, indica também a iniciação da fissura. Podem aparecer ainda linhas radiais devidas a desníveis ligando zonas de iniciação múltiplas ou a mudanças de plano de fissuração.

Na fase II, de crescimento de fenda, no caso de materiais dúcteis, podem ser distinguidas estrias de fadiga, mecanismo de Laird. Estas fendas ocorrem devido a um processo plástico em que a ponta da fenda se torna rombuda com a criação de uma superfície de fissura maior. Essa superfície, na compressão, é compactada, formando orelhas que correspondem às estrias, Figura 6.24. Note-se que, sendo este comportamento típico de materiais dúcteis, o aparecimento de estrias indicia um carregamento de fadiga, mas num carregamento de fadiga não é obrigatório o aparecimento de estrias.

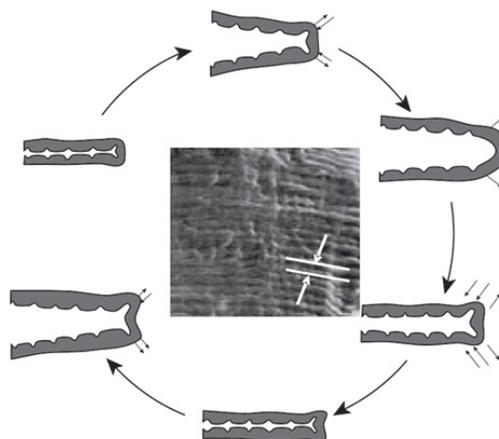


Figura 6.24. Mecanismos de aparecimento de estrias de fadiga.

Estas estrias permitem a medição da velocidade de propagação da fenda, sendo:

$$\frac{da}{dN} = \Delta e \quad (6.16)$$

onde Δe é o espaço entre estrias. Note-se que, a velocidade de propagação da fenda medida localmente à escala microscópica através do espaçamento entre estrias origina uma velocidade superior à medida macroscopicamente, uma vez que microscopicamente o comprimento da fenda é superior.

6.7. MECANISMOS DE AUMENTAR A RESISTÊNCIA À FADIGA

Num material a funcionar à fadiga, podem aparecer plasticidades localizadas, mesmo para tensões máximas inferiores à tensão de cedência. Estas plasticidades devem-se às solicitações alternadas de fadiga, que podem produzir microentalhes promotores de plasticidade localizada. Porém, podem dever-se também a características do material do componente como descontinuidades geométricas, interação do material como o ambiente ou acabamentos superficiais insuficientes. Como tal, de modo a aumentar a resistência à fadiga, deve contrariar-se esses três fatores, utilizando peças com geometrias suaves, protegendo o material contra a corrosão e oxidação e garantindo um acabamento superficial adequado (o mais fino possível).

De modo a evitar descontinuidades e, conseqüentemente, concentrações de tensões, podem utilizar-se ligas com um teor mais baixo de inclusões e evitar vazios. Por exemplo devem preferir-se ligas trabalhadas a ligas de fundição, ver Capítulo 9 sobre ligas não ferrosas. Diversos métodos não destrutivos permitem detetar defeitos perigosos (como os raios X e os ultra-sons). Existem ainda métodos de produção que permitem, sob elevadas pressões hidrostáticas, reduzir a porosidade de um material.

Quando necessário, podem também utilizar-se materiais mais resistentes, com tensões de cedência mais elevadas. No entanto, é importante notar que, geralmente, o aumento da resistência não é acompanhado de forma linear por um aumento da resistência à fadiga. Em componentes em que a propagação é dominante, a alta resistência (normalmente associada a baixa tenacidade) implica que fendas com tamanhos mais reduzidos possam propagar-se, não detetadas por métodos não destrutivos.

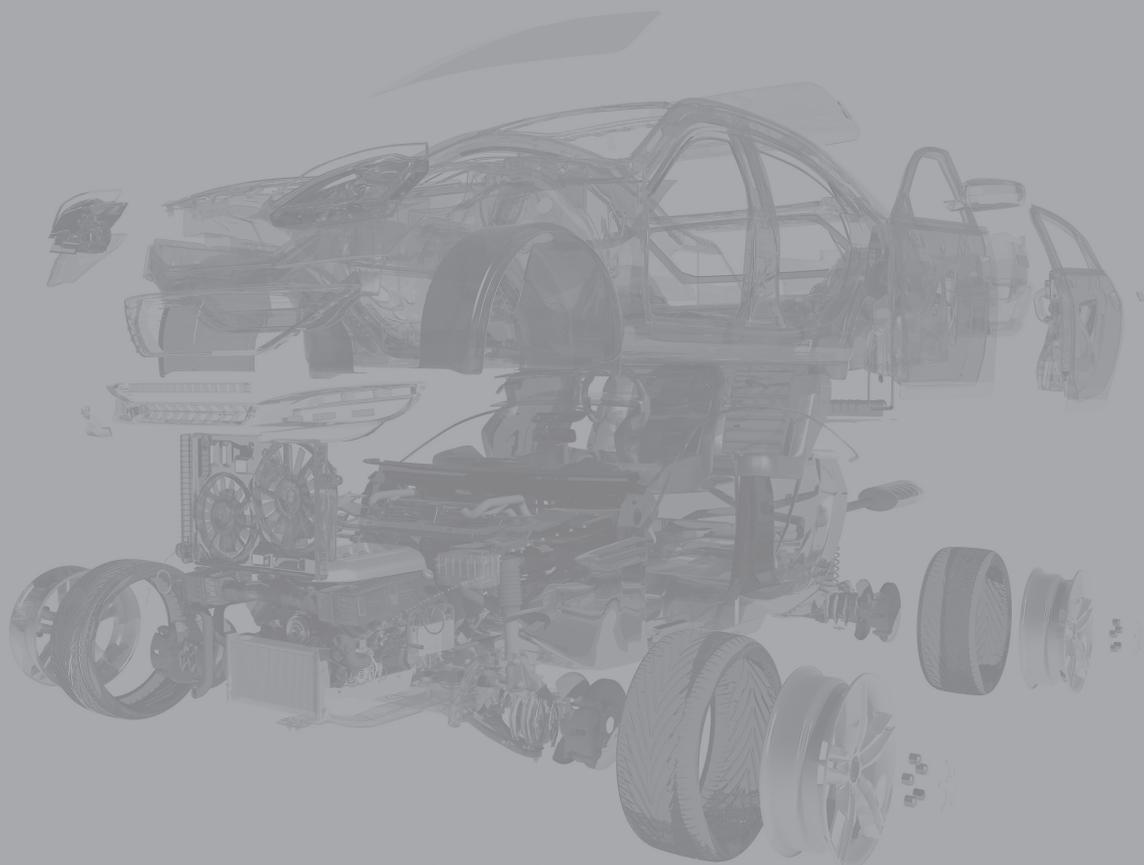
Por último, há tratamentos que podem melhorar o comportamento à fadiga que se podem efetuar nos componentes, como a aplicação de tensão residual de compressão à superfície (tensão que existe inicialmente sem aplicação de uma carga mecânica externa). Esta tensão residual pode ser conseguida através de processos como a grenalhagem, em que partículas duras são projetadas na superfície de material, sendo este sujeito a uma tensão maior que a de cedência, e permitem que, mesmo quando a tensão média seja

de tração, a fenda permaneça fechada devido às tensões internas de compressão do material.

Existem ainda tratamentos superficiais, como a cementação, que podem aumentar a resistência superficial de um componente e permitem retardar a iniciação de fendas de fadiga. Nos aços, exemplos desses tratamentos são a têmpera superficial, a cementação e a nitruração, discutidos no Capítulo 8 sobre aços.

7. FLUÊNCIA

7.1.	Introdução	155
7.2.	Curva de fluência	156
7.3.	Métodos de extrapolação	160
7.4.	Mecanismos de fluência	161
7.5.	Rotura por fluência	166
7.6.	Mecanismos para aumentar a resistência à fluência	167



7. FLUÊNCIA

7.1. INTRODUÇÃO

A maior parte dos materiais metálicos e cerâmicos correntemente estudados apresentam um comportamento à temperatura ambiente que apenas depende do seu estado de tensão, sendo independente do tempo de solitação. Contudo, passando para aplicações a altas temperaturas, como por exemplo em reservatórios sob pressão a temperaturas elevadas, é necessário considerar o fenômeno de fluência. 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 pequenas deformações elásticas. Os materiais mais sensíveis a este fenômeno são os polímeros amorfos.

A fluência é severamente dependente da temperatura de trabalho, sendo que a temperatura a que ocorre fluência pode ser a ambiente, como para alguns polímeros, ou cerca de 2000°C, como é o caso do Tungstênio. Geralmente, a temperatura a partir da qual o fenômeno de fluência deve ser considerado no projeto de um componente é determinada a partir da temperatura de fusão, T_m . No caso dos metais, a fluência deve ser considerada para temperaturas, T , tais que $T > 0,3$ a $0,4 T_m$. Nos cerâmicos, este fenômeno deve ser considerado para $T > 0,4$ a $0,5 T_m$. Nos polímeros, a temperatura de referência passa a ser a temperatura de transição vítrea, T_g , que pode ser próxima da temperatura ambiente para muitos destes materiais como tal, a fluência deve ser considerada a partir da temperatura ambiente.

A fluência deve então ser considerada no projeto de diversos componentes, especialmente para trabalhos a alta temperatura, como caldeiras térmicas ou turbinas a gás. Este projeto à fluência pode ser feito de modo a garantir que não haverá rotura do material, como em tubagens sob pressão, ou, mesmo antes da rotura, garantindo que não há deformação plástica significativa que provoque desalinhamentos, como em pás de turbinas, ou relaxamento de tensões em componentes, por exemplo em parafusos.

De modo a executar o projeto à fluência deve ser conhecida a curva de fluência que indica, para cada temperatura e tensão aplicada, informação sobre a velocidade, ou taxa, de deformação e sobre o tempo até à rotura.

7.2. CURVA DE FLUÊNCIA

A curva de fluência pode ser determinada mantendo um provete a uma temperatura e carga constante, por exemplo definida por uma mada massa suspensa. Durante o teste são medidas, continua ou discretamente, as variações do comprimento do provete, Figura 7.1.

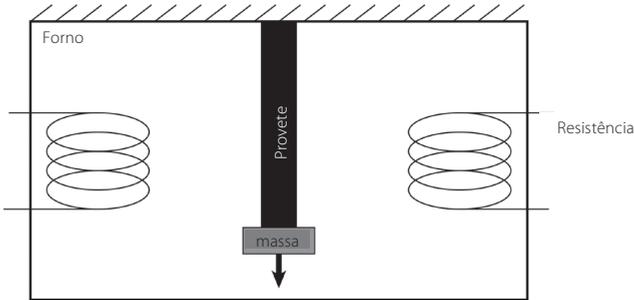


Figura 7.1. Determinação da curva de fluência de um material.

Os provetes utilizados são semelhantes aos provetes usados para ensaios de tração e estes ensaios podem ser bastante demorados, podendo demorar vários dias. Com este procedimento, consegue determinar-se a deformação em função do tempo, que define a curva de fluência, Figura 7.2.

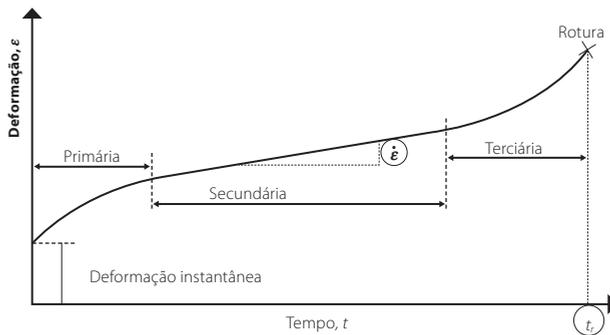


Figura 7.2. Curva de fluência.

Quando a carga é aplicada, o material sofre uma deformação inicial, que é denominada deformação instantânea. Esta deformação é elástica ou plástica, dependendo de a tensão aplicada ser inferior ou superior à tensão de cedência do material.

A curva de fluência apresenta três fases: primária, secundária e terciária. Na região primária a fluência é transitória e a taxa de deformação vai diminuindo com o tempo até um mínimo estável, o que acontece devido a um encruamento do material motivado pela sua deformação. Na região secundária, a taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ é contante e esta é, tipicamente, a etapa mais longa e relevante da curva de fluência. Nesta fase, a velocidade de deformação independente do tempo resulta de um equilíbrio entre o encruamento e a

restauração. Na fase terciária, a taxa de deformação aumenta novamente devido à menor secção do provete neste ponto, visto que a carga aplicada se mantém contante ao longo do ensaio, contribui para um aumento da tensão no material até que, finalmente, há a rotura do provete.

Este comportamento deve-se à combinação de três tipos de deformação: a deformação instantânea, que permanece aplicada e contante ao longo do ensaio, a deformação transitória, que aumenta no início do ensaio, tendendo para um valor estável, e a deformação viscosa que tem uma taxa constante ao longo do ensaio, Figura 7.3. A deformação transitória, como foi visto estabiliza ao fim de um dado período de tempo, esta deformação é o motivo pelo qual, quando se realiza um ensaio de dureza se espera cerca de 30s após a indentação da peça, de modo a considerar o patamar estável da deformação.

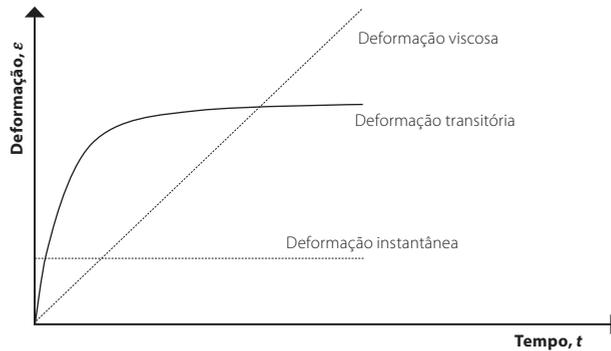


Figura 7.3. Componentes da deformação que influenciam o comportamento à fluência.

A curva de fluência para um dado material, variará com a tensão aplicada e a temperatura a que o material se encontra, Figura 7.4. Quanto maior for a tensão ou a temperatura, mais significativa será a fluência e, portanto, maior será a taxa de deformação.

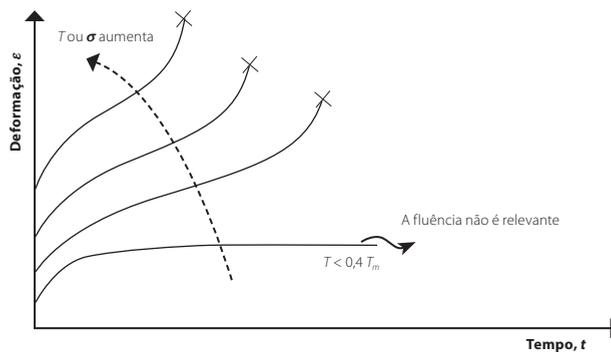


Figura 7.4. Influência da tensão e temperatura na fluência.

7.2.1. Taxa de deformação na fluência secundária

A taxa de deformação na fluência secundária, preponderante na análise de metais, pode ser analisada recorrendo à Lei de Norton, que permite estabelecer a taxa de deformação em função do nível de tensão a que um dado material está sujeito, para uma temperatura constante:

$$\dot{\epsilon} = B \sigma^n \tag{7.1}$$

Em que B e n são constantes experimentais que dependem do material. A constante n é denominada por expoente de fluência e varia, geralmente, entre 3 e 8. Este tipo de fluência é fluência de potência (*power-law*). Para valores baixos de tensão o expoente de fluência é $n = 1$, que é denominada por fluência de difusão. Estes dois tipos de fluência serão descritos mais aprofundadamente ao longo deste capítulo. Esta lei é representada por uma reta considerando as abcissas o logaritmo das tensões e as ordenadas o logaritmo da taxa de deformação na fluência secundária, Figura 7.5.

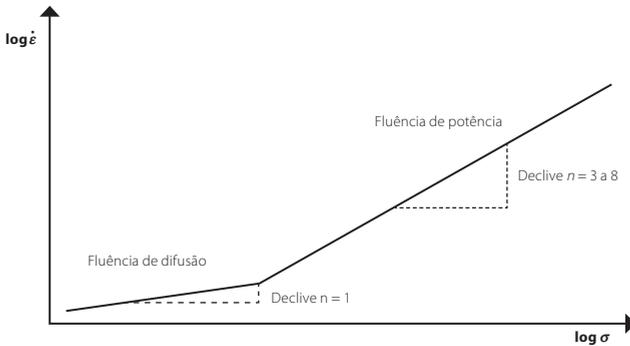


Figura 7.5. Representação esquemática da Lei de Norton.

7.2.2. Tempo de rotura

A rotura causada pelo processo de fluência ocorre devido à criação de cavidades internas no material que se acumulam com a deformação, Figura 7.6.a. O dano é iniciado com o início da fluência terciária e aumenta progressivamente até à rotura. Analisando a porção da curva correspondente à fluência terciária, Figura 7.6.b, compreende-se este efeito. À medida que as cavidades aumentam a secção diminui e, conseqüentemente a tensão aumenta. Para a fluência secundária, em que a taxa de deformação é mínima, a taxa de deformação é proporcional a σ^n , como tal, a taxa de deformação aumentará ainda mais rapidamente que a tensão. Por exemplo, um aumento de 10% na tensão aumenta a taxa de deformação de 60%.

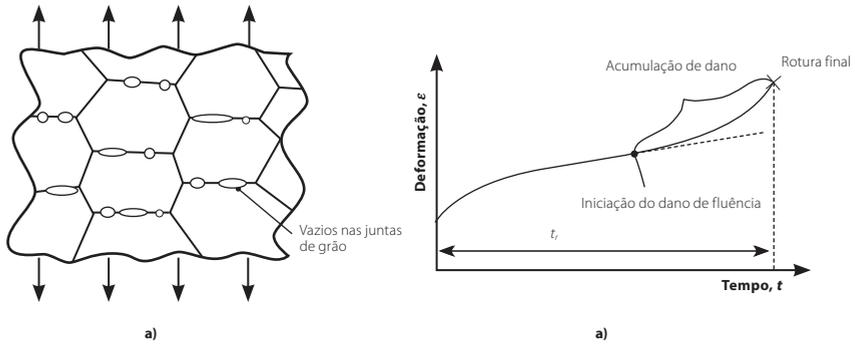


Figura 7.6. Dano causado pela fluência na microestrutura do material **a)** e região da curva de fluência a que corresponde a acumulação de dano **b)**.

O tempo de rotura de um componente é geralmente determinado partindo de gráficos que apresentam a tensão em função do tempo de rotura, Figura 7.7., estabelecidos para uma dada temperatura. Deste modo, pode saber-se para um dado par tensão-temperatura, qual será o tempo de rotura ou, alternativamente, quando se pretende um dado tempo de rotura mínimo, saber a temperatura máxima a que um componente pode operar sob dada tensão ou a tensão máxima a que pode operar a uma dada temperatura.

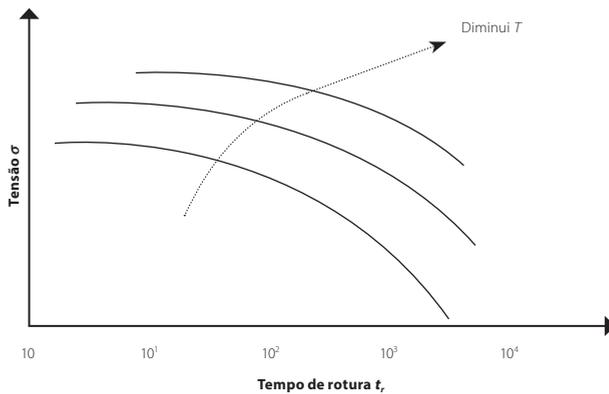


Figura 7.7. Tensão em função do tempo de rotura.

A relação entre a taxa mínima de deformação (fase secundária), $\dot{\epsilon}$ e o tempo de rotura, t_r , é dada por uma relação empírica, conhecida como a lei de Monkman-Grant:

$$\dot{\epsilon} t_r = C \tag{7.2}$$

Em que C é uma constante do material, obtida experimentalmente e que, tipicamente, varia entre 0,05 e 0,3. Conhecendo a constante C é possível determinar o tempo de rotura para uma determinada taxa de deformação.

7.3. MÉTODOS DE EXTRAPOLAÇÃO

Os tempos de rotura devidos a um processo de fluência podem ser muito longos, chegando mesmo a demorar alguns anos. De modo a resolver este problema, recorre-se a testes de fluência realizados para o nível de tensão de serviço, mas a uma temperatura mais elevada, que resulta em tempos de rotura consideravelmente mais curtos. Os resultados obtidos são posteriormente extrapolados para a temperatura de serviço.

Um dos parâmetros comumente utilizados para realizar esta extrapolação é o parâmetro de Larson-Miller, P :

$$P = T(C + \log t_r) \quad (7.3)$$

Onde T é a temperatura absoluta, em Kelvin, C é uma constante geralmente igual a 20 e t_r é o tempo de rotura em horas. O parâmetro de Larson-Miller relaciona a temperatura e o tempo de rotura, sendo determinado para pares destas duas variáveis para cada nível de tensão em análise. Manipulando a expressão anterior:

$$P = T(C + \log t_r) \Leftrightarrow \log t_r = P \frac{1}{T} - C \quad (7.4)$$

Deste modo, a relação entre $1/T$ e $\log t_r$ será linear, correspondendo o declive ao parâmetro de Larson-Miller, Figura 7.8. Como tal, determinando para o nível de tensão de serviço, σ_s , pares $T - t_r$, para uma temperatura superior à de serviço, será depois, através desta relação, possível determinar qual será o tempo de rotura obtido para qualquer temperatura, desde que considerando o nível de tensão avaliado.

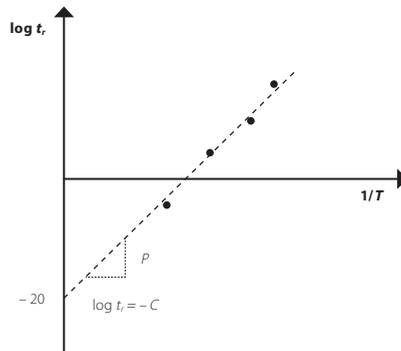


Figura 7.8. Extrapolação recorrendo ao parâmetro de Larson-Miller.

Os gráficos obtidos recorrendo às expressões anteriores relacionam apenas o tempo de rotura com a temperatura, sendo necessário estabelecer um gráfico para cada nível de tensão, Figura 7.9.

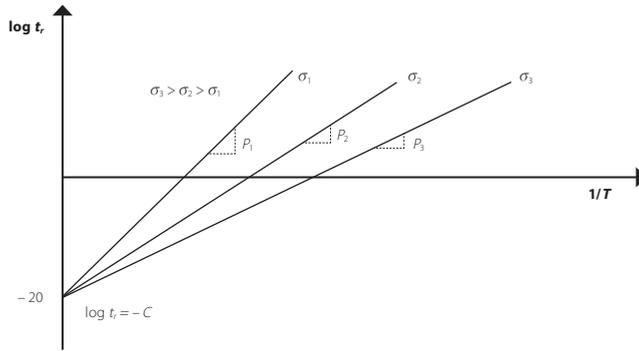


Figura 7.9. Variação do parâmetro de Larson Miller com a tensão.

Uma vez que num problema de fluência há três variáveis em jogo (temperatura, tensão e tempo de rotura) e de modo a conseguir representar os dados experimentais de um modo mais expedito, a tensão representa-se em função do parâmetro de Larson-Miller que, como se viu, é único para cada nível de tensão. Esta curva é denominada curva mestra de fluência, Figura 7.10.

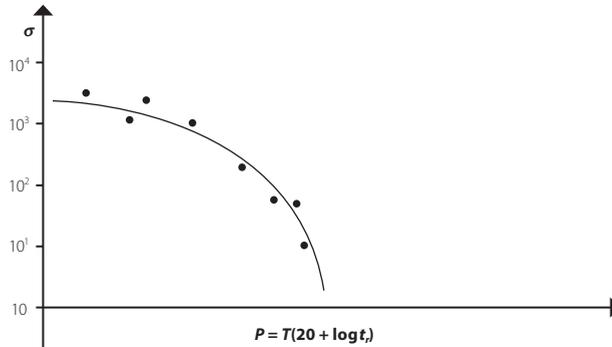


Figura 7.10. Curva mestra de fluência.

Os resultados teóricos obtidos com base na extrapolação realizada com o parâmetro de Larson-Miller não são válidos para todas as situações e materiais. Há materiais que não estão de acordo com este parâmetro e, mesmo os materiais que o respeitam para uma dada gama de temperaturas podem não ser corretamente aproximado por ele para outra, por exemplo quando há alterações significativas na estrutura do material. Nestas situações, outros métodos de extrapolação devem ser utilizados.

7.4. MECANISMOS DE FLUÊNCIA

Em metais e cerâmicos cristalinos, existem essencialmente dois mecanismos de fluência, que são: subida e deslizamento das deslocações (que origina a fluência *power-law*) e difusão (que origina a fluência linear viscosa). Estes dois mecanismos de fluência, bem como a rotura por fluência, dependem da difusão, que se torna importante a partir de 30% da temperatura de fusão de um dado material, motivo pelo qual a fluência deve ser considerada

a partir deste ponto. Para temperaturas entre 0,3 e 0,5 da temperatura de fusão, a difusão é dominada pela difusão de átomos na base das deslocações enquanto, para temperaturas elevadas, acima de 0,5 da temperatura de fusão, o processo é dominado pela difusão em massa. Tal como visto anteriormente, a difusão pode ocorrer devido a uma diferença de concentrações, como descrito pela lei de Fick, no entanto, existem outros fatores que a podem originar, tais como a aplicação de uma força mecânica. Um caso simples que permite entender este fenómeno é apresentado na Figura 7.11. Considere-se uma estrutura cristalina com uma lacuna na posição *B*. Sem uma sollicitação, os átomos nas posições *A* e *C* têm a mesma probabilidade de preencherem a lacuna. No entanto quando se aplica uma carga de corte, o átomo *A* é forçado a preencher essa lacuna. Deste modo, pode dizer-se que a aplicação da carga promoveu a difusão do átomo.

No caso dos polímeros, como foi referido anteriormente, a fluência relaciona-se não com a temperatura de fusão, mas sim com a temperatura de transição vítrea.

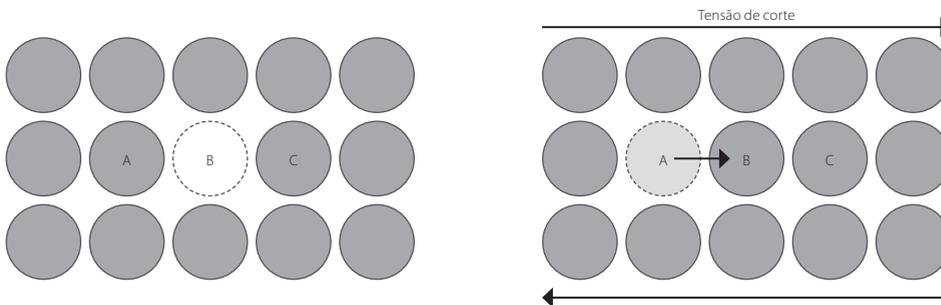


Figura 7.11. Difusão causada pela aplicação de uma força mecânica.

7.4.1. Subida das deslocações (*power-law*)

A deformação plástica de um material, como é o caso da deformação por fluência, ocorre quando a tensão aplicada é suficiente para fazer deslizar as deslocações. Assim, a deformação do material será menor quanto maior a resistência que oferece a estas deslocações. Os fatores que aumentam essa resistência estão relacionados com a presença de obstáculos, como átomos dissolvidos, precipitados ou mesmo outras deslocações. Em condições de temperatura ambiente estes iriam parar o deslizamento. No entanto, para temperaturas elevadas, há um fenómeno de difusão que faz com que o deslizamento possa continuar. Este fenómeno é a subida das deslocações por difusão dos átomos da que estão na sua base, Figura 7.12. Quando essa subida estiver concluída, irá permitir à deslocação contornar o obstáculo e fazer progredir o deslizamento dos planos atómicos, Figura 7.13.

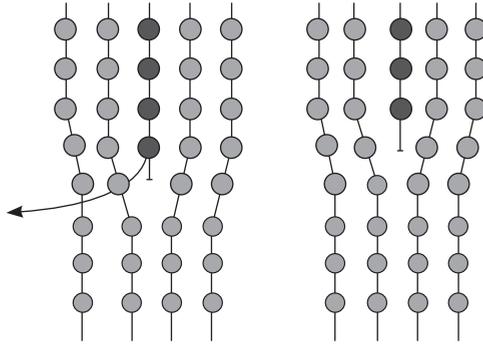


Figura 7.12. Difusão de átomos que permitem a subida de uma deslocação.

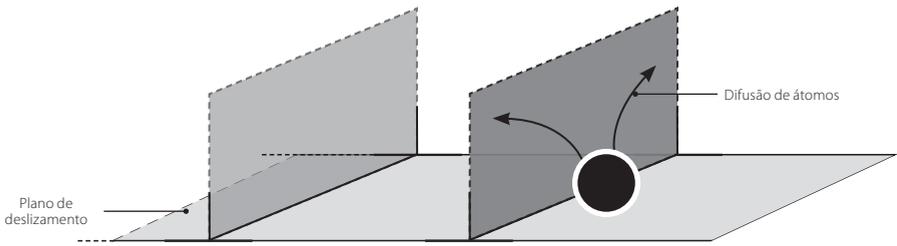


Figura 7.13. Subida de deslocações que permite a passagem por um precipitado.

Este comportamento é cíclico, repetindo-se para cada vez que uma deslocação se depara com um obstáculo, podendo esse obstáculo ser outra deslocação. É este avanço progressivo que origina o comportamento progressivo da deformação por fluência.

O coeficiente de difusão é dado por (o fenómeno de difusão está exposto com maior detalhe no Capítulo 2 sobre diagramas de fases):

$$D = - D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (7.5)$$

O que explica que a taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$ pode ser relacionada com a temperatura através de:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (7.6)$$

Em que σ é a tensão devida à força de subida exercida sobre a deslocação. Assim, quanto maior essa força, mais obstáculos à progressão das deslocações serão removidos em cada intervalo de tempo e maior será a taxa de deformação. Deve ainda ser notado que a forma da Equação 7.6 é em tudo semelhante à Equação 7.1, fazendo $B = A \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$.

7.4.2. Fluência por difusão

Como visto na Figura 7.5., para tensões baixas, a taxa de fluência varia linearmente com a tensão, contrariamente ao que acontece para a fluência *power-law* pelo que o mecanismo presente na fluência por difusão é diferente. Este mecanismo prende-se com o facto de uma tensão poder provocar movimentos de átomos que alterem a forma de um material na direção da carga aplicada. Tal acontece se existir um volume livre suficientemente elevado para a difusão dos átomos. A difusão é dada por este movimento dos átomos na estrutura de um material, como tal, depende amplamente da temperatura, visto que quanto maior a temperatura maior será o volume disponível para o átomo se deslocar, o que facilita a difusão e, conseqüentemente, aumenta a velocidade da deformação.

Em materiais policristalinos, é ainda importante notar a existência de juntas de grão, que por serem zonas onde existe uma maior desordem dos átomos, são muito propícias à formação de volumes livres e onde lacunas são acumuladas, o que permite o movimento dos átomos nestas zonas, Figura 7.14.

A difusão de átomos nas juntas de grão deve-se a múltiplos fenómenos. Por um lado, lacunas formam-se nas juntas de grão devido à difusão de átomos que dela saem. Estes átomos são forçados pela solicitação mecânica a deslocar-se na direção da carga, devido a um gradiente de tensões, dirigindo-se para a zona das juntas de grão sujeitas a uma maior tensão, as juntas de grão perpendiculares à direção da carga. Por outro lado, os átomos difundem para as juntas de grão preenchendo lacunas e eliminando-as, o que faz com que o grão cresça.

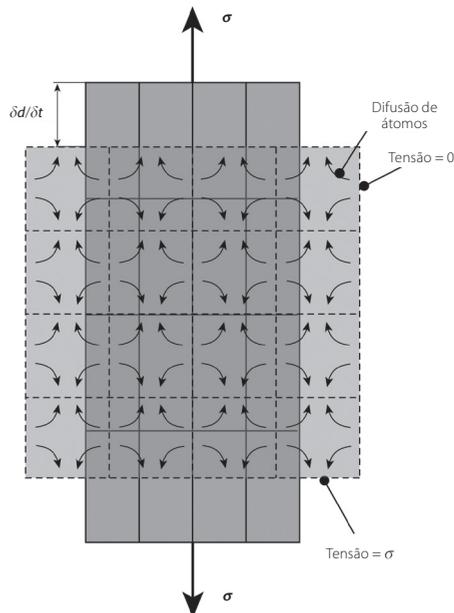


Figura 7.14. Deformação por difusão de um material policristalino.

A difusão dos átomos ocorre, como referido anteriormente, devido a um gradiente de tensões. Este gradiente, que pode ser dado por σ/d (em que d é o tamanho de grão), deve-se à diferença entre a tração, σ , nas juntas onde as lacunas se encontram e a tensão praticamente nula das juntas para as quais as lacunas difundem.

A taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, devido à difusão pode ser calculada pelo quociente entre a taxa de alongamento dos grãos $\delta d/\delta t$ e o tamanho inicial do grão, d . De acordo com a lei de Fick para a difusão, por sua vez, a taxa de alongamento é proporcional a $D\sigma/d^2$:

$$\dot{\epsilon} = C \frac{D\sigma}{d^2} = C \frac{\sigma}{d^2} D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (7.7)$$

Onde C é uma constante. Duas conclusões podem ser retiradas desta equação: em primeiro lugar, este tipo de fluência é uma deformação viscosa em que a taxa de deformação varia linearmente com a tensão, como mostrado na Figura 7.5.; em segundo lugar, quanto menor o grão maior será a taxa de deformação, o que faz com que, apesar de a baixas temperaturas ser preferencial ter grãos menores (como explicado no Capítulo 4 sobre mecanismos de endurecimento), o mesmo não se verifica a altas temperaturas. A baixas temperaturas, a fluência ainda varia linearmente com a tensão, mas a difusão nos grãos é desprezável, apenas havendo difusão nas juntas de grão. A formação de vazios nas juntas de grão pode originar escorregamento nestas juntas. Assim, pode compreender-se que juntas de grão prejudicam o comportamento de um material à fluência, portanto o ideal seria trabalhar com materiais monocristalinos (ver o Capítulo 10 sobre ligas não ferrosas).

7.4.3. Fluência de polímeros

Nos materiais poliméricos, a fluência é mais relevante do que nos metais ou cerâmicos, representando frequentemente uma variável importante aquando do projeto de um dado componente. No caso destes materiais, a temperatura de referência deixa de ser a temperatura de fusão, e passa a ser a temperatura de transição vítrea, T_g . Abaixo desta temperatura, o polímero será frágil e mais resistente, enquanto acima as ligações de van der Waals serão rompidas e o polímero comportar-se-á como uma borracha ou um líquido viscoso, para o caso de existirem ou não ligações covalentes entre as moléculas, respetivamente. Para muitos polímeros esta temperatura poderá ser próxima da ambiente como tal, à temperatura ambiente a maioria dos polímeros têm um comportamento viscoelástico.

A deformação dos polímeros por fluência será devida ao escoamento viscoso e a taxa de deformação é dada por:

$$\dot{\epsilon} = C \sigma \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (7.8)$$

Onde Q é a energia de ativação do escoamento viscoso, que corresponde à energia necessária para que as moléculas possam deslizar, visto que a sua forma irregular dificulta

o deslizamento. Tal como nos metais e cerâmicos, a taxa de deformação varia linearmente com a tensão e exponencialmente com a temperatura.

A viscosidade de um material à tração, η , é dada por:

$$\eta = \frac{\sigma}{3\dot{\epsilon}} \quad (7.9)$$

Onde $\dot{\epsilon}$ pode ser calculada através da equação anterior para o caso da fluência. Sendo a maioria dos polímeros viscoelásticos à temperatura ambiente, equações reológicas complexas seriam necessárias para descrever o seu comportamento. A metodologia mais simples, e mais comumente aplicada consiste na consideração do módulo de fluência, E_f , determinado a partir de representações gráficas, Figura 7.15., conhecendo o tempo e a temperatura de serviço.

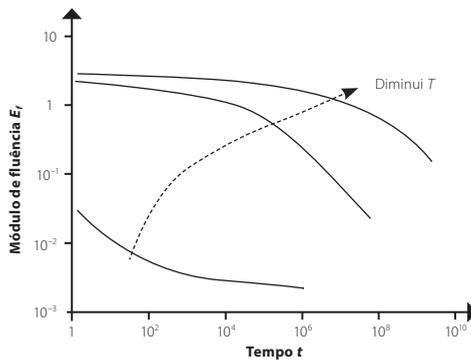


Figura 7.15. Módulo de fluência de um material polimérico.

7.5. ROTURA POR FLUÊNCIA

A rotura por fluência é causada em grande parte pelo fenómeno de difusão. Existem diversos mecanismos que originam a rotura por fluência, sendo dois dos mais relevantes relativos à formação e crescimento de vazios por fenómenos de difusão. Um dos mecanismos prende-se com o facto enunciado anteriormente onde átomos migram para as juntas de grão sujeitas a maiores níveis de tensão, paralelas à carga, formando maiores lacunas nas outras juntas. Estas lacunas crescem à medida que se dá essa difusão e eventualmente coalescem formando grandes vazios e subseqüentemente uma fenda. Outro dos mecanismos prende-se com o facto de apesar as fronteiras de grão paralelas à carga receberem átomos vindos de outras juntas, estas ainda têm lacunas. Por este facto, também elas são fontes de átomos devido ao gradiente de tensões que se forma, uma vez que a tensão nos vazios é nula, causando o seu crescimento, como ilustrado na Figura 7.6.a. O facto de as lacunas não suportarem carga, faz com que a tensão nas regiões vizinhas onde não há vazios aumente consideravelmente o que causa um crescimento dos vazios ainda mais acelerado. Estes, irão aumentar progressivamente até se unirem, provocando a rotura do material.

7.6. MECANISMOS PARA AUMENTAR A RESISTÊNCIA À FLUÊNCIA

Os mecanismos para aumentar a resistência à fluência são diferentes para metais e cerâmicos e para polímeros.

A fluência é um fenômeno altamente afetado pela temperatura visto que a difusão é proporcional a T/T_m . Deste modo, o primeiro ponto que deve ser tomado em consideração quando se pretende melhorar o comportamento à fluência de um componente é a utilização de materiais com elevada temperatura de fusão. Os materiais com ligações fortes, covalentes, têm elevada temperatura de fusão (como os óxidos, silicatos, carboneto de silício e nitreto de silício). Os materiais refratários, utilizados por exemplo para moldes de fundição, são extremamente estáveis a altas temperaturas, tendo uma temperatura de fusão muito alta e sendo, portanto, também muito resistentes à fluência.

O tamanho de grão também influencia o comportamento à fluência, sendo que, quanto maior for o tamanho grão menor é a taxa de deformação e mais longas as distâncias de difusão, diminuindo a deformação à fluência do material. Assim, devem ser utilizados materiais com grãos maiores ou, idealmente, monocristalinos (ver o Capítulo 10 sobre ligas não ferrosas).

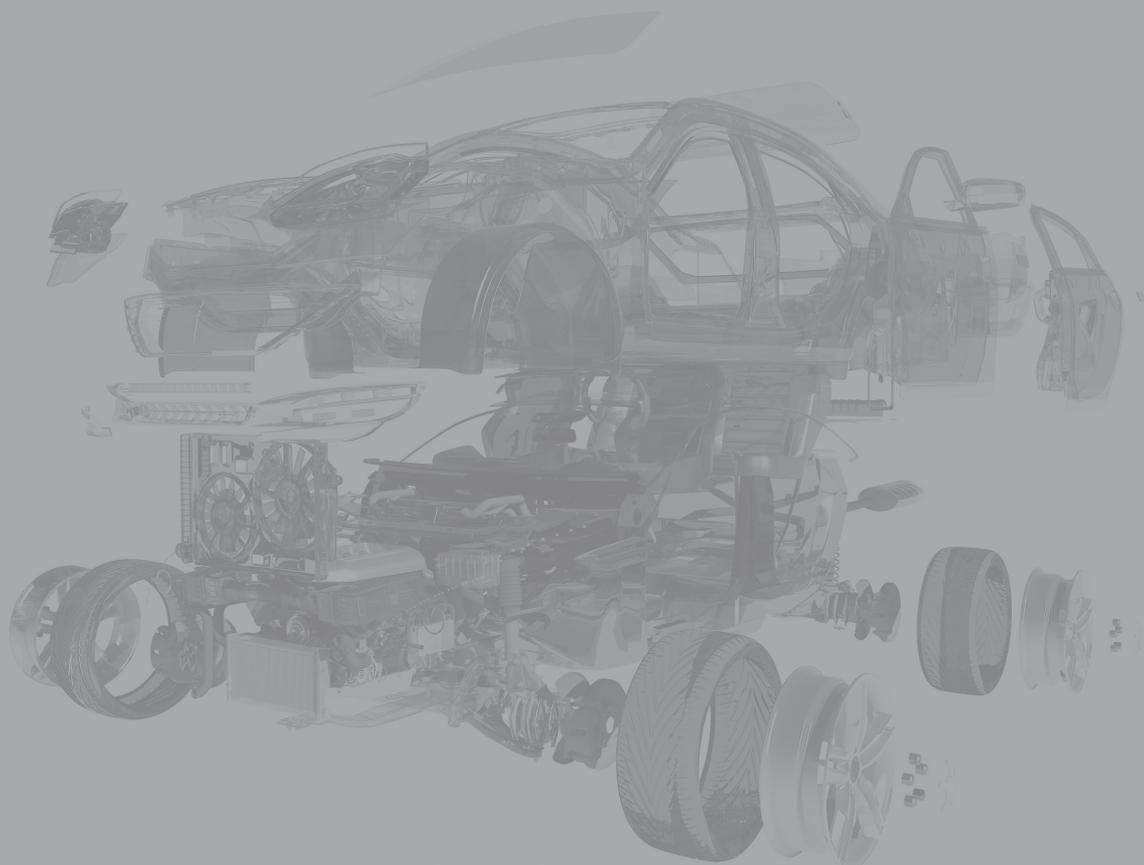
Por último, de forma a evitar a deformação plástica por fluência, deve ser maximizado o número de obstáculos ao movimento das deslocações por solução sólida ou precipitados, privilegiando materiais com precipitados nas juntas de grão, de modo a impedir o escorregamento das juntas.

No caso dos polímeros, como foi visto, a fluência depende da T_g assim, quanto maior for a T_g do material, melhor será o comportamento à fluência, o que acontece para os polímeros termoendurecíveis, como os epóxidos. Nos termoplásticos, com temperaturas de transição vítreas inferiores, com o aumento da massa molecular, aumenta a viscosidade acima da T_g e, como tal, diminui a deformação por fluência. Os termoplásticos cristalinos ou parcialmente cristalinos são mais resistentes à fluência do que os completamente vítreos.

A taxa de deformação de fluência pode ainda ser diminuída através da modificação dos polímeros através de inclusões. Estas inclusões podem ser partículas de vidro ou sílica, como no polipropileno utilizado na indústria automóvel. É também o caso do politetrafluoretileno (PTFE) usado nas frigideiras. Utilizando reforços de fibras longas, por exemplo de vidro ou carbono, devido à elevada resistência das fibras conseguem obter-se compósitos praticamente sem problemas de fluência. Estes materiais são discutidos com maior detalhe no Capítulo 13, dedicado aos compósitos.

8. AÇOS

8.1.	Introdução	171
8.2.	Formas alotrópicas do ferro	171
8.3.	Diagrama de equilíbrio ferro-carbono	174
8.5.	Diagramas TTT (tempo, temperatura, transformação)	186
8.6.	Tratamentos dos aços	198
8.7.	Aços de alta resistência	215



8. AÇOS

8.1. INTRODUÇÃO

Os aços são ligas ferrosas, ou seja, ligas nas quais o principal componente é o ferro, com uma percentagem de carbono máxima de 2,06 %. Estes materiais são produzidos em grande quantidade, sendo amplamente utilizados em componentes mecânicos (por exemplo em órgãos de máquinas) e em construção civil (por exemplo em pontes) devido ao seu baixo custo (aproximadamente 1 euro por kg) e por ser bastante resistente. Anualmente, o consumo mundial de aço é de aproximadamente 1900 milhões de toneladas. O aço mais usado é o aço ao carbono com uma percentagem de 0,2% de carbono. Quando o aço é escolhido para um projeto de engenharia, o projetista deve responder a duas questões fundamentais. A primeira prende-se com a escolha de um tipo de aço mais apropriado para a aplicação requerida e a segunda com o tratamento térmico que deve ser aplicado ao mesmo de modo a assegurar um desempenho mais eficiente. Assim, para tirar o máximo partido de um aço, é necessário não só conhecer as propriedades fundamentais do mesmo, mas também as modificações que nele podem ser induzidas por ação dos diversos processos de tratamento térmico.

8.2. FORMAS ALOTRÓPICAS DO FERRO

O ferro puro apresenta três variedades alotrópicas estáveis em gamas de temperaturas determinadas: ferro α , ferro γ , ferro δ . As temperaturas a que ocorrem as mudanças de estrutura podem ser estudados por análise térmica ou por dilatomia. A transição da forma alotrópica é designada por transformação alotrópica e é uma das características mais importantes dos aços. Pois é esta transição que está na gênese dos tratamentos térmicos (ver Secção 8.6. sobre tratamentos térmicos). A Figura 8.1. ilustra os diferentes pontos de transformação durante o arrefecimento e aquecimento. Pode verificar-se ainda que as transformações alotrópicas sofrem uma histerese térmica, sendo diferentes no aquecimento e arrefecimento.

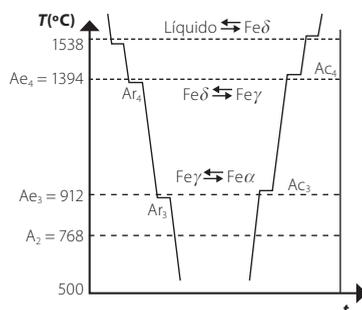


Figura 8.1. Pontos de transformação do ferro em função da temperatura.

As formas alotrópicas do ferro mais importantes são o ferro α e ferro γ . A passagem de Fe α a Fe γ dá-se a 912°C com uma contração volumétrica de cerca de 1%, ocorrendo uma alteração da estrutura cristalina de CCC (Fe α) para CFC (Fe γ). Para o estudo do ferro e suas ligas é importante conhecer as principais características destas duas formas alotrópicas. O Ferro α , também denominado por ferrite, Figura 8.2., apresenta como principais características:

- estrutura cristalina CCC;
- parâmetro de malha de 0,2866 nm;
- estabilidade a temperaturas inferiores a 912°C;
- solubilidade de C no Fe α < 0,006%, à temperatura ambiente, dando lugar ao constituinte ferrite. A parte mais importante e que explica a transformação martensítica (ver Secção 8.6.1.6 sobre transformação martensítica);
- percentagem de interstícios é de 32%;
- número total de átomos por malha é de 2;
- os átomos de Fe tocam-se segundo as diagonais de direção $\langle 111 \rangle$;
- cada átomo tem 8 vizinhos mais próximos.

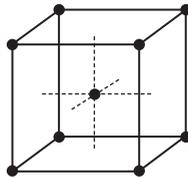


Figura 8.2. Estrutura cristalina CCC.

O Ferro γ , também denominado por austenite, Figura 8.3., apresenta como principais características:

- estrutura cristalina CFC;
- parâmetro de malha de 0,3647 nm;
- estabilidade entre 912°C e 1403°C;
- solubilidade máxima de C no Fe γ < 2,06%, a solubilidade da CFC é superior à CCC;
- percentagem de interstícios é de 26%;
- número total de átomos por malha é de 4;
- os átomos de Fe tocam-se segundo as direções $\langle 110 \rangle$;
- planos de máxima densidade atômica $\{111\}$;
- cada átomo tem 12 vizinhos mais próximos;
- estrutura muito deformável.

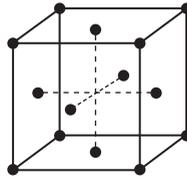


Figura 8.3. Estrutura cristalina CFC.

Na estrutura CFC (austenite) um vazio octaédrico pode acomodar um átomo com um raio de 0,052 nm e um vazio tetraédrico acomoda um átomo de raio 0,028 nm (raio atômico do C = 0,07 nm). Assim, na austenite os átomos de C localizam-se em vazios octaédricos, os de maiores dimensões, Figura 8.4.

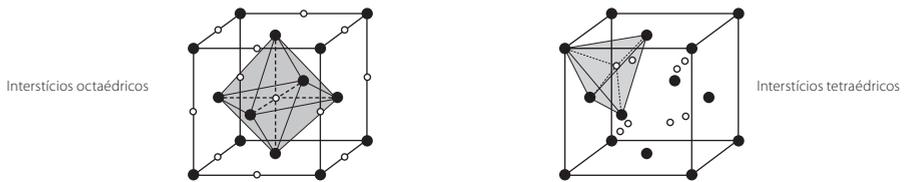


Figura 8.4. Vazios intersticiais na estrutura CFC: vazio octaédrico e vazio tetraédrico.

Na estrutura CCC (ferrite) os espaços intersticiais são menores. Um vazio tetraédrico aloja um átomo de raio 0,035 nm e um octaédrico um átomo de raio 0,019 nm.

Os espaços octaédricos não são simétricos, pelo que a inclusão de um átomo nesses locais origina deformações de malha importantes, Figura 8.5. Contudo, os átomos de C inserem-se nos vazios octaédricos visto que este constitui o menor aumento da energia do cristal, sendo que, com a inserção de carbono, dá-se uma deformação provocada pelo afastamento de apenas 2 átomos.

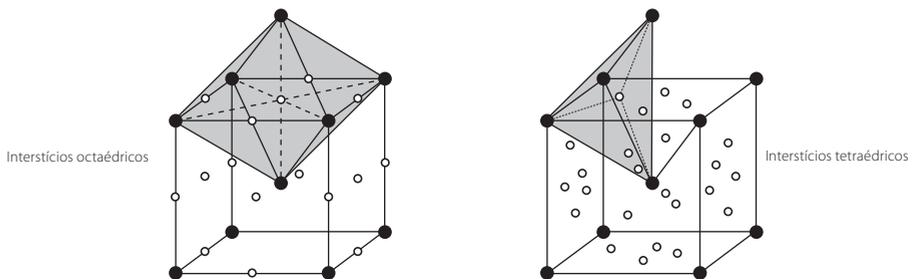


Figura 8.5. Vazios intersticiais na estrutura CCC: vazio octaédrico e vazio tetraédrico.

8.3. DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FERRO-CARBONO

O diagrama de equilíbrio (metaestável) do sistema binário Fe-C está representado na Figura 8.6. Os aços representam as ligas Fe-C com teores de carbono inferiores a 2,06%, destacado na figura. O presente diagrama designa-se metaestável porque tem uma fase rica em carbono a cementite. A cementite é um carboneto metaestável, que tende a decompor-se em ferrite (ou austenite) e grafite. O diagrama de equilíbrio (estável) nos ferros-fundido, para estes diagramas a fase rica em carbono é a grafite (carbono puro), a solubilidade do ferro no carbono é nula. O ferro vai formar com o carbono três soluções sólidas correspondendo às três formas alotrópicas.

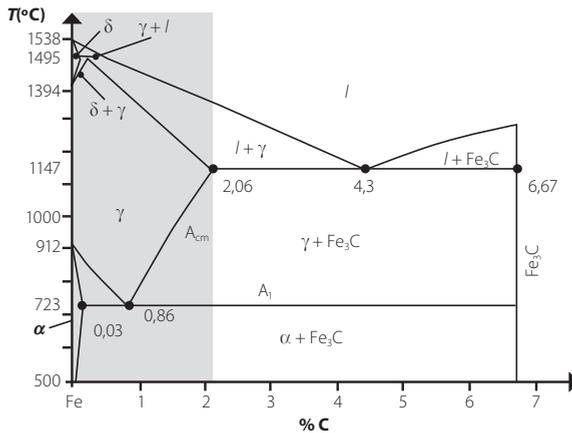


Figura 8.6. Diagrama de equilíbrio Fe-C metaestável.

Na Figura 8.6. estão presentes as seguintes fases:

- ferrite α : tem uma estrutura cristalina CCC, trata-se de uma solução sólida de inserção de carbono no ferro α , que apresenta solubilidade máxima de 0,03% em massa a 723°C.
- austenite γ : tem uma estrutura cristalina FCC, trata-se de uma solução sólida de inserção de carbono no ferro γ que apresenta solubilidade máxima de 2,06% em massa a 1147°C.
- ferrite δ : tem uma estrutura cristalina CCC, trata-se de uma solução sólida de inserção de carbono no ferro δ , que apresenta solubilidade máxima de 0,1% em massa a 1495°C.
- cementite ou carboneto de ferro Fe_3C : a sua composição corresponde a um teor de 6,67% em massa de carbono. Este carboneto é um composto intersticial com malha ortorrômbica.
- a ferrite δ não tem tanto interesse prático, a ferrite α e a austenite γ são os mais importantes, a par da cementite.

8.3.1. Constituição no estado recozido

O recozido é o tratamento térmico usado para assegurar que um aço se encontra num estado próximo do equilíbrio. Como aproximação, o diagrama de equilíbrio Fe-C metaestável

tável é usado para descrever a constituição dos aços não ligados no estado recozido, como ilustrado na Figura 8.7.

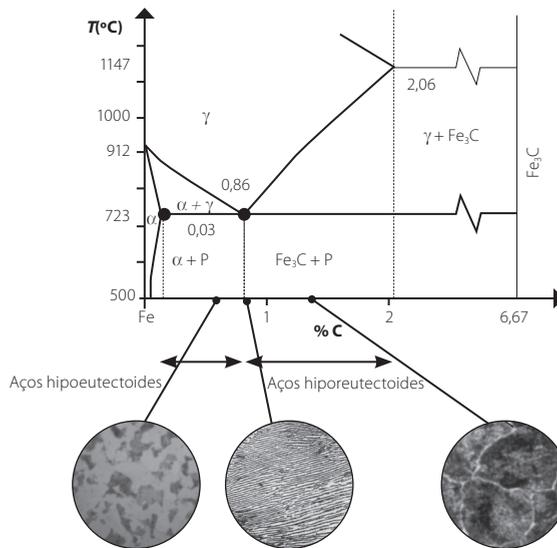
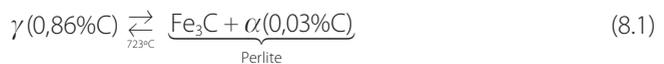


Figura 8.7. Constituição dos aços no estado recozido.

Todas as ligas ferrosas contêm em proporções variáveis do constituinte eutetoide, perlite, com exceção para os aços com menos de 0,03%C. A perlite é um agregado eutetoide obtido pela transformação isotérmica da austenite γ segundo:



Para a temperatura de 723°C e para todas as ligas com %C > 0,03%, a austenite apresenta o mesmo teor em carbono (0,86%), e no arrefecimento vai transformar-se em perlite. A perlite é um constituinte bifásico, composto por ferrite α e cementite. As frações mássicas de cada são determinados por:

$$\frac{\text{massa } Fe_3C \text{ eut}}{\text{massa perlite}} = \frac{0,86 - 0,03}{6,67 - 0,03} = 0,13; \quad \frac{\text{massa } \alpha \text{ eut}}{\text{massa perlite}} = 0,87 \quad (8.2)$$

O agregado é em geral lamelar. É formado por lamelas alternadas de Fe_3C e de α . A cementite é a primeira fase a sofrer nucleação nas juntas de grão da fase γ -mãe, energeticamente mais favorável. Na região adjacente à formação de cementite há um empobrecimento relativo em carbono, formando-se ferrite. Por sua vez, nas regiões adjacentes à ferrite haverá uma região mais rica em carbono que não consegue ser dissolvido nesta fase, promovendo a formação de cementite. Assim, pode compreender-se que a germinação de uma das fases promove a germinação da outra fase na região adjacente, e que o crescimento de uma das fases contribui para o crescimento da outra fase. Ou seja, pode dizer-se que a fase nucleante é a cementite, a germinação é recíproca e faz-se a partir das juntas de grão da fase γ -mãe e o crescimento é cooperativo e faz-se sem relação cristalográfica com a fase γ -mãe, fazendo intervir a difusão do carbono, Figura 8.8.

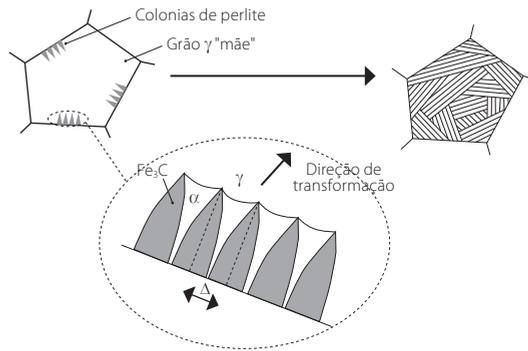


Figura 8.8. Transformação eutetoide perlítica.

O espaço interlamelar Δ é um dos parâmetros mais importantes na descrição deste fenómeno. Recorrendo a um tratamento térmico apropriado é possível obter uma perlite globular diretamente a partir da austenite ou a partir de uma perlite lamelar (ver Secção 8.6.1.4. sobre o recozido de globulização ou de amaciamento). A perlite é, então, formada de glóbulos de Fe_3C numa matriz ferrítica, o que corresponde a um estado menos duro e mais deformável.

8.3.2. Influência da velocidade de arrefecimento nos pontos de transformação e na microestrutura

O diagrama Fe-C permite estudar a constituição dos aços não ligados nas condições de equilíbrio termodinâmico. Caso não seja assegurado um arrefecimento suficientemente lento, o fator tempo tem um papel importante. A velocidade de arrefecimento afeta a posição dos pontos de transformação e a microestrutura dos constituintes. Parâmetros estes que serão estudados nesta secção.

8.3.2.1. Pontos de transformação

As transformações que ocorrem durante o aquecimento e o arrefecimento são diferentes, devido à cinética de germinação das novas fases e da cinemática da difusão do carbono. A_{c1} , A_{e1} e A_{r1} correspondem às posições no aquecimento, no equilíbrio e no arrefecimento, respetivamente. A_c significa paragem no aquecimento (*chauffage* em francês), A_r paragem no arrefecimento (*refroidissement* em francês) e A_e é a temperatura de equilíbrio. Em geral a histerese no aquecimento é pequena e A_c é uma boa aproximação de A_e , enquanto A_r depende muito da velocidade de arrefecimento e pode afastar-se muito de A_e . Com o aumento da velocidade de arrefecimento o ponto eutetoide desloca-se para baixo e para a esquerda, Figura 8.9. Pode-se concluir que a perlite sofre um empobrecimento em carbono e que há uma diminuição da quantidade de ferrite para um dado aço. Não é possível usar os valores numéricos do diagrama para determinar as frações mássicas das fases formadas para velocidades de arrefecimento relevantes.

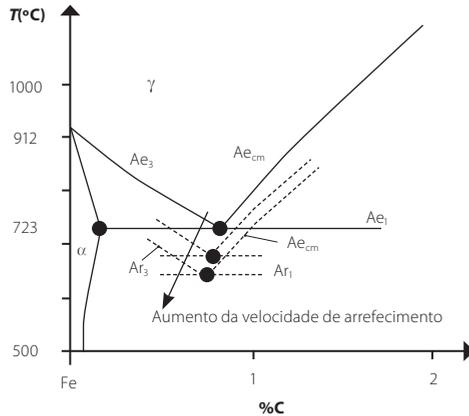


Figura 8.9. Influência da velocidade de arrefecimento sobre o ponto eutetoide.

A dilatometria absoluta ou diferencial, que estuda a variação de um volume de um corpo em função da temperatura, permite a determinação da posição dos vários pontos críticos das temperaturas de transformação para qualquer velocidade de aquecimento e arrefecimento. Na Figura 8.10.a podemos observar uma representação do equipamento usado para fazer o registo do diagrama dilatométrico absoluto e uma curva típica registada no processo de aquecimento e arrefecimento de um aço hipoeutetoide onde é visível a histerese de temperatura (Figura 8.10.b). Os dilatómetros são constituídos por um forno e equipamentos de medição. A amostra é inserida no interior do forno em contacto com uma barra de sílica. A barra de sílica é instrumentada com um termopar (para registar a temperatura instalada) e um transdutor linear (para ler a variação de comprimento). A curva dilatométrica é constituída por três transformações distintas, ponto A, B e C. Por exemplo, um aço hipoeutetoide é constituído por ferrite e perlite à temperatura ambiente, com o aumento de temperatura, no ponto A inicia o aparecimento da austenite, a perlite transforma-se em austenite através de uma contração, ocorrendo uma transformação de uma estrutura cristalina CCC em CFC. No ponto B ocorre a transformação da ferrite em austenite e no ponto C a austenitização termina e ocorre uma dilatação.

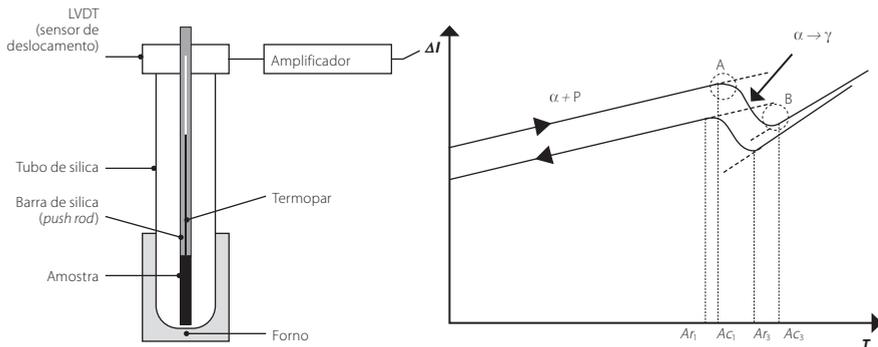


Figura 8.10. Representação de um equipamento para a determinação do diagrama dilatométrico absoluto.

8.3.2.1. Microestrutura dos aços

O diagrama de equilíbrio apenas permite determinar a natureza dos constituintes, não sendo possível prever a morfologia que define a microestrutura do metal. A microestrutura, que varia com as condições de germinação e crescimento (ver Seção 8.5. sobre diagrama de fases), é dependente das condições de arrefecimento usadas. Considerando um aço hipoeutetoide com 0,4 %C facilmente se compreende que se trata de um aço com ferrite e perlite na sua constituição. Analise-se então, de forma simplificada, esta liga para diferentes temperaturas, Figura 8.11. No ponto 1, a liga encontra-se no domínio austenítico, ou seja, a estrutura é policristalina monofásica e o tamanho de grão γ depende das condições de austenitização, que serão exploradas mais à frente neste capítulo. À medida que a temperatura diminui, atingindo A_{e3} , a germinação da fase ferrítica, α , começa. Esta germinação ocorre nas juntas de grão da austenite. Até o ponto 2 ser atingido há um crescimento dos grãos α sendo, neste ponto, o aço constituído por α e γ . O crescimento dos cristais de ferrite proeutetoide depende da velocidade de transferência de energia térmica produzida pela transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e da velocidade de difusão do carbono, em excesso em relação ao limite de solubilidade na ferrite. Para velocidades de arrefecimento baixas e grãos austeníticos pequenos, os cristais ferríticos apresentam uma estrutura poligonal celular de α proeutetoide como ilustrado no ponto 3a. Para velocidades de arrefecimento elevadas e grãos austeníticos grosseiros, os cristais ferríticos formam-se sob a forma de plaquetas, estrutura acicular de α proeutetoide como ilustrado no ponto 3b. Este tipo de grãos grosseiros são típicos junto a estruturas soldadas onde a percentagem da austenite e as velocidades de arrefecimento são rápidas obtendo uma estrutura acicular ou de Widmanstätten. No ponto 4, para uma temperatura inferior a A_{r1} (linha eutetoide), a austenite existente no ponto 3 foi transformada em perlite. O espaçamento interlamelar Δ na perlite depende da velocidade de arrefecimento, diminuindo com o aumento da velocidade de arrefecimento.

Em resumo, observa-se que com o aumento da velocidade de arrefecimento, para aços hipoeutetoides, obtêm-se estruturas com mais perlite e cada vez mais finas, tanto os grãos ferríticos (poligonais equiaxiais \rightarrow poligonais irregulares \rightarrow aciculares) como a perlite. A diminuição do tamanho de grão conduz a um aumento da tensão limite de elasticidade e é explicado pela Lei de Petch-Hall (ver Capítulo 4 sobre mecanismos de endurecimento). É possível controlar a microestrutura dos aços com o controlo da velocidade de arrefecimento.

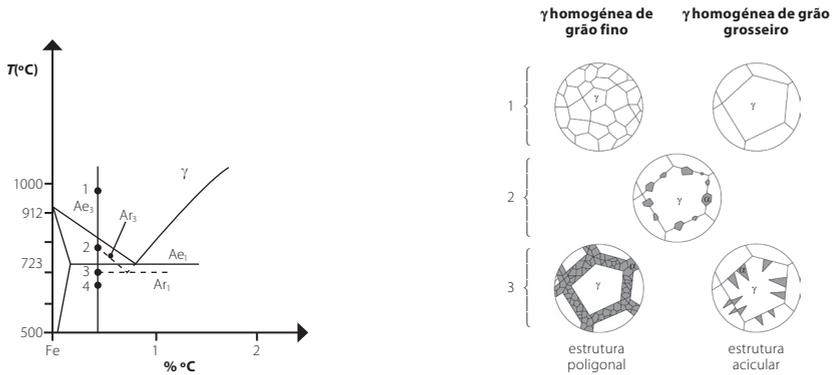


Figura 8.11. Evoluções das microestruturais durante o arrefecimento para um aço com 0,4%C.

8.3.3. Relações entre a microestrutura e as propriedades mecânicas: caso dos aços ferrito-perlíticos

Os aços ao carbono hipoeutetoides são as ligas ferrosas mais utilizadas. No estado ferrito-perlítico são as soluções mais correntes para diversas construções metálicas (como por exemplo órgãos de máquinas, pórticos, estruturas e chapas de carroçarias). As propriedades mecânicas dos aços não ligados dependem:

- das frações mássicas das suas fases, determinadas pelo diagrama de equilíbrio;
- dos parâmetros microestruturais, como o tamanho do grão ferrítico e espaço interlamelar da perlite em função da velocidade de arrefecimento a partir do estado austenítico.

A Tabela 8.1. apresenta algumas propriedades mecânicas dos constituintes dos aços no estado recozido. Os valores apresentados são indicativos e variam com os parâmetros microestruturais e com a presença de elementos de liga. Contudo, com estes valores é possível fazer uma primeira estimativa das propriedades mecânicas de um aço recozido a partir do conhecimento dos constituintes recorrendo à regra das misturas. Por exemplo, o aço Ck45, com 0,45 % de carbono (ver Tabela 8.3.), apresenta 49,40 % de ferrite e 50,60 % de perlite, usando a regra das misturas e os valores de referência das os diferentes constituintes (Tabela 8.1.) é possível fazer uma previsão da dureza ($0,4940 \times 80 + 0,5060 \times 180 = 131$ HB), bem como da tensão de rotura (578 MPa) e do alongamento (27 %).

Tabela 8.1. Propriedades mecânicas dos constituintes dos aços no estado recozido.

Propriedade	Ferrite	Perlite	Cementite
Tensão de rotura (MPa)	300	850	
Dureza	80 HB	180 HB	700 a 800 HV
Extensão após rotura (%)	40	15	

Os parâmetros microestruturais, como o tamanho de grão e a distância interlamelar, apresentam uma influência significativa no comportamento mecânico de um aço (Tabela 8.2.).

Com o aumento do tamanho de grão a tensão de cedência e a tenacidade ao choque aumentam. Por sua vez, com o aumento da espação interlamelar a tensão de cedência aumenta e a tenacidade ao choque diminui.

Tabela 8.2. Efeito do tamanho de grão e espação interlamelar na resistência e tenacidade.

	Tensão de cedência	Tenacidade ao choque
Tamanho de grão	↑	↑
Distância interlamelar	↑	↓

A Figura 8.12. apresenta a influência do teor em carbono nas curvas de tração uniaxial de alguns aços não ligados. Com o aumento do teor em carbono a resistência à deformação plástica e ao colapso aumentam e este aumento devido à presença da perlite. O módulo de Young é constante e o aço tem o valor de 210 GPa (ver Capítulo 1 sobre a estrutura dos materiais).

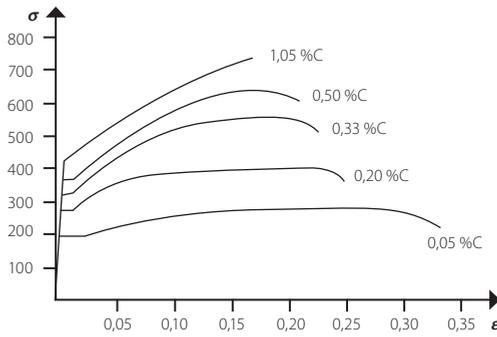


Figura 8.12. Curva de tração de diferentes aços não ligados.

A Figura 8.13. mostra a influência do teor em carbono nas curvas de tenacidade ao choque. Com o aumento do teor em carbono a tenacidade ao choque diminui. A transição dúctil-frágil ocorre para uma energia absorvida de 20 J e com o aumento do teor de carbono a temperatura de transição dúctil-frágil aumenta.

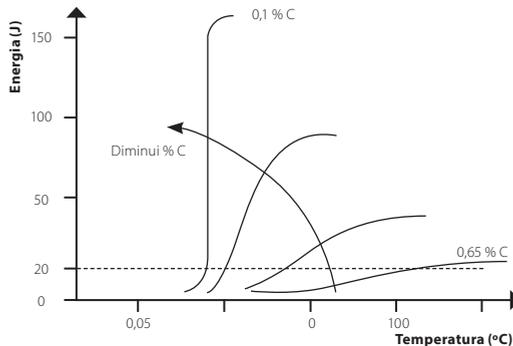


Figura 8.13. Curva de tenacidade ao choque de diferentes aços não ligados.

A Figura 8.14. avalia a influência da microestrutura, tamanho de grão d e o índice do tamanho de grão G (número de grãos por unidade de volume), sobre comportamento das curvas de tração uniaxial de um aço com 0,15 %C. Com o aumento do tamanho de grão a resistência à

deformação plástica e ao colapso diminuem. Contudo, a esta diminuição alia-se um aumento da ductilidade. Nos diagramas TTT encontra-se identificado o tamanho de grão para o qual foi determinado o diagrama.

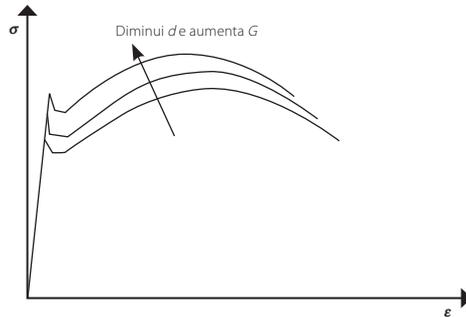


Figura 8.14. Curvas de tração de um aço com diferentes tamanhos de grão ferríticos.

A Figura 8.15. mostra curvas de tenacidade ao choque para um aço com 0,10 %C e para diferentes tamanhos de grão ferríticos. Com o aumento do tamanho de grão ferrítico, a temperatura de transição frágil-dúctil aumenta e a altura do patamar dúctil baixa.

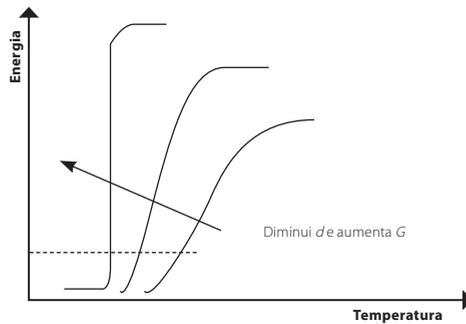


Figura 8.15. Curvas de tenacidade ao choque de um aço com aproximadamente 0,1 %C para diferentes tamanhos de grão ferríticos.

A Tabela 8.3. apresenta a composição química, as propriedades mecânicas e as principais aplicações de alguns aços ao carbono segundo a norma americana AISI-SAE (*American Iron and Steel Institute – Society of Automotive Engineers*) e a norma alemã DIN (*Deutsches Institut für Normung*). Na Figura 8.16. podem-se encontrar algumas aplicações do aço CK10 e do St37.

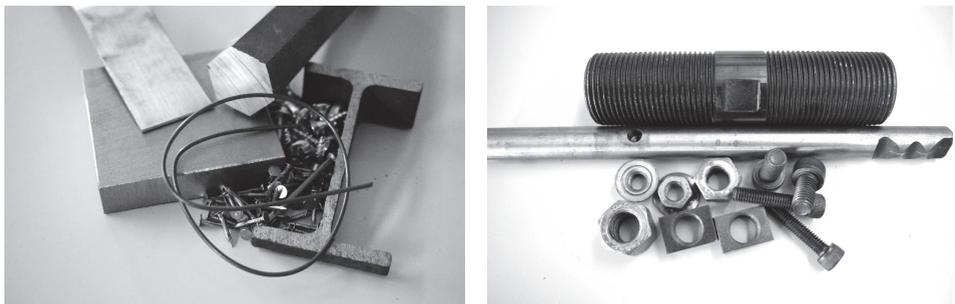


Figura 8.16. Exemplos de algumas aplicações do aço CK10 **a)** e St37 **b).**

Tabela 8.3. Composição, propriedades mecânicas e aplicações de aços não ligados.

Designação AISI-SAE	Designação DIN	Composição química (% mássica)	Estado estrutural	Resistência mecânica (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura)	Aplicações
1010	Ck10	0,10 C, 0,40 Mn	Laminado a quente	276-414	170-310	28-47	Chapas para conformação plástica, arame, barras, pregos, parafusos, barras de reforço em betão
			Laminado a frio	290-400	159-262	30-45	
1018	ST 37.0	0,16 C, 0,35 Si, 1,20 Mn	Laminado a quente	350 - 480	235	25	Chapas para conformação, Órgãos de máquinas, veios, parafusos, porcas
			Normalizado	380 - 440	215	23	
1020	C22	0,20 C, 0,45 Mn	Laminado	448	331	36	Chapas e secções estruturais, veios, engrenagens
			Recozido	393	297	36	
1040	Ck40	0,40 C, 0,45 Mn	Laminado	621	414	25	Veios, vigas, tubos de alta resistência, engrenagens
			Recozido	517	352	30	
			Tratado	800	593	20	
1045	Ck45	0,45 C, 0,30 Si, 0,70 Mn	Laminado a quente	620 - 890	375 - 480	14 - 17	Órgãos de máquinas, parafusos, porcas
			Normalizado	580	290	15	
1060	C60	0,60 C, 0,65 Mn	Laminado	814	483	17	Arame de mola, matrizes de forjamento, rodas de carris
			Recozido	628	483	22	
			Tratado	1100	780	13	

8.4. ESTRUTURAS MICROGRÁFICAS

Com o aumento da velocidade de arrefecimento vão-se formando estruturas cada vez menos de acordo com o diagrama de equilíbrio Fe-C. Na Figura 8.17. encontram-se listadas as diferentes estruturas micrográficas possíveis de obter em função da velocidade de arrefecimento. A perlite e bainite podem ser obtidas por transformações isotérmicas nas quais ocorre difusão, enquanto para a obtenção da martensite a transformação é atérmica (com um estágio isotérmico a taxa de transformação evolui) e não ocorre difusão.



Figura 8.17. Estruturas micrográficas em função da velocidade de arrefecimento.

8.4.1. Transformação bainítica

A transformação bainítica é constituída por agregados de α + carbonetos, onde a fase nucleante é a ferrite e podem ser obtidos dois tipos de bainite: superior e inferior. Na bainite superior a ferrite forma-se em "ripas", as plaquetas de carbonetos de ferro precipitam entre essas ripas, aproximadamente paralelas (Figura 8.18.a). A bainite superior apresenta más características de tenacidade. Na bainite inferior a ferrite formada é cada vez mais acicular. As agulhas de ferrite estão sobressaturadas em carbono quando se inicia a sua formação e os carbonetos finos de ferro precipitam no interior das agulhas de ferrite sob a forma de plaquetas muito finas, o que constitui um endurecimento por precipitação estrutural (ver Capítulo 4 sobre mecanismos de endurecimento), Figura 8.19.a. A bainite inferior apresenta um excelente compromisso entre o limite elástico e a tenacidade. A microestrutura da bainite superior e inferior é muito semelhante (caracterizada por uma estrutura acicular escura), como se pode constatar nas imagens da microscopia ótica, Figura 8.18.b e Figura 8.19.b, tornando-se praticamente impossível distingui-las ao microscópio, porque é parecido com a perlite (de cor preta) e a martensite (acicular). Muitas vezes a única forma de identificar o constituinte é através da dureza.

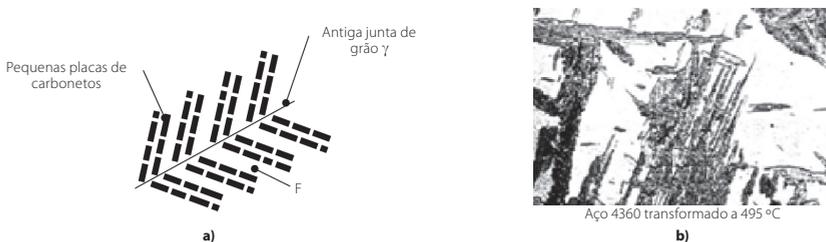


Figura 8.18. Bainite superior: microestrutura eletrónica a) e microestrutura ótica b).

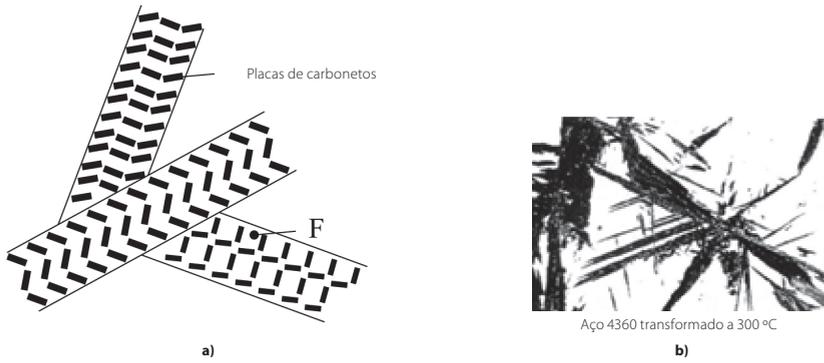


Figura 8.19. Bainite inferior: microestrutura eletrônica **a)** e microestrutura ótica **b).**

8.4.2. Transformação martensítica

As transformações martensíticas caracterizam-se pela ausência de difusão, uma vez que o arrefecimento é muito rápido (como, por exemplo, o que acontece 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 são necessárias duas condições indispensáveis:

- uma condição metalúrgica: a existência dum domínio austenítico (γ) e da transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$) no diagrama de equilíbrio;
- uma condição térmica: possibilidade de arrefecer o aço a uma velocidade suficiente (superior à velocidade crítica superior de têmpera que será estudada na Secção 8.6.1.6.2.), a partir do domínio austenítico, de maneira a evitar a formação de agregados de α + carbonetos (como perlite e bainite) e provocar a formação de constituintes fora de equilíbrio, nomeadamente a martensite.

A martensite, à escala micrográfica, aparece sob a forma de plaquetas ou de agulhas finamente macladas. A Figura 8.20.a apresenta esquematicamente a formação de uma agulha de martensite. A martensite é formada pelo 'aprisionamento' de átomos de carbono na estrutura cristalina durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, em condições de equilíbrio normalmente só dissolve 0,006 %C. A estrutura da martensite fica deformada, não restabelecendo a estrutura de α , CCC, Figura 8.20.b. A formação de uma agulha está associada ao aparecimento de um microrelevo sobre uma superfície anteriormente podida. Para elevadas percentagens de carbono (>1%) as agulhas de martensite (corte da placa de martensite) são grandes, orientadas aleatoriamente e visíveis no microscópio ótico, Figura 8.21.a, para aços com pouco carbono (<0,6%) as agulhas são menos definidas apresentando-se como martensite em rede ou massiva e aparecem muito mais ordenadas e visíveis apenas na microscopia eletrónica, Figura 8.21.b.

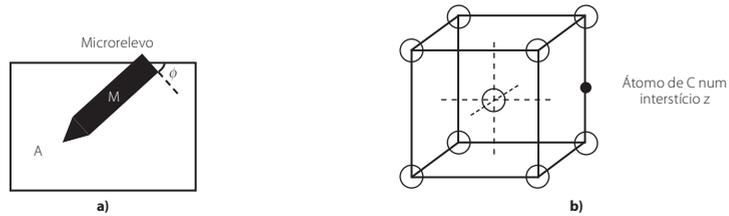


Figura 8.20. Formação de uma agulha de martensite **a)** e malha de martensite **b).**

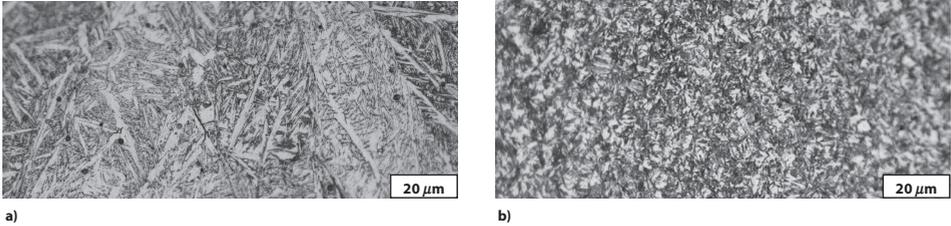


Figura 8.21. Microestrutura da martensite de um aço com elevada %C **a)** e baixa %C **b).**

A martensite é um constituinte que apresenta uma elevada dureza para os aços correntemente utilizados em tratamentos térmicos e é um dos mecanismos de endurecimento mais forte. Quanto maior for a percentagem do carbono maior será a deformação da malha e o deslizamento das deslocações é mais difícil. A dureza depende principalmente do teor em carbono da austenite que a origina, como se pode observar na Figura 8.22. Contudo, a esta elevada dureza é associada uma baixa tenacidade.

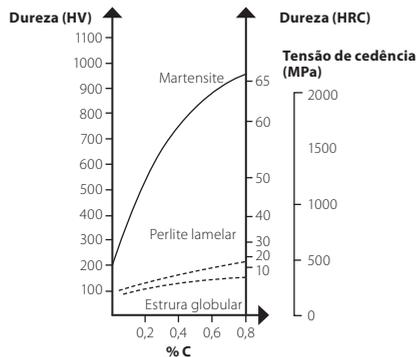


Figura 8.22. Dureza de várias estruturas micrográficas em função da percentagem de carbono.

Na Figura 8.23. pode observar-se a influência do teor em carbono do aço no início de transformação da martensite (M_s – *Martensite start*) e o fim desta transformação (M_f – *Martensite finish*). Para aços cujos teores em carbono e elementos de liga são elevados, o ponto M_f encontra-se abaixo da temperatura ambiente, o que significa que, depois da têmpera (ver Secção 8.6.1.5. sobre transformação da austenite em martensite), pode haver uma quantidade de austenite residual (γ_{res}) mais ou menos importante.

A presença de γ_{res} pode ter uma influência nas características mecânicas: diminuição da resistência e dureza, ou influencia estabilidade dimensional (onde a transformação $\gamma_{res} \rightarrow M$ pode ter lugar por encruamento como por exemplo na pista de rolamentos de um rolamento).

A percentagem de γ_{res} pode ser reduzida por um tratamento criogénico entre cerca de $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ (próximo de M_f) ou revenido após têmpera (ver Secção 8.6.1.8. sobre transformação da austenite residual).

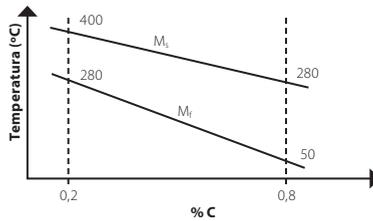


Figura 8.23. Temperaturas M_s e M_f em função da percentagem de carbono.

8.5. DIAGRAMAS TTT (TEMPO, TEMPERATURA, TRANSFORMAÇÃO)

Os diagramas TTT permitem separar a influência dos fatores tempo e temperatura nas transformações da austenite. Após austenitização de uma amostra de pequenas dimensões (aquecer a amostra até ao domínio austenítico) e arrefecimento quase instantâneo até uma T_i inferior a A_c1 , é estudada a evolução qualitativa e quantitativa da fase austenítica em função do tempo a uma temperatura constante (Figura 8.24).

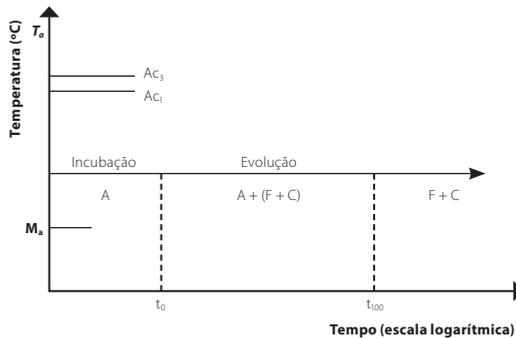


Figura 8.24. Evolução da austenite durante um estágio isotérmico entre A_{c1} e M_s .

8.5.1. Transformações com difusão

Quando a temperatura de estágio T_i está entre a do ponto A_{c1} e a do ponto M_s definidos na Figura 8.24, a transformação da austenite (A) conduz à formação de agregados ferrite-carbonetos ($A \rightarrow F + C$). Na Figura 8.25. pode observar-se que a transformação de A se inicia após um dado tempo de incubação t_0 e termina ao fim do tempo t_{100} . Fazendo variar T_i para diferentes amostras pode determinar-se, para cada uma delas, e considerando y como a fração mássica de A transformada:

- t_0 : início da transformação de A ($y \approx 0\%$);

- t_{100} : fim da transformação de A ($\gamma \approx 100\%$);
- t_γ : percentagem mássica γ de A transformada.

Assim, podem representar-se as curvas iso-austeníticas (com igual fração mássica de A transformada, γ) definindo para cada T_i a cinética da transformação da austenite. Deste modo são estabelecidos os diagramas TTT do aço em análise, representados na Figura 8.25. Nos diagramas TTT só aparece $\gamma = 50\%$ e 100% , e para 50% a curva está representada a traço interrompido.

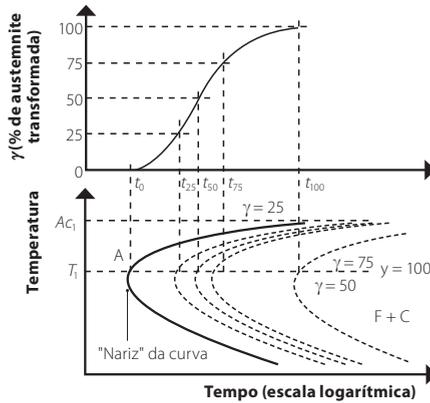


Figura 8.25. Determinação esquemática de um diagrama TTT isotérmico.

As curvas de transformação da austenite tem a forma de um "C", que pode ser explicada pelos mecanismos de germinação e crescimento que intervêm simultaneamente (ver a Figura 8.26). Com a diminuição da temperatura ocorre um aumento da germinação. O produto de transformação é mais rápido com o aumento da temperatura. O somatório dessas duas contribuições leva a formação de um "C" das curvas. Um produto de transformação (perlite ou bainite) forma-se a partir da austenite através da combinação dos processos de germinação e crescimento.

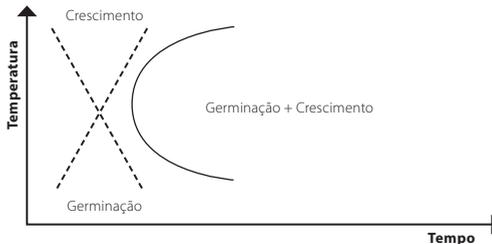


Figura 8.26. Os fenômenos de germinação e crescimento explicam a forma em "C" das curvas de transformação da austenite.

8.5.2. Transformação sem difusão ou martensítica

Quando a temperatura para a qual se arrefece rapidamente a peça, T_i , é inferior à do ponto M_s , a transformação da austenite dá lugar a um constituinte particular, a martensite. Para cada temperatura T_i , uma fração determinada de austenite é transformada em martensite.

Um estágio isotérmico entre M_s e M_f não modifica a taxa de avanço da reação e é uma transformação atérmica. As curvas isoasteníticas são paralelas ao eixo do tempo, Figura 8.27. Em geral nos diagramas não aparece a M_f porque é muito difícil de determinar. Contudo, existem gráficos auxiliares que permitem determinar a austenite residual.

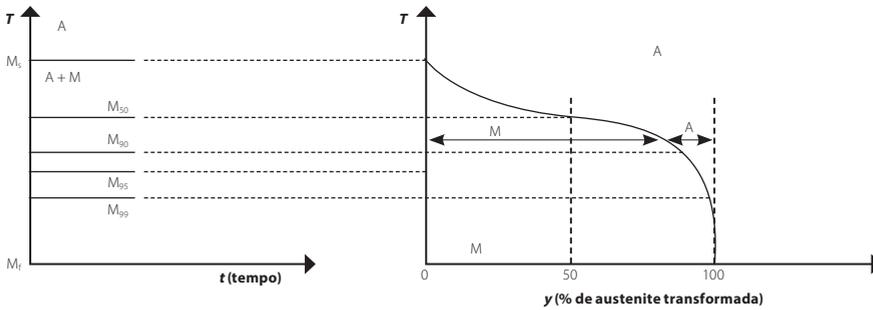


Figura 8.27. Transformação sem difusão ou martensítica.

Geralmente, os elementos em solução sólida na austenite (excepto cobalto) aumentam os tempos de incubação puxando as curvas para a direita, Figura 8.28. Esta propriedade é essencial e justifica a preferência dos aços ligados para tratamentos térmicos. Quanto mais para a direita estão as curvas, mais fácil de evitar a formação da $F + C$ (perlite ou bainite) e tornando-se assim mais fácil a obtenção da martensite.

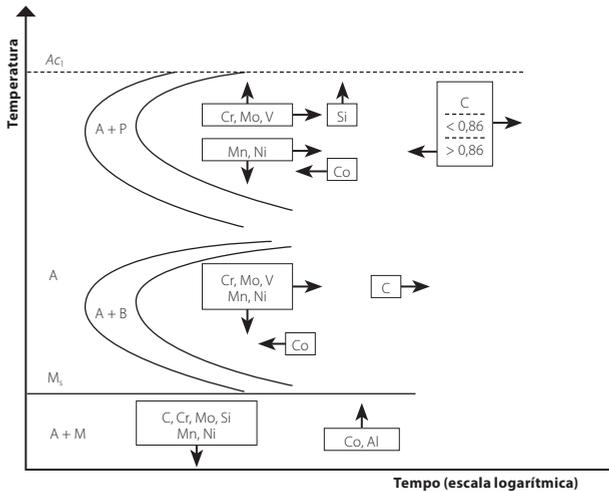


Figura 8.28. Influência dos elementos de liga nas curvas de transformação da austenite.

Os parâmetros que influenciam as transformações da austenite são:

- a composição química da austenite, que pode ser diferente da do aço se a austenitização for parcial;
- com o tamanho de grão da austenite ocorre um aumento do tempo de incubação o que faz que se desloque para a direita. Com aumento do tamanho de grão da austenite existem menos locais para precipitação de $F + C$.

Existem dois tipos de diagramas TTT: de transformação isotérmico (é usado em tratamentos isotérmicos como a têmpera bainítica e recozido isotérmico) e de transformação contínua (é usado na maior parte dos tratamentos térmicos para obter transformações martensíticas).

Um diagrama de transformação permite prever a dureza (propriedades mecânicas) e determinar os constituintes para uma transformação completa. Os diagramas, no eixo das ordenadas indicam a temperatura e no eixo das abcissas o tempo numa escala logarítmica.

8.5.3. Diagrama de transformação isotérmica

Para melhor interpretar o diagrama de transformação isotérmico (TI) considera-se um aço designado pela norma francesa AFNOR 30NC11. É um aço hipoeutetoide ligado ao níquel e ligeiramente ligado ao crómio. A composição química do aço encontra-se sempre indicada, assim como as condições de austenitização. No presente exemplo, Figura 8.29, a austenitização é realizada a uma temperatura de 850°C e durante 30 min. O tamanho de grão austenítico obtido corresponde ao índice $G = 9$. Os diagramas TTT, segundo a norma AFNOR, indicam os domínios das fases presentes em cada aço, mas não indica os constituintes.

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

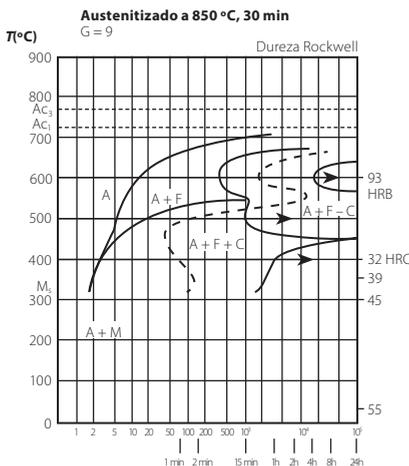


Figura 8.29. Diagrama TTT isotérmico do aço 30NC11 (F – ferrite, A – austenite, C – carbonetos).

Análise realizada a 600°C

A esta temperatura, o tempo de incubação é de $t_0 = 10$ s para a formação de ferrite properlítica (forma-se antes de ocorrer a transformação perlítica) e a transformação perlítica tem início após 400 s. Toda a transformação da austenite termina após 6 horas. Neste ponto, o aço, à temperatura de 600°C, é constituído por ferrite (F) e perlite (F + C) e apresenta uma dureza de 93 HRB. No diagrama a curva a traço interrompido é a curva iso-austenítica de 50%, ou seja, deste diagrama ainda é possível concluir que para a temperatura de 600°C, após 20 min, 50% da austenite já foi transformada.

As curvas de arrefecimento representadas na Figura 8.30. correspondem a diferentes meios de arrefecimento ou a diferentes diâmetros de um veio. Por exemplo, a curva que corresponde à dureza final de 50 HRC pode representar um arrefecimento de um veio com um diâmetro inferior e a que corresponde a uma dureza de 175 HV a um veio com um diâmetro superior. Do mesmo modo, podem corresponder a um arrefecimento em água e a um arrefecimento ao ar, respetivamente, de um mesmo veio, i.e., com o mesmo diâmetro.

A linha a traço interrompido na Figura 8.30. presente nos domínios perlítico e bainítico, corresponde a 50 % de austenite transformada, analogamente ao que acontecia no diagrama TI. Para interpretar mais claramente o diagrama, considere-se a curva que resulta numa dureza de 33 HRC. Após um tempo de incubação de 2 min., a transformação de austenite começa a 570°C com a formação de 2% de ferrite properlítica. A 550°C, entra-se no domínio bainítico que acaba a 370°C depois da formação de 60% de bainite. A austenite não transformada (38%) dá entrada no início de transformação martensítica à temperatura de 290°C (M_s) e à temperatura ambiente foi formada 58% de martensite. Para esta liga a presença de A_{res} pode ser desprezável, uma vez que a M_s é superior a 300°C e a M_f será próxima da temperatura ambiente. A constituição deste aço à temperatura ambiente é, então, 2% de ferrite, 60% de bainite e 38% de martensite, com uma dureza de 33 HRC. Na Tabela 8.4. encontram-se listadas as constituições obtidas à temperatura ambiente após diferentes modos de arrefecimento. Para este aço a presença de austenite residual foi desprezada.

Tabela 8.4. Constituintes do aço 41Cr4 para diferentes arrefecimentos.

Dureza da curva de arrefecimento em análise	% ferrite	% perlite	% bainite	% martensite
75 HV	40	60	0	0
23 HRC	40	10	40	10
25 HRC	20	10	55	15
26 HRC	15	5	60	20
31 HRC	5	0	70	25
33 HRC	2	0	60	32
40 HRC	0	0	50	50
47 HRC	0	0	20	80
50 HRC	0	0	0	100

Para certas aplicações, é importante poder representar a lei de arrefecimento por um único parâmetro suficientemente significativo. Em primeiro lugar, como ilustrado na Figura 8.31. pode usar-se a velocidade de arrefecimento instantânea a 700 °C:

$$V_r^{700^\circ\text{C}} = - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{700^\circ\text{C}} \quad (8.3)$$

Em segundo lugar, a lei de arrefecimento também pode ser caracterizada pela velocidade de arrefecimento média entre 700 e 300 °C:

$$\bar{V}_{700}^{300} = \frac{400}{(\Delta t)_{700}^{300}} \quad (8.4)$$

Pode ainda usar-se o intervalo de tempo necessário atravessar para banda de temperaturas compreendidas entre os 700 a 300 °C, intervalo médio este no qual podem ocorrer transformações com difusão:

$$(\Delta t) \frac{300}{700} \quad (8.5)$$

No caso retratado na Figura 8.31., o intervalo de tempo para atravessar a banda de temperaturas de 700 a 300 °C é de 26 s.

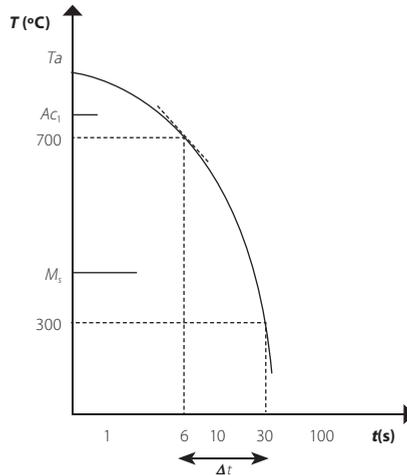


Figura 8.31. Lei de arrefecimento ilustrativa.

8.5.5. Aços ligados

Em alguns casos, como foi visto anteriormente, os aços ao carbono não são temperáveis ou as suas propriedades não são adequadas para a aplicação pretendida, levando ao desenvolvimento de aços ligados para facilitar a transformação martensítica (ver Secção 8.6.1.6 sobre temperabilidade), aços ligados para tratamento térmico. Estes tipos de aços podem ser usados em condições de temperaturas elevadas (aços resistentes à fluência, aços para usos criogénicos – usando Ni, Mn) e em meios agressivos (aços inoxidáveis). A melhoria do comportamento dos aços é conseguida pela adição em quantidade suficiente de um ou de vários elementos de liga. Os aços ligados são, pelo menos, ligas ternárias. Como os aços ao carbono, os aços ligados contêm sempre Si, Mn, S e P (elementos normais de elaboração), mas o S e P são elementos indesejáveis e que devem ser reduzidos ao máximo uma vez que tendem a causar fragilização e reduzir a soldabilidade. Na Tabela 8.5. estão indicadas as percentagens mínimas de cada elemento para um aço ser considerado ligado. Um aço é considerado com pouca liga se o teor total dos elementos de liga for inferior a 5 % e é considerado com muita liga se o teor total dos elementos de liga for superior a 5 %. A norma AFNOR A 35-610 reúne e comenta as equivalências entre os aços franceses e os aços DIN (Alemanha), ASTM, SAE, AISI (US), BS (UK), JIS (Japão), entre outros. Um aço é considerado equivalente se a percentagem dos elementos de liga for semelhante.

Tabela 8.5. Percentagens mínima de cada elemento para um aço ser considerado ligado.

Cr	Ni	Mo	V	W
0,25%	0,50%	0,10%	0,05%	0,30%
Co	Ti	Cu	Al	P+S
0,30%	0,05%	0,35%	0,10%	0,12%

Tomando como referência o diagrama binário Fe-C, os elementos de liga podem ser divididos em três pontos principais, de acordo com a sua influência nas propriedades do aço, importantes para o metalurgista:

- modificação das temperaturas de transformação e dos teores correspondentes às transformações eutética e eutetoide;
- modificação dos domínios da ferrite (α) e da austenite (γ): efeito gamageno ou alfa-geno;
- modificação da natureza dos carbonetos em equilíbrio dependendo do carácter carborígeno ou não carborígeno.

8.5.5.1. Transformação eutetoide

Para os aços ligados que apenas têm um elemento de liga, o sistema pode ser considerado como ternário do tipo Fe-C-X. Nos casos mais complexos, com vários elementos de liga, a sua representação num diagrama é impossível. Para alguns casos mais complexos é possível utilizar gráficos bidimensionais, obtidos através de cortes ternários (com três componentes sob a forma piramidal de base triangular) isotérmicos ou pseudo-binários. Neste tipo de diagrama não se pode utilizar a regra dos segmentos inversos porque existem domínios ternários. A Figura 8.32. mostra a influência dos diferentes elementos de liga no teor em carbono do ponto eutetoide, todos os elementos deslocam o ponto eutetoide para a esquerda. Para aços pouco ligados, a Equação 8.6 pode ser usada para determinar o deslocamento do ponto eutetoide em função da composição química. Esta equação empírica não é aplicável a todos os aços.

$$C = 0,86 - 0,09Mn - 0,065Cr - 0,03Ni - 0,13Mo - 0,3V - 0,06Co - 0,08Ti \quad (8.6)$$

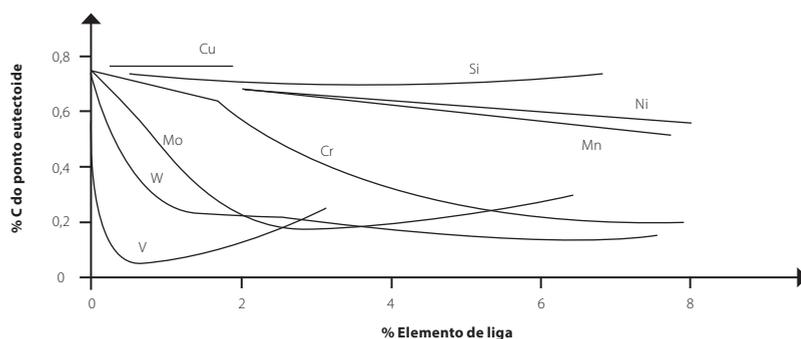


Figura 8.32. Influência dos elementos de liga no do ponto eutetoide.

8.5.5.2. Temperaturas de transformação

A Figura 8.33. mostra a influência dos elementos de liga sobre a temperatura de transformação eutetoide (A_{e_1}).

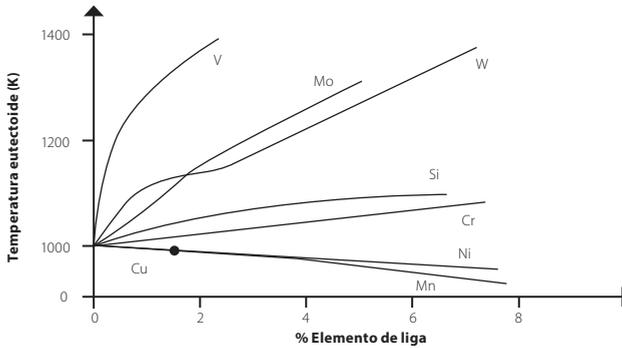


Figura 8.33. Influência dos elementos de liga sobre a temperatura eutetoide.

As temperaturas de transformação podem ser determinadas através de um ensaio dilatométrico. Quando não é possível realizar este tipo de ensaio, estas temperaturas podem ser estimadas recorrendo a relações empíricas de Andrews que são baseadas em correlações estatísticas de dados experimentais.

A fórmula de Andrews para determinar A_{c_1} para aços de pouca liga com $\% C \leq 0,6$ é:

$$A_{c_1} (^\circ C) = 727 - 10,7 (\% Mn) - 16,9 (\% Ni) + 29,1 (\% Si) + 16,9 (\% Cr) + 6,38(\% W) + 290 (\% As) \quad (8.7)$$

A fórmula de Andrews para determinar A_{c_3} para aços de pouca liga com $\% C \leq 0,6$ é:

$$A_{c_3} (^\circ C) = 912 - 203 \sqrt{(\% C)} - 15,2(\% Ni) - 30 (\% Mn) + 44,7(\% Si) + 104 (\% V) + 31,5 (\% Mo) + 13,1 (\% W) \quad (8.8)$$

8.5.5.3. Efeito do gamageno e alfageno

Os elementos gamagenos (o manganês e o níquel) e alfagenos (o crómio, o silício e o molibdénio) influenciam o domínio austenítico. Os elementos gamagenos são aqueles que aumentam a estabilidade da fase γ e os elementos alfagenos são os que aumentam a estabilidade da fase α .

8.5.5.4. Natureza dos carbonetos

A presença de carbono nos aços pode levar à formação de carbonetos com os elementos de liga. A afinidade termodinâmica dos diferentes elementos com o carbono conduz à seguinte classificação, considerando afinidade crescente:



Nos aços os elementos Si, Al, Cu, Ni, Co são considerados não carborígenos e os elementos Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb são considerados carborígenos. Os carbonetos formados podem ser de dois tipos:

- cementites ligadas: $(Fe, X)_3C$;
- carbonetos especiais: $(Fe, X)_mC_n$.

Os elementos de Si, Al, Cu, Ni, Co encontram-se repartidos na ferrite, o Mn, Cr, Mo, W encontram-se repartidos entre a ferrite e os carbonetos, enquanto que o V, Ti, Nb estão repartidos sobretudo nos carbonetos.

8.5.5.5. Aços de construção ligados

Aços de ferramentas

A norma mais usada para classificar os aços ferramentas é a norma americana AISI-SAE (*American Iron and Steel Institute - Society of Automotive Engineers*), como mostrado na Tabela 8.6. A Tabela 8.7. lista a composição e principais aplicações de alguns aços de ferramentas. Figura 8.34. mostra algumas aplicações típicas do aço de construção ligados.

Tabela 8.6. Classificação dos aços segundo a norma americana AISI-SAE

Aplicação principal	Série AISI-SAE	Características principais
Têmpera em água	W	
Trabalho a frio	O	Têmpera em óleo
	A	Têmpera ao ar, média liga
	D	Alto teor em carbono e crómio
Resistente ao choque	S	
Aço rápido	T	Ao tungsténio
	M	Ao molibdénio
Trabalho a quente	H	H1-H19: ao crómio H20-H39: ao tungsténio H40-H59: ao molibdénio
Moldes de plástico	P	
Fins especiais	L	De baixa liga
	F	Ao carbono-tungsténio

Tabela 8.7. Exemplos de alguns aços de ferramentas.

Designação AISI	Composição (percentagem mássica)						Aplicações
	C	Cr	Ni	Mo	W	V	
M1	0,85	3,75	0,30	8,70	1,75	1,20	Brocas, serras, ferramentas de torno
A2	1,00	5,15	0,30	1,15	–	0,35	Punções, ferramentas de gravação
D2	1,50	12	0,30	0,95	–	1,10	Talheres, ferramentas de extração
O1	0,95	0,50	0,30	–	0,50	0,30	Lâminas de corte, ferramentas de corte
S1	0,50	1,40	0,30	0,50	2,25	0,25	Cortadores de tubos, ferramentas para betão
W1	1,10	0,15	0,20	0,10	0,15	0,10	Ferramentas de ferreiro, ferramentas de corte de madeira



Figura 8.34. Exemplos de aplicações de aços de construção ligados.

Aços rápidos

Os aços rápidos podem ser ao tungstênio (W) ou ao molibdênio (Mo), elementos que formam carbonetos muito duros, que conferem ao aço uma elevada resistência ao trabalho a quente. O mais comum é utilizar o aço rápido ao molibdênio, por ser mais barato que o tungstênio e, por outro lado por o molibdênio tem uma maior influência nas propriedades de corte dos aços, quando comparado com os aços rápidos ao tungstênio.

Aços série S

Os aços da série S apresentam uma elevada resistência a esforços bruscos quando sujeitos a trabalho a frio. Para um teor de carbono de 0,6 % consegue-se assegurar que este tipo de aço apresente alguma tenacidade.

8.5.5.6. Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são aços desenvolvidos para resistir a ambientes severos, tanto em termos de ataque químico como de temperatura. O elemento de liga mais importante nestas ligas é o cromo, sendo que, salvo raras exceções, os aços inoxidáveis apresentam um teor em cromo de 12%, mas não combinado com o carbono. O cromo, na presença de oxigênio, forma uma fina película superficial de óxido de cromo, película esta que apresenta uma elevada resistência aos ataques dos agentes químicos.

Os aços inoxidáveis são, então, essencialmente ligas binárias Fe-Cr ou ternárias Fe-Cr-Ni com teor em carbono que pode variar de 0,02 a 1%, dependendo da classe.

O cromo é um elemento α -geno, o que favorece a extensão do domínio ferrítico, como mostra a Figura 8.35. As ligas Fe-Cr podem ser divididas em dois grupos. O primeiro grupo compreende as ligas que têm a possibilidade de ser austenitizadas total ou parcialmente e, portanto, podem sofrer uma transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, que têm teores de Cr inferiores a 13%. O segundo grupo, com teores de Cr superiores a 13%, compreende as ligas que permanecem num domínio ferrítico não podendo, portanto, sofrer tempera martensítica. Neste domínio ressalva-se ainda o aparecimento de uma fase σ , que leva a uma fragilização da matriz.

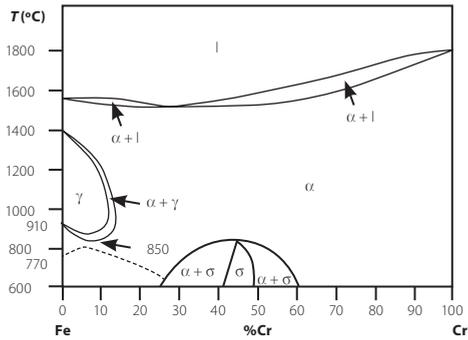


Figura 8.35. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.

O níquel é um elemento γ -geno que estabiliza a fase austenite. A Figura 8.36. mostra esta influência do teor de níquel no domínio austenítico. Esta alteração da composição química pode levar à criação de diferentes tipos de aços inoxidáveis.

Aços inoxidáveis austeníticos

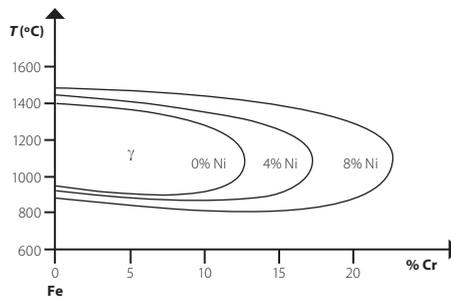


Figura 8.36. Influência da percentagem de Ni no domínio austenítico γ .

Os aços inoxidáveis podem ser agrupados em função da sua composição e da sua constituição metalúrgica à temperatura ambiente: os aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos, austeníticos e de endurecimento por precipitação (*maraging*). A Tabela 8.8. apresenta alguns exemplos de aços inoxidáveis segundo a norma AISI, bem como as algumas propriedades mecânicas e principais aplicações. Os ferríticos e martensíticos são magnéticos, sendo os primeiros constituídos por ferrite e cementite à temperatura ambiente e os segundos têm presença de martensite. Uma simples maneira de avaliar se um aço inoxidável é ferrítico ou martensítico é com recurso a um ímã. Para poderem ser completamente austenizados, os aços inoxidáveis martensíticos têm teores muito baixos de carbono (<0,8%), sendo ainda temperáveis ao ar. Os aços inoxidáveis austeníticos (amagnéticos) são essencialmente utilizados por serem mais resistentes à corrosão e insensíveis à temperatura em termos de tenacidade. A aplicação mais comum destes aços é em reservatórios de azoto. Por fim, os aços inoxidáveis (*maraging*) melhoram as suas propriedades mecânicas recorrendo a endurecimento por precipitação e permitem operações de conformação depois da têmpera. Os aços inoxidáveis (*maraging*) apresentam uma elevada resistência e uma baixa ductilidade.

Tabela 8.8. Alguns exemplos de aços inoxidáveis e suas principais características.

Designação AISI	Composição (% mássica)	Estado estrutural	Propriedades mecânicas			Aplicações
			Resistência à tração (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura %)	
FERRÍTICOS						
409	0,08 C, 11,0 Cr, 1,1 Mn, 0,50 Ni, 0,75 Ti	Recozido	380	205	20	Componentes para escapes de automóveis, tanques para pulverizadores agrícolas
446	0,20 C, 25 Cr, 1,5 Mn	Recozido	515	275	20	Válvulas (alta temperatura), moldes para vidro, câmaras de combustão
AUSTENÍTICOS						
304	0,08 C, 19 Cr, 9 Ni, 2,0 Mn	Recozido	515	205	40	Equipamentos de processamento de alimentos e de produtos químicos, recipientes criogênicos
316L	0,03 C, 17 Cr, 12 Ni, 2,5 Mo, 2,0 Mn	Recozido	485	170	40	Construções soldadas
MARTENSÍTICOS						
410	0,15 C, 12,5 Cr, 1,0 Mn	Recozido Tratado	485	275	20	Canos de espingarda, talheres, peças de motor a jato
			825	620	12	
440A	0,70 C, 17 Cr, 0,75 Mo, 1,0 Mn	Recozido Tratado	725 1790	415 1650	20 5	Talheres, rolamentos, instrumentos cirúrgicos
ENDURECIDOS POR PRECIPITAÇÃO						
17-7PH	0,09 C, 17 Cr, 7 Ni, 1,0 Al, 1,0 Mn	Endurecido por precipitação	1450	1310	1-6	Molas, facas, reservatórios de pressão

8.6 TRATAMENTOS DOS AÇOS

8.6.1. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos têm por objetivo melhorar as propriedades do aço por ação de ciclos térmicos apropriados. De forma muito genérica podemos dividir os tratamentos em dois grandes grupos onde os aços pode ser:

- Tratados – apresentam modificações da natureza dos constituintes, estas são 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, em particular, este estado de equilíbrio é conseguido com o recozido de normalização nos aços de construção. Quando é necessário maquinar um aço de ferramentas, estes necessitam de ficar mais macios (diminuição da dureza), que é conseguido através do recozido completo ou recozido de amaciamento, seguido por um recozido de distensão. Posteriormente, o aumento da dureza do aço é conseguido com a aplicação de uma têmpera seguido de um revenido.

8.6.1.1. Rezozido

Um aço pode encontrar-se num estado fora do equilíbrio ou com heterogeneidades estruturais devido a tratamentos térmicos ou mecânicos anteriores. Alguns exemplos são as segregações ao longo do processo de solidificação, encruamento por deformação a frio ou tensões residuais de soldadura.

O recozido permite a obtenção de um estado próximo do equilíbrio termodinâmico provocando a formação de estruturas de ferrite e carbonetos depois da passagem por um estado total ou parcialmente austenítico. Este tratamento térmico permite a uniformização de estruturas, aumentar a ductilidade, eliminar as tensões residuais e melhorar a maquinabilidade. Características estas alcançadas à custa da modificação da distribuição e forma da ferrite e carbonetos.

A Figura 8.37. apresenta as diversas zonas de temperatura utilizadas para os principais recozidos descritos abaixo.

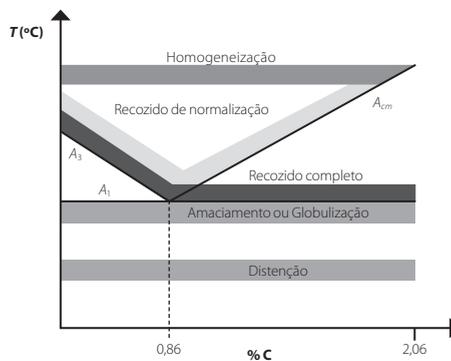


Figura 8.37. Representação num diagrama de equilíbrio das temperaturas de diferentes tratamentos de recozidos.

8.6.1.2. Rezozido ou recozido completo

O recozido ou recozido completo realiza-se através de um estágio ligeiramente acima de A_{C_3} para os aços hipoeutetoides, ou acima de $A_{C_1} + 50^{\circ}\text{C}$ para os aços hipereutetoides,

seguido dum arrefecimento lento no forno, sobretudo no intervalo crítico de transformação. Para os aços hipoeutetoides, a ferrite e a perlite são grosseiras, apresentando uma resistência e dureza baixas e ductilidade elevada. Enquanto que, para os aços hipereutetoides, a globulização parcial da cementite proeutetoide permite evitar a fragilização devido à formação duma rede de cementite.

8.6.1.3. Recozido de normalização

O objetivo do recozido de normalização é a obtenção de uma estrutura homogénea. Este tratamento assegura a redução do tamanho de grão da ferrite e da perlite. Com recurso a este tipo de tratamento é possível eliminar o alinhamento de carbonetos, estruturas aciculares, fibras de laminação, entre outros fatores, que podem ocorrer em aços ao carbono ou pouco ligados e que devem ser eliminadas antes de qualquer tratamento térmico. O recozido de normalização não é aplicável a aços muito ligados porque estes temperam ao ar e então estaria a ser aplicado uma têmpera com arrefecimento ao ar e não um recozido de normalização. A Figura 8.38. esquematiza o afinamento do tamanho de grão que é conseguido na passagem pelo intervalo crítico, com esta passagem os aços apresentam uma multiplicação dos grãos durante o aquecimento, este fenómeno permite a regeneração de uma estrutura sobreaquecida. Este tratamento realiza-se a uma temperatura acima de Ac_3 para os aços hipoeutetoides e Ac_m para os aços hipereutetoides. O estágio deve ser curto para não aumentar o tamanho de grão e segue-se um arrefecimento ao ar. Com este tratamento térmico consegue-se obter estruturas ferrito-perlíticas com grãos ferríticos finos e com um reduzido espaçamento lamelar na perlite, Figura 8.39.

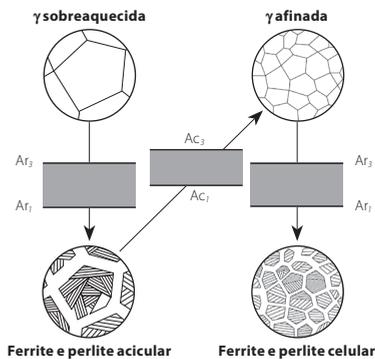


Figura 8.38. Afinamento do grão no recozido de normalização.

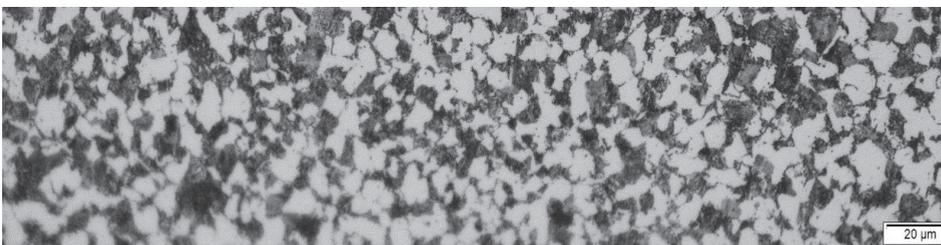


Figura 8.39. Microestrutura de um aço normalizado.

8.6.1.4. Recozido de amaciamento ou de globulização

A estrutura mais macia de um aço é aquela em que todos os carbonetos, incluindo a cementite, se apresentam sob a forma de pequenas partículas esféricas, finamente dispersas pela matriz. Com este tratamento os aços com muito carbono melhoram a sua maquinabilidade e os aços com pouco carbono melhoram o seu comportamento para trabalho a frio, devido à boa ductilidade de estruturas globulizadas. A Figura 8.40. mostra a microestrutura de um aço completamente globulizado (os carbonetos sob a forma de glóbulos numa matriz de ferrite).

O recozido de amaciamento realiza-se a uma temperatura abaixo de A_{c1} para aços hipoeutetoides e a uma temperatura acima de A_{c1} para aços hipereutetoides, ou através de aquecimentos e arrefecimentos alternados em torno de A_1 , o que diminui a estabilidade da cementite, arredondando-a. O estágio é tipicamente de 2 horas, sendo este tempo dependente da composição, e é seguido de um arrefecimento lento até 500°C e depois livre. A Figura 8.41. mostra esquematicamente o processo de globalização da cementite a partir de perlite lamelar.

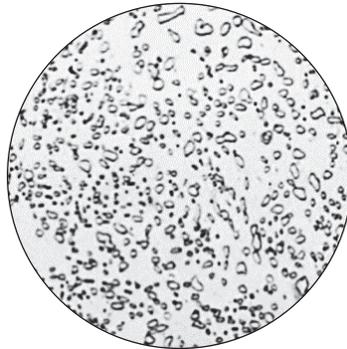


Figura 8.40. Microestrutura globulizada de um aço.

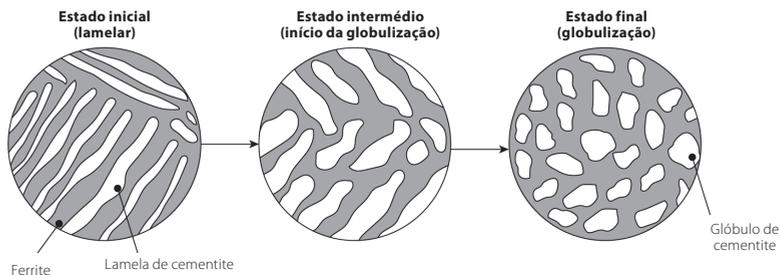


Figura 8.41. Recozido de globulização.

8.6.1.5. Têmpera

A têmpera é um tratamento térmico que submete o aço a um endurecimento. Como qualquer tratamento térmico tem três etapas essenciais, o aquecimento, ao qual se segue um estágio no qual se pretende a austenitização completa (ou parcial) da massa do aço e, por fim, um arrefecimento. A velocidade de arrefecimento deve ser superior à velocidade crítica superior de têmpera, V_{cst} . A V_{cst} é a velocidade mínima de arrefecimento para a qual se consegue obter 100% de martensite. Com a têmpera consegue-se aumentar a dureza, as tensões de cedência e rotura e a resistência ao desgaste do aço. Por outro lado, verifica-se uma diminuição da tenacidade ao choque e ductilidade.

i) Aquecimento

O aquecimento é um processo de extrema importância uma vez que deve ser assegurado um aquecimento uniforme ao longo de toda a peça de modo a reduzir as tensões internas geradas por gradientes térmicos e conseqüentes deformações. A Figura 8.42. mostra dois métodos para efetuar o aquecimento em função da massividade da peça. Para peças de baixa massividade o aquecimento pode ser linear até à temperatura de austenitização, quando a peça é muito massiva o aquecimento deve ser gradual e é aconselhado fazer patamares a temperatura constante durante o aquecimento para assegurar o aquecimento uniforme, evitando assim as tensões residuais.

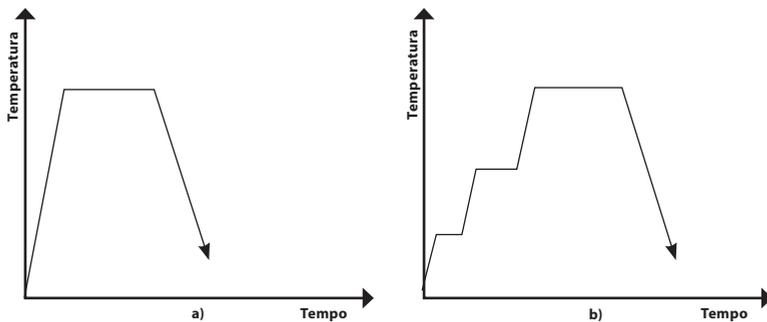


Figura 8.42. Métodos de aquecimento em função da massividade da peça: baixa massividade a) e alta massividade b).

No aquecimento deve ser evitada a oxidação superficial, visto que a atmosfera oxidante do forno pode originar a oxidação do Fe e do C. Quando ocorre a queima do Fe, a peça fica com uma película de óxidos fácil de detetar e de remover. Contudo, quando ocorre queima do C, esta é mais difícil de detetar, o aço fica descarbonizado e a sua dureza superficial é inferior à esperada, podendo levar a falhas em serviço. Existem algumas soluções para colmatar esta limitação da oxidação que pode ocorrer e consiste em garantir uma atmosfera rica em carbono igual ao teor em carbono do aço, esta atmosfera pode ser conseguida com a utilização de uma caixa de proteção com coque queimado, limalha de ferro fundido ou papel de jornal. Atualmente, em ambiente industrial são usados fornos de atmosfera controlada e consegue-se garantir a não oxidação da peça.

ii) Estágio

No estágio, a peça é elevada a uma temperatura tal que a constituição se torne austenítica. Os parâmetros utilizados para se definir o estágio são a temperatura de austenitização T_a e o tempo de austenitização t_a . O tempo de estágio deve ser função da massividade da peça. A Figura 8.43. mostra a temperatura a que o aço deve ser aquecido para assegurar uma austenitização total (ou parcial) em função da percentagem de carbono. Para aços hipoeutetoides, $T_a = A_{c3} + 50$ °C e para aços hipereutetoides, $T_a = A_{c1} + 50$ °C (e não $A_{cm} + 50$ °C) o que evita a formação de cementite pro-eutetoide nos contornos de grão da austenite o que causaria fragilização. Para aços com elementos de liga que formam carbonetos estáveis, como por exemplo, aços rápidos (aços usados geralmente em ferramentas de corte por serem resistentes a elevadas temperaturas) deve-se elevar a temperatura acima de A_c (por vezes 300 °C) de forma a dissolvê-los e enriquecer a austenite em carbono. As linhas A_{c3} e A_{c1} podem ser determinadas recorrendo a diagramas de equilíbrio, curvas dilatométricas, formulas empíricas ou diagramas TI ou TRC.

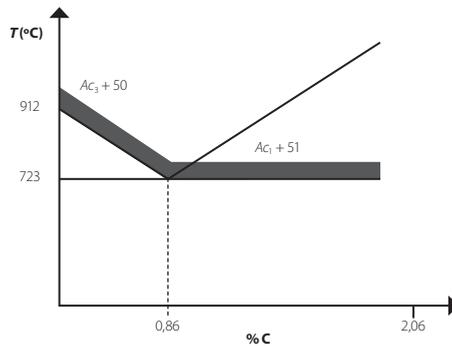


Figura 8.43. Temperatura de austenitização em função da percentagem de carbono do aço.

O índice do tamanho de grão da austenite G , afeta os resultados da têmpera e é essencialmente dependente da temperatura e do tempo. A AFNOR disponibiliza algumas curvas para diferentes aços em que indica a temperatura e o tempo de austenitização em função do tamanho de grão. Tipicamente, dependendo da dimensão e da composição química, os aços sem liga ou de pouca liga necessitam de 5 min para cada 10 mm de espessura, os aços com média liga necessitam de 7 min para cada 10 mm de espessura e os aços com muita liga necessitam 10 min para cada 10 mm de espessura.

iii) Arrefecimento

A velocidade de arrefecimento deve ser o mais lenta possível, mas superior à V_{cst} . A lei de arrefecimento $T(t)$ depende da condutibilidade térmica do metal, da geometria (forma e dimensões) da peça e também do poder de arrefecimento do fluido usado no arrefecimento e do nível de agitação do banho.

A AFNOR disponibiliza diferentes curvas de arrefecimento para geometrias simples (tipicamente varões de secção uniforme) em diversos meios (água, óleo e ar), como mostra a Figura 8.44. Estas curvas apresentam as mesmas coordenadas que as curvas TRC, o que permite a sobreposição dos meios de arrefecimento sobre os diagramas TRC. Com a sobreposição destas

curvas nos diagramas TRC, pode determinar-se se a velocidade de arrefecimento é superior à V_{cst} . Permite ainda determinar a dureza após têmpera e ligá-las à constituição.

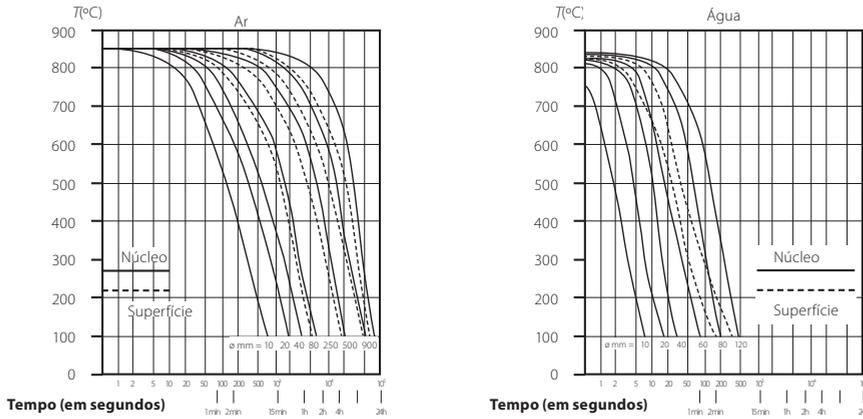


Figura 8.44. Curvas de arrefecimento em diferentes meios em função de diversos diâmetros.

Para melhor perceber a sobreposição dos meios de arrefecimento sobre os diagramas TRC a Figura 8.45. mostra um diagrama TRC do aço AFNOR 30NC11 com as curvas de arrefecimento em óleo sobrepostas. Pode observar-se que, para veios de 10 e 20 mm de diâmetro o aço tempera, ou seja, a austenite é completamente transformada em martensite. Para um veio com 40 mm de diâmetro o aço quando arrefecido em óleo irá apresentar os seguintes constituintes: 20% de bainite e 80 % de martensite e apresentará uma dureza de 44 HRC. A austenite residual, A_{res} para esta análise é desprezável. Este tipo de sobreposição (meio de arrefecimento e o diagrama TRC) permite escolher os constituintes do aço e características mecânicas a obter após têmpera em função das dimensões da peça e do meio de arrefecimento. Também se pode determinar o tratamento térmico necessário para obter dadas características requeridas.

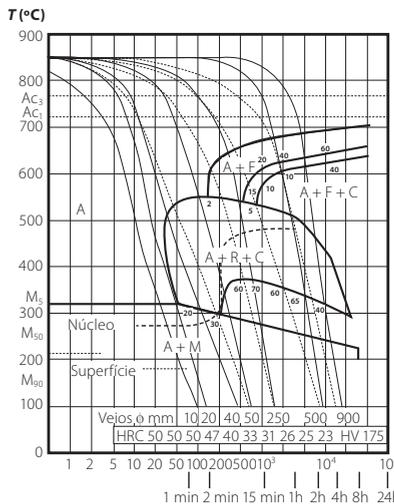


Figura 8.45. Diagrama TRC do aço 30NC11 com as curvas de arrefecimento a óleo sobrepostas.

Um aspeto muito importante após têmpera é o estado de tensão de uma peça, que depende da geometria da peça e do meio de arrefecimento utilizado. As tensões residuais instaladas

numa peça devem-se aos gradientes térmicos durante o processo de arrefecimento. Os gradientes dependem da massividade da peça e do meio de arrefecimento. Um meio de arrefecimento mais energético conduz a uma velocidade de arrefecimento maior, podendo ocorrer diferença instantânea de temperatura em diferentes partes da mesma peça, o que origina gradientes térmicos elevados. A Figura 8.46. pretende apenas ilustrar o efeito dos gradientes térmicos na evolução das tensões internas instaladas num veio devido à contração, Figura 8.46.a, e devido à transformação da austenite em martensite que origina um aumento de volume, Figura 8.46.b. Para cada caso foram considerados dois momentos, num primeiro momento a superfície atinge a temperatura ambiente e o núcleo ainda está quente e num segundo momento o núcleo atinge a temperatura ambiente.

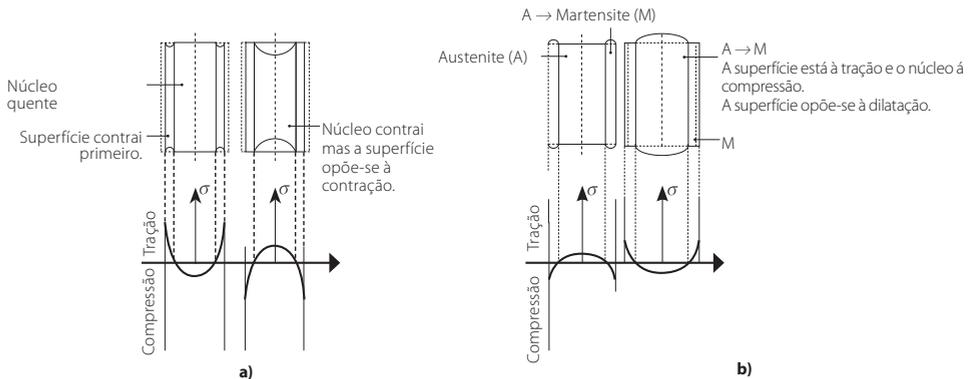


Figura 8.46. Tensões residuais num veio devido à contração **a)** e devido à transformação da austenite em martensite **b).**

Para peças pequenas, arrefecimentos lentos e aços com pouco carbono e elementos de liga, as tensões residuais podem ser desprezáveis. Contudo, para peças grandes, em meios de arrefecimento energéticos e para aços com elevado teor de carbono (para os quais a martensite aumenta muito de volume) e elementos de liga (com baixa condutividade), as tensões residuais podem ser suficientes para deformar ou fraturar a peça. Deve-se colocar a peça de modo a reduzir gradientes térmicos e deformação. O exemplo típico é a espada, onde esta deve ser introduzida no banho sempre ao alto. Se as tensões residuais forem superiores à tensão de cedência do material ocorrem deformações. Mas, se as tensões residuais forem superiores à tensão de rotura então ocorre fratura da peça (Figura 8.47). Para diminuir os riscos de tensões residuais, pode-se recorrer a têmperas com estágios isotérmicos como a martêmpera e a têmpera bainítica.

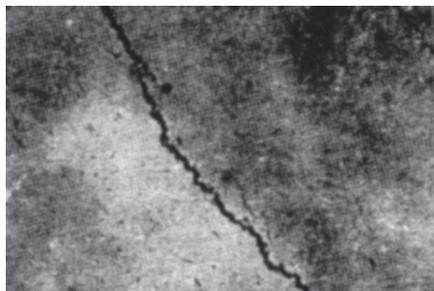


Figura 8.47. Fratura causada por um campo de tensões residuais elevado.

8.6.1.5.1. Martêmpera

A martêmpera é em tudo igual à têmpera, mas, no processo de arrefecimento a peça é mantida a uma temperatura ligeiramente superior a M_s , Figura 8.48., e o arrefecimento dá-se num banho quente (tipicamente são usados sais que à temperatura acima da M_s se encontram no estado líquido) para garantir a uniformização da temperatura em toda a peça antes da transformação martensítica.

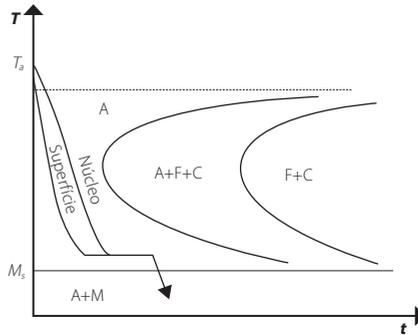


Figura 8.48. Representação esquemática de um tratamento martêmpera.

8.6.1.5.2. Têmpera Bainítica ou Austêmpera

A têmpera bainítica ou austêmpera é idêntica à martêmpera, visto que o arrefecimento também se processa num banho quente (sais) a uma temperatura superior a M_s . Contudo, o estágio terá de ser suficientemente longo para que a transformação bainítica tenha lugar total ou parcialmente, Figura 8.49. A transformação bainítica pode ser parcial, sendo a estrutura obtida constituída por bainite e martensite (B+M). Este tipo de tratamento reduz ao mínimo as deformações de têmpera e a bainite inferior apresenta características de resistência à deformação plástica e de tenacidade idênticas às de uma martensite revenida, que vai ser analisada em detalhe em seguida.

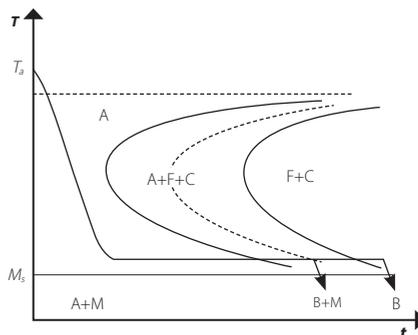


Figura 8.49. Representação esquemática de um tratamento têmpera bainítica ou austêmpera.

8.6.1.6. Temperabilidade

Com a têmpera pretende-se obter uma transformação completa da austenite em martensite. Recorrendo aos diagramas TRC consegue-se avaliar se é possível obter uma estrutura martensítica. A temperabilidade traduz a maior ou menor facilidade em obter uma estrutura 100% martensítica. A temperabilidade de um aço caracteriza a capacidade de um aço evitar a formação de agregados ferrite-carbonetos (F+C), para velocidades de arrefecimento cada vez mais lentos, de T_o a M_s . Por outras palavras pode-se dizer que um aço apresenta uma maior temperabilidade quanto mais lento for a velocidade de arrefecimento que assegura uma transformação completa da austenite em martensite.

8.6.1.6.1. Fatores que influenciam a temperabilidade

Existem fatores que influenciam o tempo de incubação de $A \rightarrow F + C$ e fatores que influenciam a velocidade de germinação de F ou C tais como:

- A presença de elementos de liga em solução na austenite, com exceção do Co, retarda a germinação dos carbonetos e estes aumentam a temperabilidade. A presença de precipitados ou de inclusões pode originar a germinação e diminuir a temperabilidade, por outro lado a ausência de precipitados ou de inclusões aumentam a temperabilidade;
- O tamanho de grão da austenite (G) é dependente das condições de austenitização. Uma diminuição de G piora a temperabilidade mas melhora a maioria das propriedades mecânicas. A alteração de G não é um método que se utilize quando se pretende aumentar a temperabilidade de um aço.

8.6.1.6.2. Meios para avaliar a temperabilidade

A temperabilidade pode ser avaliada através de diferentes meios, tais como:

• Diagramas TRC:

Com estes diagramas pode determinar-se a velocidade mínima de arrefecimento para assegurar a formação de 100 % de martensite. A esta velocidade dá-se o nome de velocidade crítica superior de têmpera (V_{cst}) e é a tangente ao 'nariz' da curva. A Figura 8.50. ilustra dois diagramas TRC de dois aços distintos (18MD4-05 e 30CD12) com as respetivas curvas correspondentes à V_{cst} identificadas. Quanto menor for a V_{cst} melhor é a temperabilidade, logo, o aço 30CD12 tem uma temperabilidade mais elevada do que a do 18MD4-05.

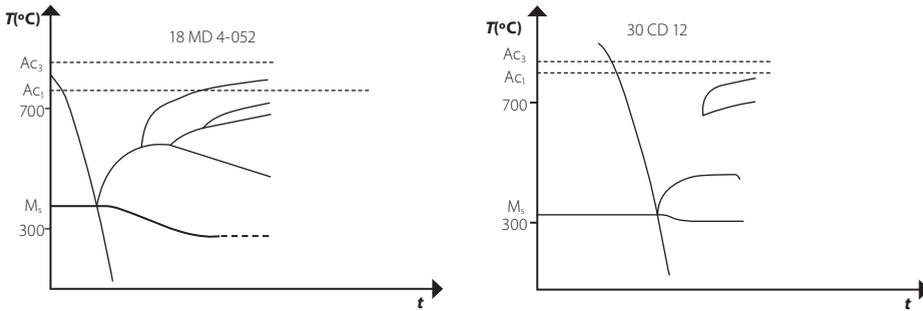


Figura 8.50. Velocidade crítica superior de têmpera para dois aços.

• **Curvas de penetração de têmpera**

Durante a têmpera as velocidades de arrefecimento variam ao longo da peça. Em função do meio de arrefecimento e dimensão da peça, cada ponto da peça tem uma lei de arrefecimento distinta. No núcleo da peça o arrefecimento é mais lento e na periferia o arrefecimento é mais rápido. Aços com diferentes temperabilidades conduzem a uma diferente penetração de têmpera. Para avaliar e quantificar a penetração de têmpera após tratamento pode-se utilizar uma medição da microdureza ao longo da secção para peça, que resultam nas chamadas curvas em U. A dureza crítica de um aço é obtida para um valor correspondente a uma composição de 50 % de martensite. A Figura 8.51. ilustra a variação da dureza em função da percentagem de carbono e para diferentes percentagens de martensite, superiores a 50%.

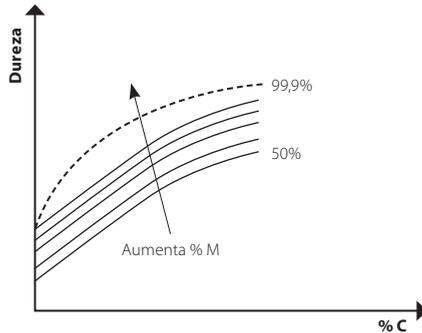


Figura 8.51. Variação da dureza em função da percentagem de carbono para percentagens acima da dureza crítica.

A Figura 8.52. compara dois aços com diferentes teores de carbono. O aço com teor de carbono mais elevado apresenta uma dureza máxima mais elevada, por outro lado a temperabilidade é mais baixa quando comparada com a do aço com menor teor de carbono mas com 2% de cromo. A temperabilidade depende essencialmente do teor de elementos de liga, podendo dizer-se que a dureza máxima depende essencialmente do teor de carbono.

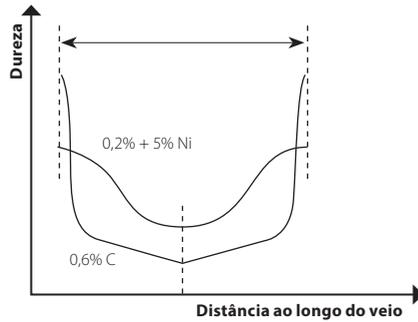


Figura 8.52. Influência da percentagem de carbono na dureza máxima.

• Ensaio Jominy

O ensaio Jominy é um ensaio normalizado (norma portuguesa NP-1680) que permite obter indicações globais sobre a temperabilidade dos aços apenas com único tratamento. Este ensaio é realizado em três etapas:

1. 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;
2. Arrefecimento realizado por um jato de água que incide apenas sobre uma superfície, de acordo com a norma, como ilustra a Figura 8.53;
3. 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 em pontos situados a: 1,5 – 3 – 5 – 7 – 9 – 11 – 13 – 15 – 20 – 30 – 40 – 50 – 60 – 70 – 80 mm relativamente à extremidade que irá contactar diretamente com a água. Estes pontos, de acordo com a norma são designados por $J_{1,5}$ – J_3 – J_5 ... J_x .

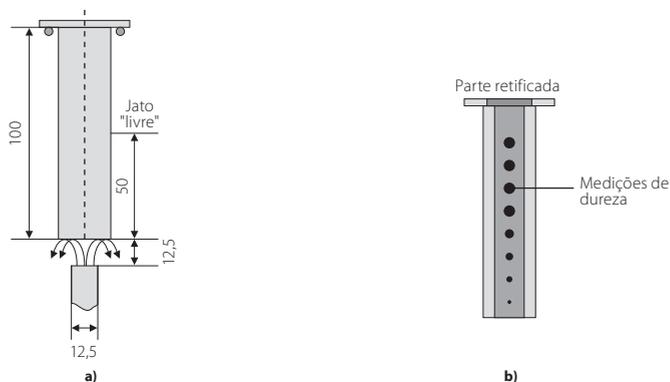


Figura 8.53. Geometria do provete Jominy com dimensões em mm e procedimento de arrefecimento **a)** e medição da dureza ao longo de uma geratriz **b)**.

A Figura 8.54. apresenta várias curvas de arrefecimento para diferentes pontos afastados da extremidade que irá estar em contacto direto com a água do provete Jominy. Este gráfico pode ser sobreposto num diagrama TRC para prever os constituintes, bem como a dureza para os diferentes pontos Jominy (Figura 8.55.).

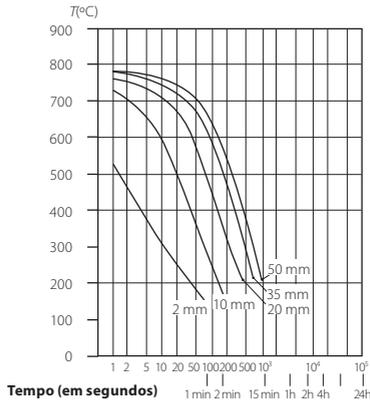


Figura 8.54. Curvas de arrefecimento de vários pontos J_x ao longo do tempo.

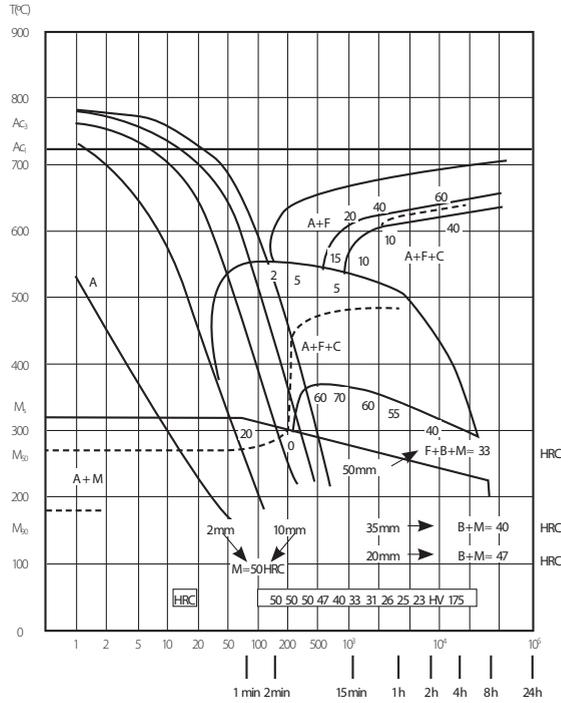
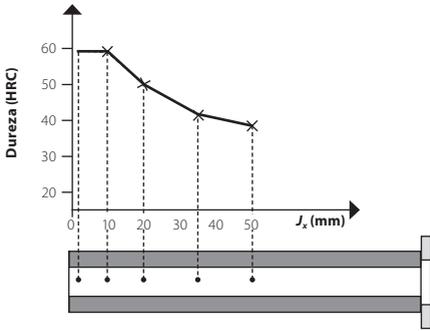


Figura 8.55. Curvas de arrefecimento para diferentes pontos Jominy para sobrepostas no digrama TRC do aço 30NC11.

Com recurso à Figura 8.56, podem comparar-se curvas Jominy de diferentes aços. Verifica-se que, com o aumento da cota J_x , a dureza mantém-se quase uniforme quando o aço é mais ligado. Para aços não ligados verifica-se que a dureza diminuiu significativamente nas primeiras medições.

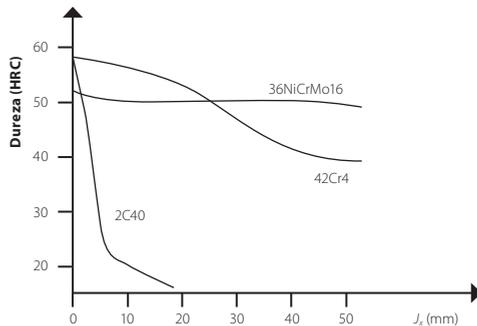


Figura 8.56. Curvas Jominy de diferentes aços.

8.6.1.7. Revenido

Um aço que foi sujeito a uma têmpera apresenta uma dureza, tensão de cedência e tensão de rotura elevadas. Contudo, o alongamento e a tenacidade ao choque diminuem e o aço apresenta muitas tensões internas. O revenido proporciona relaxamento das tensões internas e melhora características de deformação e de tenacidade. Este tratamento provoca uma evolução do material para um estado mais próximo do estado de equilíbrio sem o atingir completamente. É um tratamento térmico que se realiza após têmpera e consiste num aquecimento a temperaturas inferiores a A_1 , estágio a essa temperatura e arrefecimento posterior, geralmente ao ar.

8.6.1.8. Transformações das estruturas

As propriedades mecânicas obtidas com o revenido dependem das transformações dos constituintes obtidos depois da têmpera. A ferrite, a perlite e a bainite encontram-se próximas do estado de equilíbrio e apenas sofrem pequenas transformações. Por outro lado, a martensite e a austenite residual encontram-se fora de equilíbrio e serão estes os constituintes responsáveis pela alteração das propriedades mecânicas.

• Transformação da martensite

Para aços não ligados e ligados não contendo elementos de liga que formam carbonetos podem-se distinguir diferentes zonas:

1.ª zona – até 100 – 150°C

O carbono deixa os interstícios (saída dos átomos de carbono da malha de martensite) e segrega nos defeitos cristalinos deslocações. A segregação para um teor de 0,25 % de carbono. Esta 1ª zona é uma zona de pré-precipitação. Consegue-se uma diminuição das tensões internas por diminuição da deformação da martensite.

2.ª zona – entre 130 e 250 – 300°C

Precipitação de carbonetos finos que conduz a uma contração volúmica onde a amplitude aumenta com a % C. Na transformação martensítica, que se compreende entre M_s e M_f , e quando se realizam arrefecimentos lentos pode ocorrer um autorevenido da martensite com pré-precipitação ou mesmo precipitação de carbonetos finos.

3.ª zona – entre 300 e 450°C

A martensite tetragonal passa a cúbica com formação de Fe_3C e desaparecimento dos carbonetos mais finos. A cementite, que tem uma forma de pequenas placas, para temperaturas entre 450°C e A_c1 globuliza e aumenta de volume por coalescência. Estes fenómenos promovem a diminuição da resistência mecânica e o aumento da ductilidade e tenacidade. A presença dos elementos Ni, Mn e sobretudo o Si retardam a coalescência da cementite.

4.ª zona – superior a 450°C

Para aços com elevados teores de V, Mo, W, Ti e Nb ocorre a formação de carbonetos ligados, mais estáveis do que a cementite. Estes carbonetos estão dispersos na matriz sendo mais finos e mais resistentes à coalescência do que a cementite. Também ocorre o endurecimento por precipitação (ou secundário) da ferrite.

• Transformação da austenite residual

O revenido é um estágio isotérmico. Para temperaturas compreendidas entre 200 e 400°C, a austenite residual transforma-se num agregado ferrite-carbonetos de tipo bainítico enquanto, para temperaturas entre 600 e 700°C, é de tipo perlítico, Figura 8.57.

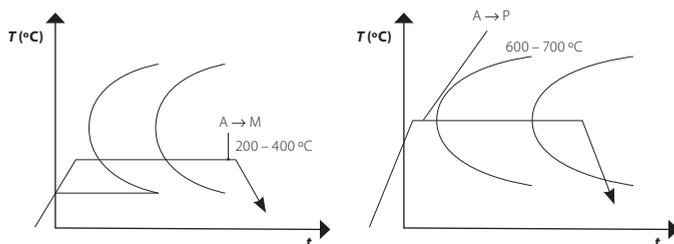


Figura 8.57. Revenido para transformar austenite residual em bainite e ou em perlite.

Aços muito ligados e com altos teores de carbono apresentam tempos de incubação da transformação isotérmica da austenite mais longos do que os tempos de revenido ordinários. Para um teor em carbono elevado e para condições de austenitização em que a maioria dos carbonetos estão dissolvido, o ponto M_s da austenite pode ser inferior à temperatura ambiente. Para uma temperatura de cerca de 500 a 600°C, ocorre precipitação de partículas de carbonetos muito finas que têm como consequência empobrecer a austenite em carbono e em elementos de liga, Figura 8.58. O ponto M_s da austenite é, portanto, mais elevado do que o da austenite inicial. Se a temperatura for superior à temperatura ambiente, durante o arrefecimento a austenite residual transforma-se em martensite (chamada 'martensite secundária').

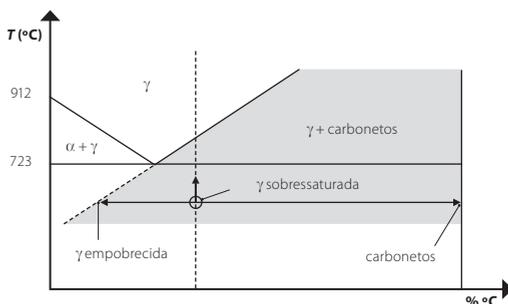


Figura 8.58. Transformação da austenite residual.

8.6.1.9. Evolução das propriedades mecânicas

Os principais parâmetros que influenciam o revenido são a composição química, a temperatura de revenido (T_R) e o tempo de revenido (t_R). A Figura 8.59. apresenta o efeito dos elementos carborígenos (como o Mo) e não carborígenos (como o Si) nas curvas de revenido de aços. Os elementos de liga, geralmente, retardam a diminuição de dureza em função da temperatura de revenido. Adicionalmente, os elementos carborígenos podem levar a um endurecimento secundário por precipitação de carbonetos ligados.

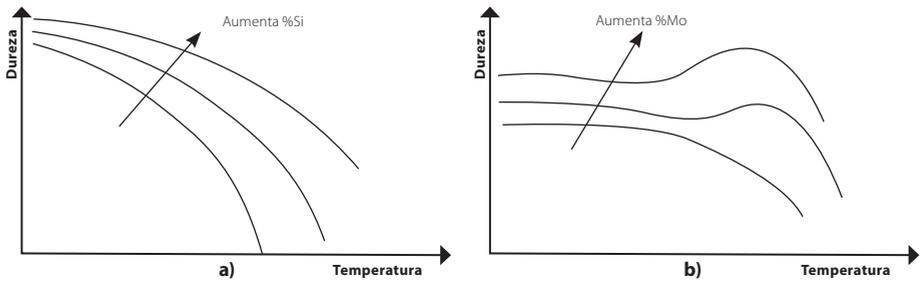


Figura 8.59. Influência de elementos de liga não carborígenos, Si **a)** e carborígenos, Mo **b)** nas curvas de revenido.

A Figura 8.60. apresenta uma representação esquemática da curva de revenido de um aço rápido (rico em carbono e elementos de liga que formam carbonetos), mostrando a evolução da dureza em função da temperatura de revenido. O comportamento global de revenido é uma soma de diferentes contribuições: martensite revenida, endurecimento por precipitação de carbonetos e endurecimento devido à transformação da austenite residual em martensite secundária.

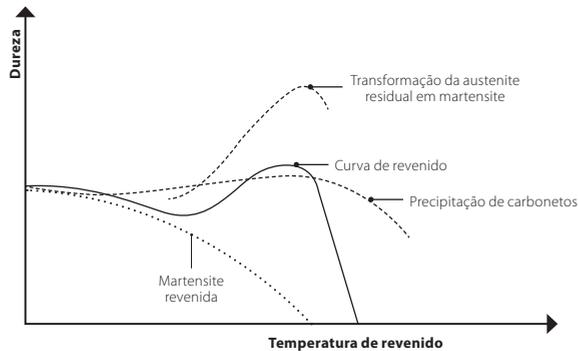


Figura 8.60. Curva de revenido de um aço rápido.

8.6.2. Tratamentos superficiais

Os tratamentos superficiais têm o objetivo de melhorar a resistência ao desgaste e a resistência à fadiga. Esse tratamento é conseguido pela modificação de uma camada superficial da peça por alteração da microestrutura inicial ou da composição inicial.

8.6.2.1. Têmpera superficial

A têmpera superficial consiste na austenitização de uma camada superficial de alguns milímetros de espessura posteriormente seguida por uma têmpera provocando a sua transformação em martensite. Na Figura 8.61. encontram-se esquematizadas as transformações em relação com um diagrama de equilíbrio, Figura 8.61.a, e um diagrama TRC, Figura 8.61.b. O teor em carbono do aço é escolhido para obter à superfície uma estrutura martensite com uma dureza compreendida entre 700 HV a 800 HV.

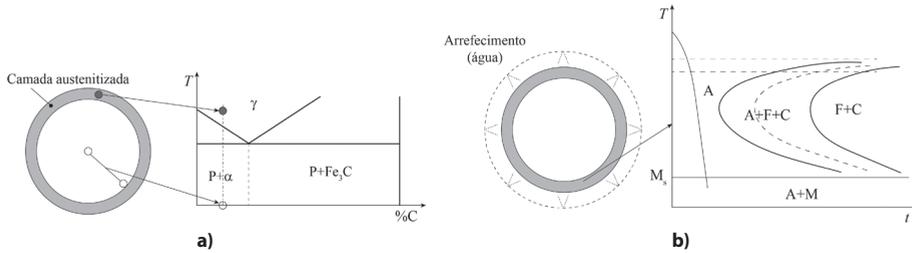


Figura 8.61. Esquema da têmpera superficial: aquecimento superficial a) e arrefecimento b).

8.6.2.1. Cementação

Este tratamento termoquímico permite aumentar a dureza superficial de peças, mantendo uma ductilidade e tenacidade adequadas no centro. O tratamento é usado em peças como engrenagens, árvore de cames e rolamentos com cargas cíclicas aplicadas. O tratamento consiste no enriquecimento em carbono de uma camada superficial por difusão no estado sólido. A cementação é seguida de uma têmpera que transforma a camada enriquecida com carbono em martensite de alta dureza. A Figura 8.62. ilustra as transformações obtidas com este tratamento em relação a um diagrama de equilíbrio, Figura 8.62.a, e a um diagrama TRC, Figura 8.62.b, numa secção de uma peça a tratar termicamente.

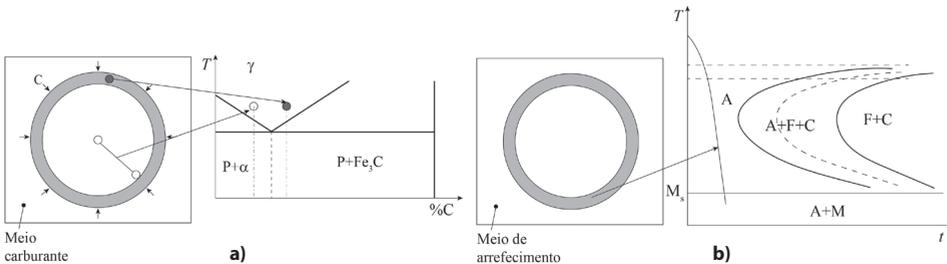


Figura 8.62. Esquema do tratamento de cementação. a) enriquecimento da camada superficial em carbono e b) arrefecimento.

8.6.2.3. Nitruração

A nitruração é um tratamento termoquímico que confere uma dureza elevada à superfície da peça e melhora a resistência ao desgaste. Este endurecimento é alcançado com o

enriquecimento em azoto na camada superficial da peça, sobretudo pela precipitação de nitretos. A camada superficial nitrurada provoca tensões de compressão que aumentam significativamente a resistência à fadiga. A dureza obtida por nitruração é máxima para os aços que contêm elementos suficientes para formar nitretos especiais (Al, Mo, W, Cr, V). A dureza obtida nos aços que não formam nitretos especiais é mais baixa, por isso diz-se ser uma nitruração macia.

A Figura 8.63. apresenta um exemplo de um perfil de microdureza em Vickers ao longo da espessura da peça, efetuado para determinar a espessura da camada de nitruração. Por convenção, a profundidade de nitruração (z_n), é definida como sendo a profundidade para a qual a dureza medida é superior em 100 HV à do metal base. As profundidades de nitruração típicas encontram-se entre 0,05 mm a 1 mm, sendo função da temperatura, do tempo de tratamento, da taxa de dissociação de NH_3 (nitruração gasosa) ou do teor em azoto (nitruração iónica) e do número de etapas.

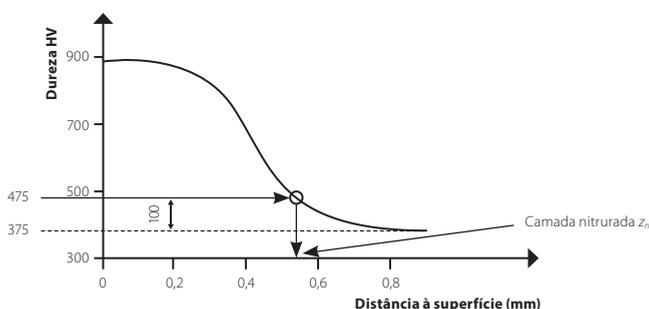


Figura 8.63. Medição de microdureza para determinar a a profundidade da camada nitrurada.

8.7. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Os aços de alta resistência (HSS – *High Strength Steel*) apresentam uma alta resistência e dureza, sendo também adequados para uso com processos de conformação plástica e soldadura. Com a adição de alguns elementos de liga, este tipo de aço também poderá apresentar uma boa resistência à corrosão. Devido a este aumento de resistência é possível projetar estruturas metálicas mais leves. Esta melhoria é conseguida com a adição de elemento de liga como manganês e também, mas em pequenas quantidades, o cobre, níquel, crómio, molibdénio, titânio, entre outros.

Em geral, os aços de alta resistência apresentam uma resistência superior aos aços convencionalmente utilizados (aços ao carbono), como o nome indica, mas este aumento vem aliado a uma diminuição da ductilidade. Através da fundição contínua e do processamento termomecânico foram desenvolvidos novos aços, designados por aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steel*). Os AHSS podem ser divididos em três categorias (primeira, segunda e terceira geração) e esta divisão tem por base o nível

de tensão de rotura e alongamento. A Figura 8.64. ilustra o domínio da tensão- deformação do HSS e do AHSS. Os AHSS são desenvolvidos a partir de aços ao carbono com a adição de elementos de liga e ou alteração do tratamento térmico aplicado por forma a conseguir obter um desempenho mecânico aliado a um baixo custo de produção. A ferrite é responsável pela ductilidade enquanto a martensite é responsável pela resistência que um aço apresenta. Os AHSS foram criados com o objectivo de obter um aço que combine uma elevada resistência e uma ductilidade elevada. São especialmente de interesse para a indústria automóvel, que procura aços com uma elevada resistência, fáceis de conformar e que sejam capazes de resistir ao impacto mas que, acima de tudo, apresentem um custo de aquisição e processamento reduzido.

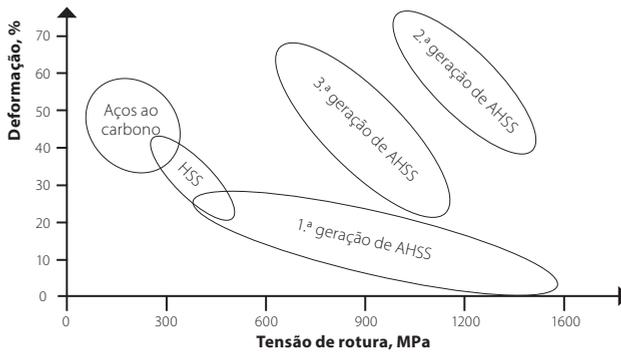
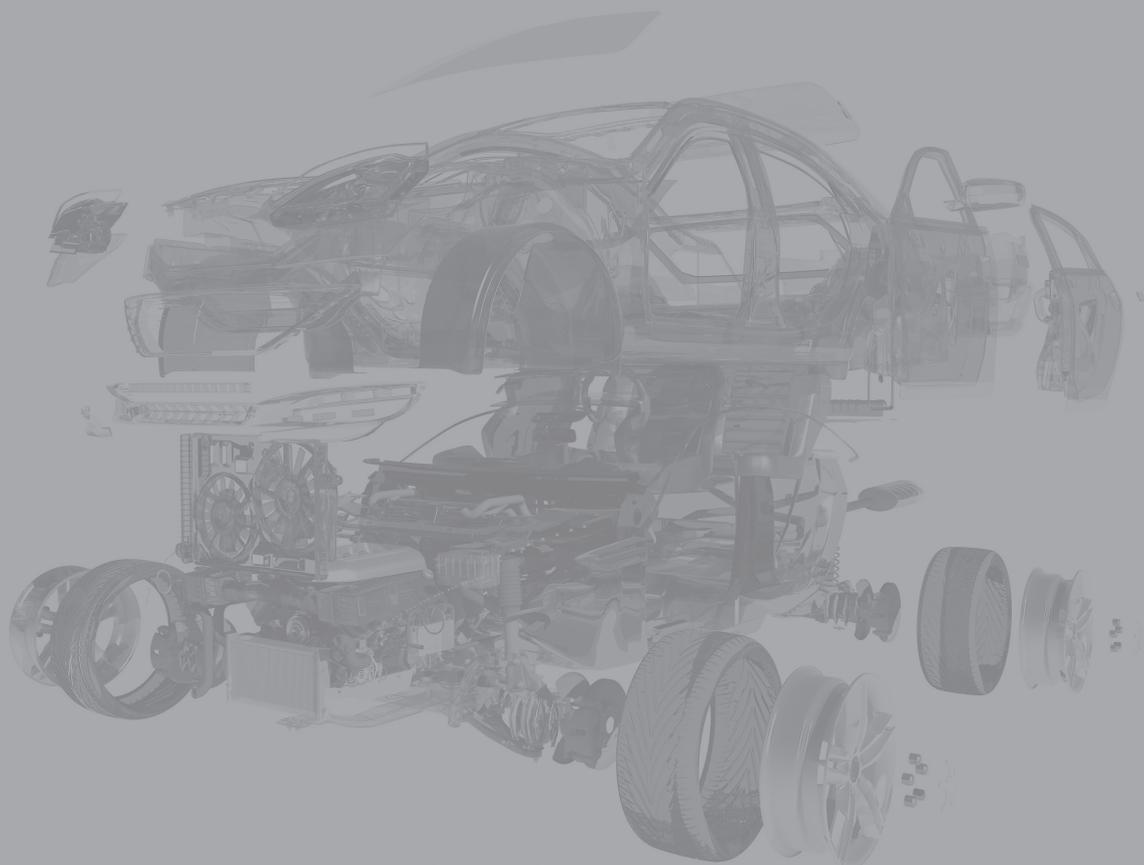


Figura 8.64. Comparação entre aços ao carbono e AHSS de primeira, segunda e terceira geração.

9. FERROS FUNDIDOS

9.1.	Introdução	219
9.2.	Ferros fundidos brancos	220
9.3.	Ferros fundidos cinzentos	225
9.4.	Ferros fundidos dúcteis	232
9.5.	Ferros fundidos maleáveis	233
9.6.	Sumário de propriedades mecânicas e aplicações de diferentes ferros fundidos	236



9. FERROS FUNDIDOS

9.1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos são ligas de ferro e carbono em que a percentagem 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. Note-se que esta propriedade é inerente ao facto destes materiais explorarem a transformação eutética e o subsequente arrefecimento do material a uma temperatura constante que ocorre para ligas de ferro com elevadas quantidades de carbono. Este arrefecimento a temperatura constante impede a formação de zonas no estado sólido localizadas durante o processo de vazamento do metal fundido, as quais dificultam o enchimento de cavidades de pequena dimensão.

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. Por serem materiais especialmente orientados para processos de fundição, os ferros fundidos são classificados como ligas fundidas.

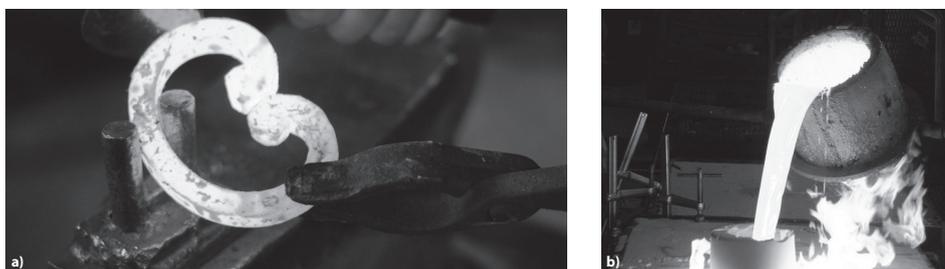


Figura 9.1. Exemplo de um processo de forjamento a quente, usando uma liga trabalhada **a)** e processo de fundição, com uma liga fundida **b)**.

Os ferros fundidos dividem-se em quatro tipos principais. Estes são os ferros fundidos brancos, os ferros fundidos cinzentos, os ferros fundidos dúcteis (ou nodulares) e os ferros fundidos maleáveis.

- Os ferros fundidos brancos apresentam o carbono combinado com o ferro sob a forma de Fe_3C , gerando um sistema metaestável. Uma vez que o carbono não está livre para gerar grafite, a superfície de rotura apresenta um especto geralmente branco. São materiais de baixo custo.

- 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 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.
- Nos ferros fundidos maleáveis, o ponto de partida é um ferro fundido branco que é sujeito a um processo de recozido numa atmosfera neutra ou oxidante. Neste caso, o carbono fica precipitado sobre a forma de grafite ou pode ser mesmo eliminado. Estes ferros fundidos apresentam excelente ductilidade e maquinabilidade.

9.2. FERROS FUNDIDOS BRANCOS

O ferro fundido branco é formado quando o carbono em solução não é capaz de formar grafite durante o processo de solidificação. O carbono toma então a forma de cementite (Fe_3C), um carboneto duro, o que confere aos ferros fundidos brancos a sua elevada dureza e fragilidade e os torna muito difíceis de maquinar. Note-se que o ferro fundido branco é único ferro fundido em que o carbono presente na liga toma principalmente a forma de cementite durante o processo de arrefecimento.

Devido à sua baixa ductilidade, os ferros fundidos brancos são materiais que não podem ser deformados a frio. O seu interesse reside na sua grande resistência ao desgaste e à abrasão. A resistência ao choque é evidentemente baixa, apesar de poder ser melhorada reduzindo o teor de Fe_3C e aumentando o teor de perlite, sendo esta fase relativamente mais dúctil. Os ferros fundidos brancos beneficiam igualmente de boa colabilidade, resultante da transformação eutética e da diminuição da temperatura de solidificação, ambas ligadas ao elevado teor de carbono.

Nos ferros fundidos brancos a microestrutura assume a forma de uma matriz de cementite quase contínua, intercalada com 'glóbulos' de perlite. À temperatura ambiente é quase totalmente constituída por cementite, que é uma fase muito dura (800-100 HV).

Para melhor perceber a natureza dos ferros fundidos brancos, começemos por analisar o diagrama metaestável Fe-C, mostrado na Figura 9.2. As transformações dos ferros fundidos brancos são descritas exclusivamente pelo diagrama metaestável pelo facto da única fase rica em carbono que se forma ser Fe_3C (na realidade, $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$). Este diagrama também mostra que os ferros fundidos brancos podem ainda ser divididos em dois grandes grupos:

as ligas hipoeutéticas e as ligas hipereutéticas. As primeiras têm teores de carbono entre 2,06 e 4,3% e as segundas entre 4,3 e 6,67%.

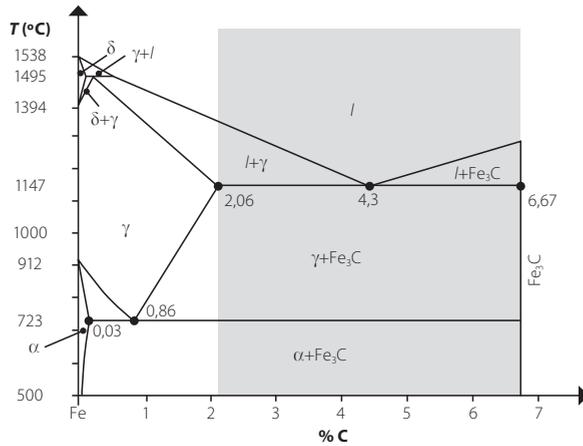


Figura 9.2. Diagrama Fe-C metaestável. A zona marcada a cinzento marca o intervalo que origina ferros fundidos.

9.2.1. Ligas hipoeutéticas

As ligas hipoeutéticas têm concentrações de carbono entre 2,06 e 4,3%. Considere-se a liga representada na Figura 9.3. pelos pontos A_1 .

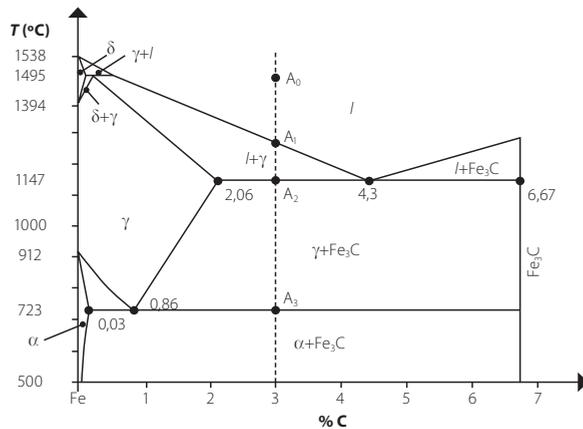


Figura 9.3. Diagrama Fe-C metaestável com liga hipoeutética assinalada.

A temperatura de vazamento da liga é ainda no estado líquido, A_0 . Posteriormente, à medida que ocorre o arrefecimento, os primeiros cristais sólidos de austenite aparecem à temperatura A_1 , que representa então o início da solidificação. No domínio $l + \gamma$ estes cristais continuam a desenvolver-se, geralmente sob a forma dendrítica, até que é atingida a temperatura da transformação eutética a 1148 °C, representada pelo ponto A_2 . Neste processo de solidificação a difusão tanto no estado sólido como no estado líquido é consideravelmente rápida devido à alta temperatura do domínio. Imediatamente antes do ponto

A₂ ser atingido, a 1148 + ΔT °C, estamos na presença de uma liga bifásica constituída por austenite, γ, e líquido, l, Figura 9.4.a. Quando a temperatura diminui até uma temperatura imediatamente inferior à temperatura eutética, 1148 - ΔT °C, o líquido transforma-se no constituinte eutético, a ledeburite, Figura 9.4.b.

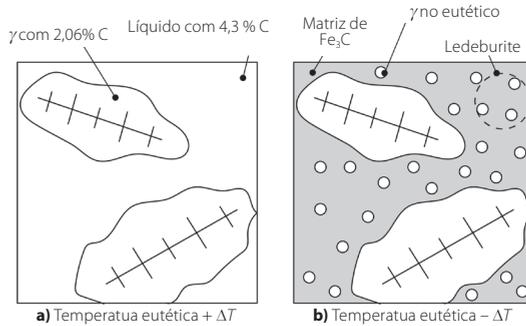


Figura 9.4. Microestrutura de um ferro fundido hipoeutético a uma temperatura imediatamente superior à temperatura eutética **a)** e imediatamente inferior à temperatura eutética **b)**.

Ou seja, imediatamente antes de atingir a temperatura eutética no arrefecimento, estamos na presença de duas fases, l e γ. Contudo, quando a temperatura eutética é atingida passamos a ter cementite, Fe₃C, e γ. Estando o γ tanto sob a forma de γ pró-eutética, γ_p, e como parte integrante do constituinte eutético, a ledeburite. A ledeburite, por sua vez, é formada por uma porção de fase γ e outra de Fe₃C.

Analisando analiticamente a ledeburite, recorrendo à regra da alavanca (ou dos segmentos inversos), e sabendo que este constituinte será composto por γ e Fe₃C:

$$\% \gamma = \frac{6,67 - 4,3}{6,67 - 2,06} \times 100 = 51\% \quad (9.1)$$

$$\% \text{Fe}_3\text{C} = \frac{4,3 - 2,06}{6,67 - 2,06} \times 100 = 49\%$$

Facilmente se conclui, partindo dos resultados anteriores, que a ledeburite é composta por quantidades mássicas semelhantes de austenite e cementite. É ainda importante referir que, tratando-se o ferro fundido em análise de uma liga hipoeutética, se está na presença de constituinte eutético e austenite γ proeutética. Esta γ proeutética não sofre alterações entre 1148 + ΔT °C e 1148 - ΔT °C.

Continuando o arrefecimento no domínio γ + Fe₃C, a fase γ fica mais pobre em carbono, passando de 2,06 % a 1148 °C para 0,86 % a 723 °C. Ocorre ainda formação de cementite proeutectoide, ou secundária, embora esta não seja identificável numa análise microestrutural. A uma temperatura imediatamente superior, 723 + ΔT °C, pode calcular-se a cementite que precipitou da austenite recorrendo à regra dos segmentos inversos:

$$\% \text{Fe}_3\text{C} = \frac{2,06 - 0,86}{6,67 - 0,86} \times 100 = 21\% \quad (9.2)$$

O que significa que 21 % de γ originou Fe_3C .

Uma última alteração significativa ocorre quando o ponto A_3 é atingido, ponto este que é correspondente à temperatura eutetoide, 723 °C. Neste ponto, a austenite, tanto a que se encontra fora da ledeburite como na ledeburite, transforma-se em constituinte eutetoide, denominado por perlite. Assim, abaixo da temperatura eutetoide, a ledeburite deixa de ser constituída por austenite e cementite e passa a ser constituída por perlite e cementite, sendo a perlite, por sua vez, constituída por ferrite, α e cementite. A ledeburite passa então a denominar-se por ledeburite transformada.

À temperatura ambiente, um ferro fundido branco será constituído por uma matriz de cementite (eutética e pró-eutetoide) e blocos de perlite provenientes da austenite pró-eutética bem como 'ilhas' de perlite provenientes da austenite ledeburítica, Figura 9.5. De facto, de uma forma simplificada, pode-se afirmar que, à temperatura ambiente, as ligas hipoeutéticas de ferro fundido são apenas constituídas por perlite e cementite.

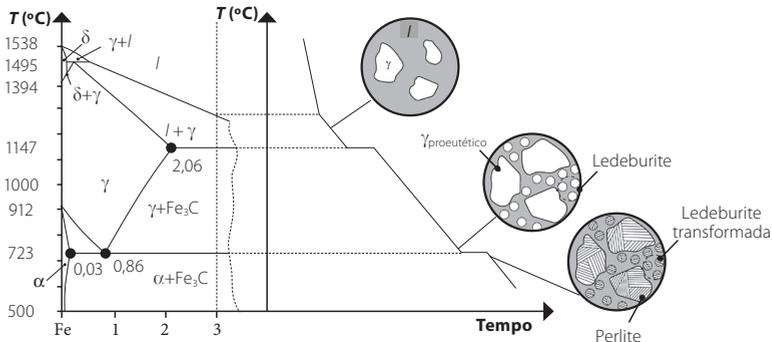


Figura 9.5. Curva de arrefecimento de um ferro fundido branco hipoeutético.

A fração mássica de perlite e cementite é obtida através da regra da alavanca, ou dos segmentos inversos, a 723°C.

$$\% \text{Fe}_3\text{C} = \frac{X - 0,86}{6,67 - 0,86} \times 100$$

$$\% \text{P} = \frac{6,67 - X}{6,67 - 0,86} \times 100 \quad (9.3)$$

Sendo X o teor em carbono da liga em análise.

9.2.2. Ligas hipereutéticas

As ligas hipereutéticas são aquelas que têm teores em carbono entre 4,3 e 6,67%. Considere-se a liga representada na Figura 9.6. pelos pontos Bi.

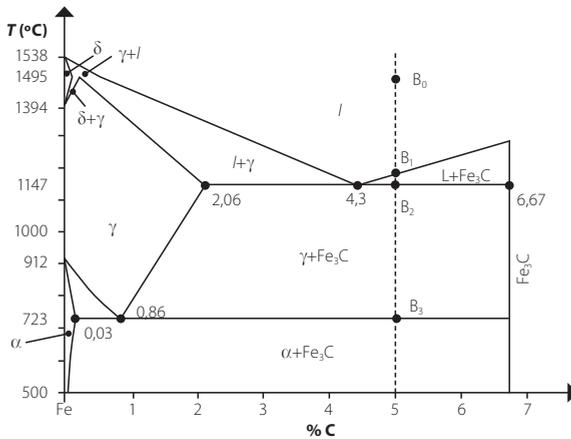


Figura 9.6. Diagrama Fe-C metaestável considerando uma liga hipereutética assinalada.

A temperatura de vazamento é B₀ e em B₁ inicia-se a solidificação da cementite, Fe₃C, que será a cementite pró-eutética, ou primária. Esta cementite desenvolve-se em plaquetas retilíneas em contacto com a fase líquida até ser atingida a temperatura eutética, 1148 °C. A 1148 + ΔT °C está-se na presença de cementite primária e líquido com teor em carbono de 4,3 % e, portanto, num domínio bifásico. Quando a temperatura eutética é atingida, em B₂, o líquido é transformado em ledeburite. Passando de B₂ para B₃, a temperatura euteoide, a austenite é transformada em perlite, à semelhança do que ocorre para ligas hipoeutéticas. Como tal, à temperatura ambiente, Figura 9.7., obtém-se uma matriz de cementite (eutética e pró-eutetoide) e 'ilhas' de perlite provenientes da austenite ledeburítica. A principal característica microestrutural identificativa dos ferros fundidos brancos hipereutéticos à temperatura ambiente são as grandes plaquetas de Fe₃C primária. E tal como foi referido para as ligas hipoeutéticas, também se pode descrever a microestrutura à temperatura ambiente como sendo apenas constituída por perlite e cementite.

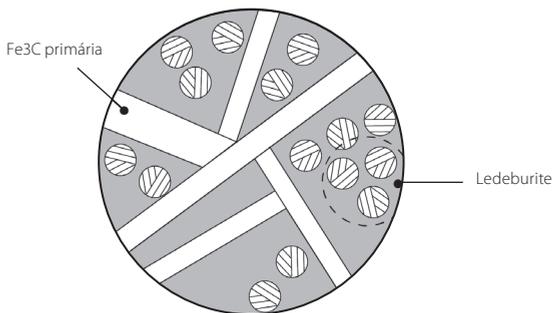


Figura 9.7. Microestrutura de um ferro fundido branco hipereutético à temperatura ambiente.

9.2.3. Aplicações

Os ferros fundidos brancos são utilizados fundamentalmente em peças resistentes à abrasão e ao desgaste, onde a sua fragilidade não é uma limitação importante. Como tal, podemos encontrar o ferro fundido branco em diversas aplicações onde as superfícies de trabalho estão sujeitas a grande degaste, tais como revestimentos de cascos de navios, moinhos de bolas, bicos de extrusão, tubeiras, misturadores de cimento, flanges, maxilas de trituradores e impulsores de bombas. A Figura 9.8. ilustra algumas destas aplicações.

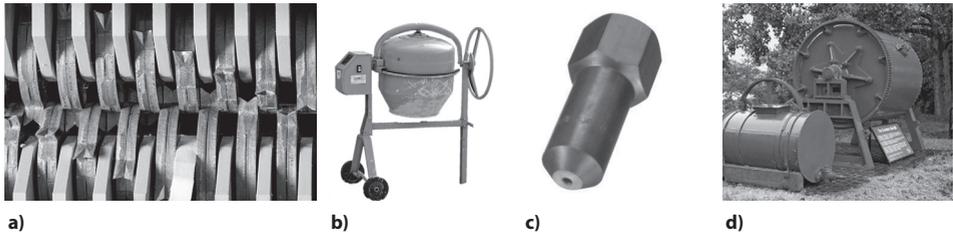


Figura 9.8. Aplicações típicas de ferros fundidos cinzentos. Maxilas de trituradoras **a)**, betoneiras **b)**, tubeiras fundidas **c)** e moinhos de bolas **d)**.

9.3. FERROS FUNDIDOS CINZENTOS

O ferro fundido cinzento é um tipo de ferro fundido em que o carbono se encontra presente sob a forma de lamelas de grafite. O seu nome deve-se à sua superfície de fratura cinzenta que exhibe, conferida pelas diversas lamelas de grafite que são expostas. Uma vez que a grafite é um material muito macio, este material apresenta uma maquinabilidade muito superior à dos ferros fundidos brancos, existindo um nível elevado de auto-lubrificação quando a liga é processada desta forma. Os ferros fundidos cinzentos têm baixas resistências à tração e ductilidade extremamente reduzida, sendo impossível trabalhar os ferros fundidos cinzentos com recurso a processos de conformação plástica, mesmo a altas temperaturas. Isto deve-se principalmente à natureza quase contínua das lamelas de grafite, as quais se quebram facilmente na presença de uma solicitação mecânica que cause deformações significativas do material.

Além da grafite já referida, os ferros fundidos cinzentos incluem outros diversos constituintes. Os mais comuns são a ferrite, cementite e esteadite. A ferrite presente nos ferros fundidos cinzentos tem uma dureza de cerca de 150 na escala HB, mais alta do que encontrada em aços devido à presença de silício e fósforo em solução sólida. A perlite encontrada tem uma dureza entre os 200 e 300HB enquanto a cementite apresenta durezas na ordem dos 700 a 800, medidos na escala HV. Finalmente a esteadite pode atingir os 400 a 900 HV. A resistência à tração de um ferro fundido é tanto maior quanto mais resistente for a matriz e menos abundante for a grafite. A perlite é nitidamente o constituinte mais favorável pois os ferros fundidos de mais alta resistência são os ferros fundidos perlíticos.

9.3.1. Composição

O processo de solidificação de um ferro fundido cinzento encontra-se totalmente representado no diagrama estável, havendo apenas a transição para o diagrama metaestável para determinados teores de carbono, sendo que este valor é altamente dependente das condições de arrefecimento. A Figura 9.9. mostra o diagrama de equilíbrio ferro-carbono estável com a transição para o diagrama metaestável.

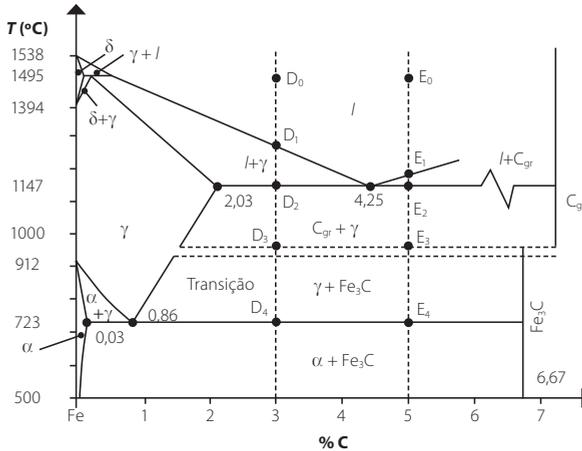


Figura 9.9. Diagrama Fe-C estável com transição para o diagrama metaestável.

Vamos utilizar este diagrama para analisar dois exemplos de ferros fundidos, um abaixo deste ponto eutético (D_1) e outro acima (E_1)

Iniciemos então o estudo com uma liga hipoeutética com 3 % de carbono. Em D_1 , o processo de solidificação inicia-se com a formação da fase γ , a qual se desenvolve sob a forma de cristais dendríticos, enriquecendo-se progressivamente em carbono. À temperatura de 1153 °C, a liga é bifásica e formada de dendrites de austenite com 2,03 % de carbono e de uma fase líquida com 4,25 % de carbono. Ao passar a temperatura de 1153 °C, a fase líquida sofre uma transformação eutética, formando-se agregados de grafite (100 % de carbono) e de austenite com 2,03 % de carbono. Uma aplicação da regra da alavanca permite determinar que apenas 2 % deste eutético é constituído por grafite, representando 7,7 % do volume total. Uma vez que uma das fases é claramente preponderante (sem condições de germinação recíproca), este eutético é classificado como anormal.

Entre D_2 e D_3 , a grafite secundária irá precipitar e reduzir o teor de carbono de austenite. Este processo de grafitação é travado quando a austenite atinge um teor crítico em carbono (1,2 % neste caso), ocorrendo então a transição para o diagrama metaestável. Note-se que a partir deste ponto, a grafite já formada não irá mais intervir em qualquer das transformações posteriores, as quais assemelham-se às encontradas num aço hipereutóide com 1,2 % de carbono. Atingido o ponto D_3 , encontramos uma fase γ com 1,2 % de carbono e a grafite formada até então, de origem eutética e secundária.

Durante o arrefecimento ao ponto D_4 , continua a existir perda de carbono pela austenite, formando-se agora cementite pro-eutetoide. Nesse ponto ($723\text{ }^\circ\text{C} + \Delta T$) encontramos grafite, γ e Fe_3C secundária. Aos $723\text{ }^\circ\text{C}$, a fase γ transforma-se integralmente em perlite. Quando o processo de arrefecimento finalmente se conclui, obtemos um ferro fundido constituído por perlite, cementite proeutetoide e a grafite lamelar.

Em alternativa, consideremos agora o segundo caso, de um liga hipereutética com 5 % de teor de carbono. No ponto E_1 , inicia-se a formação de lamelas muito extensas (alguns milímetros de comprimento) e retilíneas características da grafite primária. Quando o arrefecimento atinge o ponto E_2 , encontramos então uma liga constituída por grafite primária e de líquido eutético. A partir deste ponto vamos encontrar as mesmas transformações que foram descritas para a liga hipoeutética com 3 % de carbono. No entanto, note-se que antes da transição para o diagrama meta-estável o teor de grafite é muito superior, atingindo até quase 13 % em volume. Esta análise demonstra que a partir de um mesmo ferro fundido se podem obter constituições e propriedades mecânicas muito diferentes, caso se faça variar a localização do ponto de transição com modificações nas condições de arrefecimento.

Os ferros fundidos cinzentos apresentam uma composição química que potencia a geração de grafite (grafitização). São normalmente ligados com silício, um material grafitizante. Convém, no entanto, moderar os teores de carbono e silício de forma a evitar o aparecimento de grafite grosseira. Já os teores em carbono mínimos são da ordem de 3 a 2,8 % de carbono. Caso valores inferiores sejam utilizados, o intervalo de solidificação torna-se demasiado amplo o qual tem como consequência uma diminuição da colabilidade o que poderá causar rechupes nas peças fundidas. Os rechupes são marcas no exterior da peça causadas por enchimento deficiente do interior da moldação. Os ferros fundidos cinzentos também apresentam manganês, enxofre e fósforo na sua constituição. O manganês é também ele um elemento antigrafitizante, como todos os elementos que formam carbonetos mais estáveis do que a Fe_3C , embora o seu teor seja limitado a 1 %. O manganês forma com o enxofre inclusões de MnS , cujo papel é desprezável. O teor em enxofre raramente ultrapassa 0,12 %. O fósforo é um elemento essencial para garantir a colabilidade do ferro fundido cinzento, no entanto, o ternário Fe-C-P (metaestável) mostra a presença de um eutético ternário Fe- Fe_3C - Fe_3P de baixo ponto de fusão ($953\text{ }^\circ\text{C}$). Este eutético aparece na maioria dos ferros fundidos cinzentos. Pode tomar a forma de uma rede contínua à volta das células eutéticas ou então aparecer em zonas isoladas. Este eutético fosforoso (conhecido como esteadite) é altamente indesejável pois diminui a resistência à tração e a resistência ao choque.

A presença combinada do silício e o fósforo conduz a uma diminuição do teor em carbono da austenite eutética, do ponto eutético e do ponto eutetoide. A influência dos teores de silício e de fósforo presentes na liga pode ser determinada com auxílio do conceito de carbono equivalente, o qual calcula um nível de carbono corrigido para compensar os efeitos destes elementos no diagrama de equilíbrio. Este valor é definido pela equação (9.4).

$$\% C_{\text{eq}} = \% C \frac{1}{3} (\% \text{ Si} + \% \text{ P}) \quad (9.4)$$

Embora existam outras expressões com o mesmo objetivo, esta permite, por comparação com o valor dado pelo diagrama binário ferro-carbono (4,25 %), avaliar de forma rápida se um dado ferro fundido tem um comportamento hipo, hipereutético ou eutético. Tomemos por exemplo um ferro fundido com 3,71 % C, 2,92 % Si e 0,21 % P. A equação indica-nos que esta liga tem um valor de carbono equivalente de 4,75 %, sendo por isso hipereutética.

9.3.2. Processo de arrefecimento

O processo de arrefecimento é extremamente importante na microestrutura e composição dos ferros fundidos cinzentos. De facto, todos os ferros fundidos são particularmente sensíveis às condições de arrefecimento, as quais dependem de três fatores principais. Estes são as características inerentes à liga (sua temperatura de vazamento e condutividade térmica), o molde usado (sua temperatura e capacidade de arrefecimento, e a geometria da peça que está a ser produzida).

De uma maneira geral, uma diminuição da velocidade de arrefecimento favorece o processo grafitização e origina constituintes (grafite e perlite) com dimensões mais grosseiras. A Figura 9.10. exemplifica a influência das dimensões da peça na microestrutura obtida. É notória uma importante sensibilidade à espessura do material, sendo esta uma característica especial dos ferros fundidos, distinguindo-se assim da maior parte das ligas de fundição. É usual obter uma peça que apresenta uma estrutura heterogénea, com diferentes propriedades mecânicas em diferentes localizações da peça. Em alguns casos, esta particularidade pode ser explorada de forma vantajosa criando, por exemplo, peças em que o núcleo é macio para amortecer vibrações e a superfície é mais dura para resistir ao desgaste e abrasão.

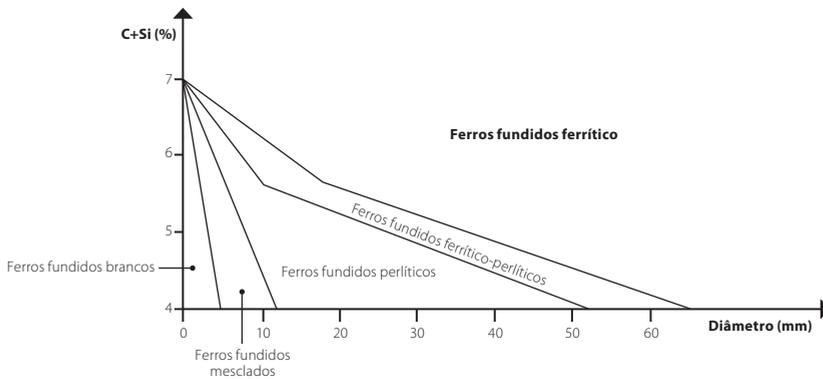


Figura 9.10. Constituintes finais de um ferro fundido ligado com silício em função do diâmetro de uma peça.

9.3.3. Morfologia da grafite

A grafite é um material não metálico composto apenas por átomos de carbono livre. É leve, macia e com uma resistência extremamente baixa, especialmente se comparada com a da matriz metálica (cerca de 1000 vezes inferior). Apresenta uma densidade muito

baixa ($2,2 \text{ g/cm}^3$), pelo que a sua presença efetivamente aproxima-se a vazios na densa matriz metálica ($7,5 \text{ g/cm}^3$). Estes vazios tomam a forma de forma de fissuras naturais, devido à morfologia das lamelas.

Embora tenha pouca influência na resistência à compressão (onde as cargas aplicadas fecham as fissuras onde a grafite está presente), a morfologia das lamelas de grafite é preponderante no comportamento à tração do ferro fundido cinzento. As propriedades de um ferro fundido cinzento são dependentes da forma, dimensão, repartição e abundância destas lamelas. De uma forma geral, pode-se afirmar que para que um ferro fundido cinzento apresente uma boa resistência à tração, este deverá exibir uma matriz perlítica, com um nível baixo de grafite, e esta deverá ser distribuída de forma homogênea e em lamelas finas.

A grafite intervém no desempenho mecânico por diminuição da secção resistente de um determinado componente em ferro fundido cinzento, conduzindo a um aumento das tensões médias presentes no material. Adicionalmente, a sua forma lamelar gera um efeito de entalhe, conduzindo a concentrações de tensão locais na extremidade da fenda (Figura 9.11.). Estes fatores originam um processo de rotura frágil sem deformação aparente e que ocorre ao longo das lamelas.

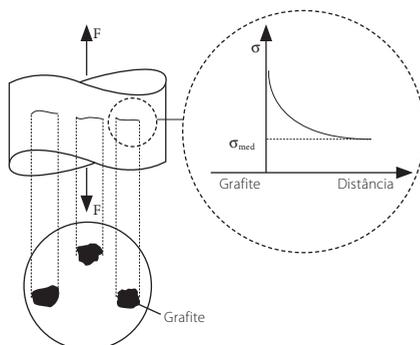


Figura 9.11. Efeito das lamelas de grafite na seção resistente de um ferro fundido e o efeito de entalhe gerado.

Note-se que a presença destes entalhes internos faz com que os ferros fundidos sejam relativamente insensíveis a eventuais entalhes externos. Isto contrasta com os aços, que exibem níveis de coesão interna muito superiores e como tal são mais sensíveis a entalhes externos.

A grafite pode assumir cinco diferentes formas nos ferros fundidos cinzentos (classificadas como grafite A, B, C, D e E). Destas cinco formas, as grafites do tipo A, B, C são as mais desejadas, uma vez que as grafites do tipo D e E reduzem drasticamente o desempenho do ferro fundido cinzento.

9.3.3.1. Grafite tipo A

A grafite do tipo A encontra-se sob a forma de lamelas repartidas uniformemente. Esta é a distribuição mais usual nos FF eutéticos ou ligeiramente hipoeutéticos.

9.3.3.2. Grafite tipo B

A grafite tipo B é normalmente conhecida como grafite em rosetas. É habitual surgir nos ferros fundidos ricos em silício (> 2,5 %) e em carbono (> 3,5 %) e que são sujeitos a um processo de arrefecimento muito rápido.

9.3.3.3. Grafite tipo C

A grafite tipo C surge sob a forma de lamelas muito grosseiras, sobrepostas umas sobre as outras, sendo muito característica dos ferros fundidos hipereutéticos.

9.3.3.4. Grafite tipo D

A grafite tipo D é um tipo de grafite que surge entre dendrites (interdendrítica) e não tem nenhuma orientação preferencial. As dendrites são estruturas cristalinas que se assemelham a árvores (o nome deriva de *déndron*, árvore em grego antigo) e que crescem em múltiplas direções no metal fundido. A grafite tipo D é normalmente encontrada quando os ferros fundidos são sujeitos a arrefecimentos muito rápidos, como o que ocorre, por exemplo, em contacto com paredes de moldes metálicos. Note-se que esta forma é considerada como indesejável pois é penalizadora para as propriedades mecânicas do material.

9.3.3.5. Grafite tipo E

A grafite do tipo E é também uma grafite interdendrítica mas com uma configuração orientada. Está associada aos ferros fundidos claramente hipoeutéticos sujeitos a velocidades de arrefecimento reduzidas.

Na Figura 9.12. as diferentes formas de grafite são mostradas de forma esquemática.

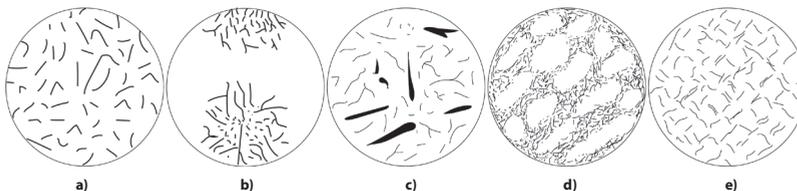


Figura 9.12. As cinco formas de grafite resultantes de diferentes processos de arrefecimento: **a)** Tipo A; **b)** Tipo B; **c)** Tipo C; **d)** Tipo D; **e)** Tipo E.

9.3.4. Aplicações

Os ferros fundidos cinzentos são principalmente usados em aplicações que requerem excelente capacidade de amortecimento de vibrações, boa resistência à corrosão, resistência a choques térmicos, boa maquinabilidade e boa colabilidade, sempre com um a um custo relativamente baixo.

São utilizados, por exemplo, na construção de máquinas ferramentas (tornos, fresadoras, etc.), providenciando estruturas rígidas e resistentes, mas capazes de absorver as diversas vibrações associadas ao funcionamento destes equipamentos. São também muito utilizados em camisas para revestir cilindros de motores de combustão interna, onde a presença abundante de grafite permite reduzir o atrito e o desgaste. Outras aplicações típicas incluem tubagens para operar em condições corrosivas e radiadores de aquecimento com paredes finas que requerem elevada colabilidade. A Figura 9.13. mostra exemplos de aplicações típicas deste material.

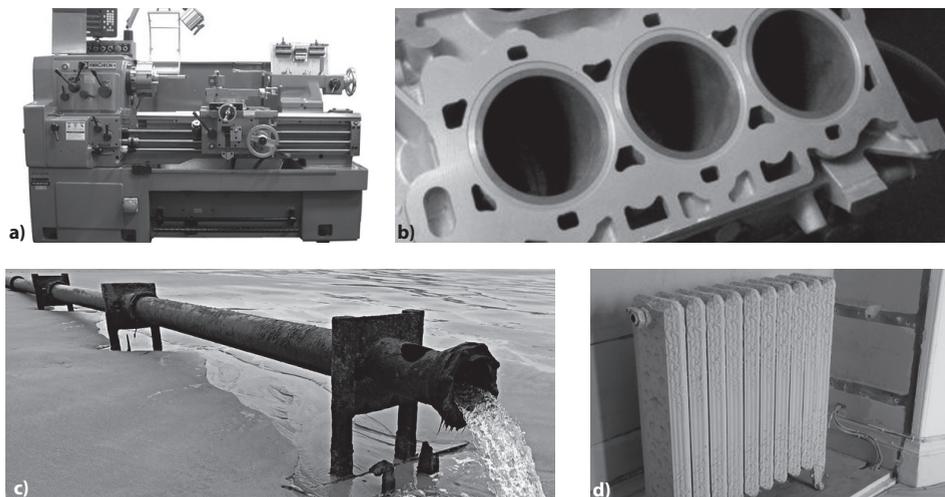


Figura 9.13. Aplicações típicas de ferros fundidos cinzentos. Máquinas ferramentas **a)**, camisas de blocos de motor **b)**, tubagem resistente à corrosão **c)** e radiadores de aquecimento **d)**.

9.4. FERROS FUNDIDOS DÚCTEIS

Os ferros fundidos dúcteis baseiam-se nos ferros fundidos cinzentos, mas são modificados de forma a apresentar a grafite sobre a forma nodular ou esférica, conforme mostrado na Figura 9.14. Neste caso, embora a grafite continue a reduzir a área resistente do material, a sua forma arredondada leva a um efeito de entalhe muito mais reduzido do que o verificado nos ferros fundidos cinzentos, tornando este material notoriamente mais dúctil e resistente ao impacto. O ferro fundido dúctil é também frequentemente referido como ferro fundido de grafite esférica, ou ferro fundido nodular.

Este tipo de aço pode ser obtido com matrizes ferríticas, perlíticas ou até aciculares (por exemplo bainite ou martensite).

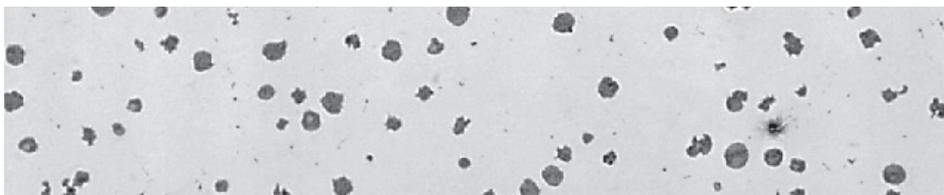


Figura 9.14. Aspetto da grafite esférica gerada num ferro fundido dúctil.

9.4.1. Processo de obtenção da grafite nodular

O processo de obtenção da grafite nodular é principalmente baseado no uso de magnésio como elemento de liga (elemento nodularizador). O tratamento de modificação é em muitos casos seguido de uma inoculação de ferro-silício. Estes dois processos são explicados em mais detalhe nas subsecções seguintes.

9.4.1.1. Adição de magnésio

O principal processo utilizado para gerar nódulos de grafite nos ferros fundidos dúcteis consiste na adição de magnésio à liga, sendo este um elemento capaz de modificar a morfologia da grafite. O magnésio é introduzido no banho do ferro fundido a uma temperatura de 1450 °C e pode ser adicionado sob a forma de ligas ferrosas contendo silício (Fe-Mg-Si) e outros elementos nodularizantes, ou pode ser introduzido no estado puro. Embora seja sabido que uma quantidade de apenas 0,04 % de magnésio é suficiente para gerar nódulos de grafite, a quantidade introduzida deverá ser necessariamente superior, uma vez que muito do magnésio adicionado não tem efeito por ser capturado em processos de oxidação e sulfuração.

9.4.1.2. Inoculação

A inoculação de ferros fundidos é um tratamento efetuado imediatamente antes do vazamento e que consiste na adição de compostos de função grafitizante, tipicamente com alto teor de silício. Durante o tratamento do magnésio, inúmeros locais de nucleação potencial são introduzidos no ferro fundido mas, devido às temperaturas de tratamento elevadas, estes locais tendem a desaparecer muito rapidamente com o tempo. Este tratamento tem por objetivo garantir que sítios de nucleação potencial são mantidos durante o completo processo de vazamento e solidificação dos ferros fundidos. A inoculação resulta num aumento efetivo do número de células eutéticas e uma diminuição do nível de arrefecimento necessário para a solidificação da liga, inibindo o surgimento de cementite.

9.4.2. Aplicações

As aplicações práticas dos ferros fundidos dúcteis exploram as vantagens típicas dos ferros fundidos cinzentos (como o baixo preço e a excelente colabilidade e maquinabilidade), mas combinam estas propriedades com a acrescida tenacidade e ductilidade conferida pelos nódulos de grafite. São excelentes materiais para uso em componentes mecânicos de construção fundida, pois proporcionam ao engenheiro projetista uma combinação única de tenacidade, baixo custo e facilidade de fabricação.

Os ferros fundidos dúcteis são muito utilizados em componentes de motores de automóveis e em caixas de velocidades, aplicações que requerem diversas operações de maqui- nação após a conclusão do processo de fundição inicial. São também muito utilizados em componentes fundidos de grandes dimensões usados em geradores eólicos, mais concretamente nos cubos centrais dos rotores, onde suportam cargas elevadas transmitidas pelas pás de material compósito.

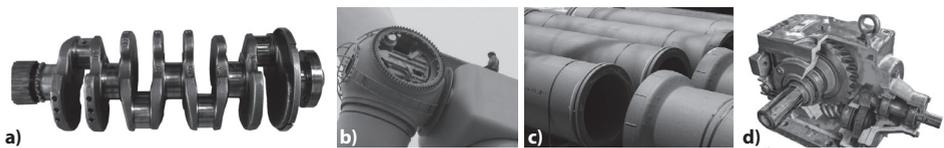


Figura 9.15. Aplicações típicas do ferro fundido dúctil. Cambotas para motores de combustão **a)**, cubos de rotores de aerogeradores **b)**, tubos para águas e esgotos **c)**, transmissões **d)**.

9.5. FERROS FUNDIDOS MALEÁVEIS

Conforme explicado na secção anterior, os ferros fundidos cinzentos podem ser processados com um tratamento de modularização para lhes conferir propriedades mecânicas superiores. Um processo equivalente, chamado de tratamento de maleabilização, existe para os ferros fundidos brancos, dando origem aos ferros fundidos maleáveis. O resultado são ferros

fundidos com boa ductilidade e excelente maquinabilidade, adequados para aplicações relativamente exigentes em termos de carga aplicada (equivalentes a alguns tipos de aço). Pode-se inclusive beneficiar da excelente colabilidade oferecida pelos ferros fundidos brancos para produzir peças complexas que são praticamente impossíveis de obter por forjamento ou vazamento de aço e a seguir modificar a sua constituição por intermédio de um tratamento de maleabilização, de forma a elevar o seu desempenho mecânico.

9.5.1. Processo de maleabilização

O tratamento de maleabilização, que dá origem aos ferros fundidos maleáveis, pode ser feito de duas formas distintas. No método do tipo Americano, é efetuado um recozido de grafitização, onde são gerados os chamados ferros fundidos maleáveis de coração negro. Nestes materiais, a grafite nodular é usada para potenciar a sua capacidade de sofrer deformação plástica. Em contraste, no método do tipo Europeu, é usado um recozido de descarburização, que gera os chamados ferros fundidos maleáveis de coração branco e que em termos de propriedades são geralmente análogos a aços macios.

9.5.1.1. Ferro fundido maleável de coração branco (processo Europeu)

O ferro fundido maleável de coração branco obtido quando o ferro fundido branco é recozido numa atmosfera oxidante para remover o carbono da superfície. As peças fundidas de ferro fundido branco são colocadas em recipientes de ferro ou aço juntamente com um agente descarbonizante. Estes recipientes deverão ser lentamente aquecidos até 900-950°C e mantidos a esta temperatura durante aproximadamente 100 horas. Durante este período, uma quantidade de carbono migra para a superfície do componente fundido e é oxidado enquanto o restante carbono é disperso de uma forma não uniforme pela estrutura (a concentração de carbono é maior mais próximo da superfície). A peça deverá ser arrefecida lentamente durante vários dias. O ferro fundido resultante tem uma fratura cinza/prateada e a microestrutura não contém grafite em lamelas ou flocos. O ferro fundido de coração branco resultante é muito resistente, sendo especialmente capaz de suportar elevadas grandes cargas de compressão sem fratura.

A microestrutura do ferro fundido maleável de coração branco depende da espessura do ferro fundido. Para secções pequenas, a microestrutura é principalmente ferrite com alguma perlite. Para secções de maiores dimensões, as propriedades mecânicas obtidas não são uniformes, uma vez que a zona superficial tem uma estrutura de ferrite, o núcleo e a zona intermédia têm perlite, ferrite e carbono temperado.

9.5.1.2. Ferro fundido maleável de coração negro (processo Americano)

O ferro fundido maleável de coração negro é obtido quando o ferro fundido branco é recozido numa atmosfera inerte. Neste processo, um componente de ferro fundido

branco é envolvido numa substância neutra (como areia) e posteriormente aquecido a 850-900°C num forno. O componente deverá ser mantido a esta temperatura durante três a quatro dias. O aquecimento prolongado leva a que o carbono presente no ferro fundido branco se decomponha e se transforme em glóbulos de grafite. O ferro fundido resultante tem uma superfície de fratura escura, que dá o nome a este processo. A microestrutura do ferro fundido maleável de coração negro tem uma matriz de ferrite com carbono temperado e não contém grafite em lamelas ou flocos. Ao contrário do que é obtido no processo europeu, as propriedades mecânicas são aproximadamente uniformes em toda a secção da fundição.

9.5.2. Aplicações

Os ferros fundidos maleáveis são frequentemente utilizados em pequenas peças de fabrico por fundição que requerem uma boa resistência à tração e excelente ductilidade. Entre as principais aplicações de ferros fundidos maleáveis contam-se componentes da indústria automóvel, tais como caixas de diferenciais, tampas de rolamentos e caixas de rolamentos. Outras utilizações típicas incluem ferramentas manuais, guinchos de elevação, tornos de bancada, peças de máquinas, acessórios elétricos, acessórios para tubagens e equipamento agrícola. Quase todas estas aplicações apresentam pequenas carcaças ou componentes fundidos que devem suportar cargas relativamente elevadas. A Figura 9.16. mostra alguns exemplos de aplicações deste tipo de material.

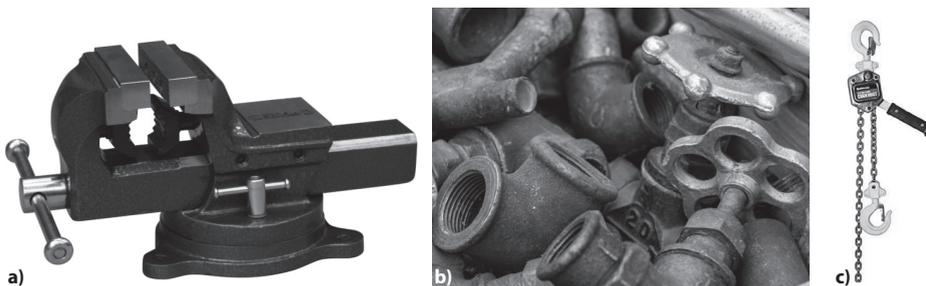


Figura 9.16. Aplicações típicas de ferros fundidos maleáveis. Tornos de bancada **a)**, acessórios para tubagens **b)**, guinchos de elevação **c)**.

9.6. SUMÁRIO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E APLICAÇÕES DE DIFERENTES FERROS FUNDIDOS

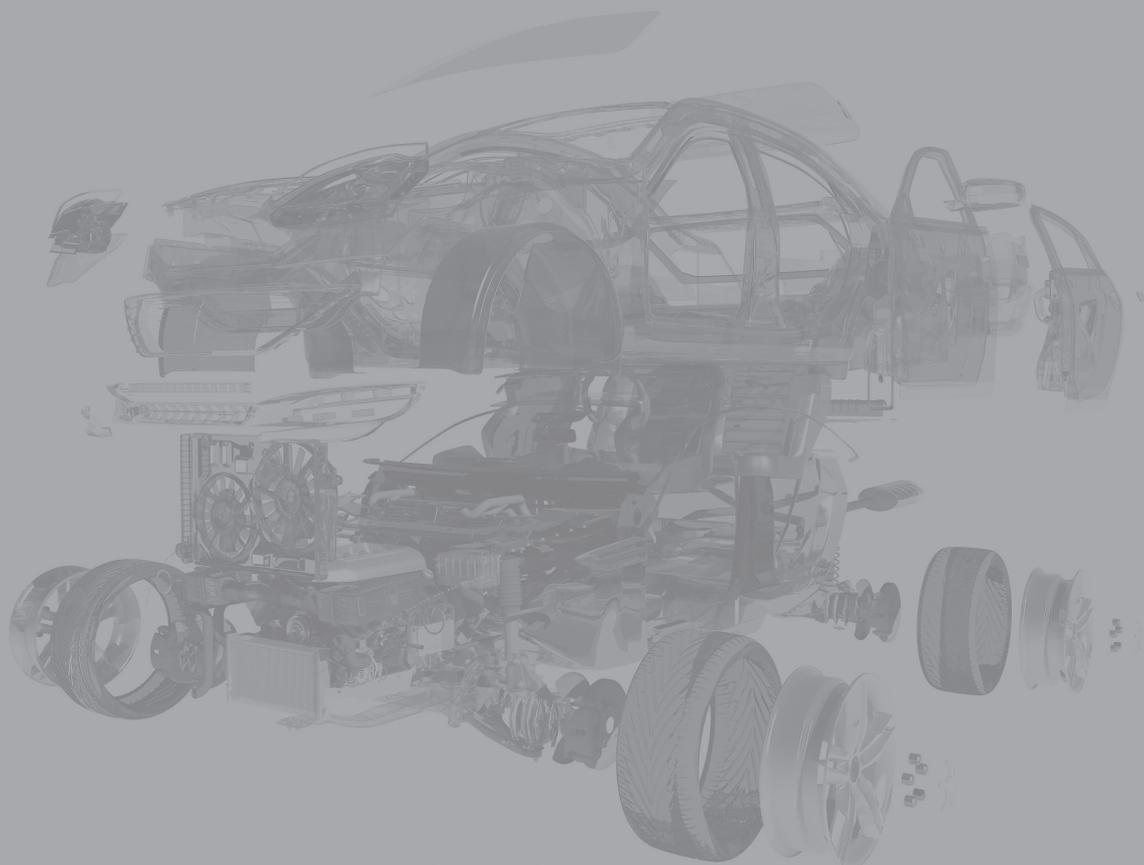
Para finalizar este capítulo, valores comparativos das propriedades de algumas ligas de ferros fundidos são apresentados na Tabela 9.1., mostrando também algumas aplicações adicionais.

Tabela 9.1. Propriedades de alguns ferros fundidos.

Designação americana	Composição (% mássica)	Constituição	Resistência à tração (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (Extensão após rotura %)	Aplicações
FF CINZENTO						
SAE G1800	C: 3,4- 3,7 Si: 2,55 Mn: 0,8	α +P	124	-	-	Peças de fundição (a resistência não é o principal critério)
SAE G2500	C: 3,2-3,5 Si: 0,8 Mn	α +P	173	-	-	Pequenos blocos de cilindros, pistões, discos de embraiagem
SAE G4000	C: 3,0-3,3 Mn: 0,8	P	276	-	-	Peças de motor diesel, cilindros e pistões
FF DÚCTIL (ASTM A536)						
60-40-18	C: 3,5-3,8 Si: 2,8 Mg: 0,05 Ni: <0,2	α	414	276	18	Peças sujeitas a pressão, como válvulas e corpos de bombas
100-70-03		P	689	483	3	Engrenagens sujeitas a esforços elevados, componentes de máquinas
FF MALEÁVEL (ASTM A5336)						
32510	C: 2,3-2,7 Si: 1,0-1,75 Mn: <0,55	A	345	224	10	Componentes sujeitos a temperaturas normais ou elevadas
45006	C: 2,4-2,7 Si: 1,25-1,55 Mn: <0,55	α +P	448	3100	6	

10. LIGAS NÃO FERROSAS

10.1.	Introdução	239
10.2.	Alumínio	239
10.3.	Cobre	248
10.4.	Magnésio	256
10.5.	Titânio	258
10.6.	Níquel	261
10.7.	Zinco	264



10.

LIGAS NÃO FERROSAS

10.1. INTRODUÇÃO

Além dos aços e dos ferros fundidos, discutidos nos capítulos anteriores, 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. Neste capítulo serão discutidos diversas destas ligas não ferrosas, sendo feita uma contextualização das suas características chave e aplicações típicas.

10.2. ALUMÍNIO

O alumínio é um dos metais mais abundantes na natureza e é também um dos mais utilizados em construção mecânica. É um metal com um excepcional peso específico, com uma condutividade térmica e elétrica elevada. Devido a estas características é amplamente utilizado em condutores elétricos e componentes para transferência de calor. As características gerais do alumínio puro são mostradas na Tabela 10.1.

Tabela 10.1. Características gerais do alumínio.

Estrutura cristalina	CFC $a = 0,4041 \text{ nm a } 20 \text{ °C}$
Massa volúmica (ρ) a 20 °C	$270 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$
Ponto de fusão	660 °C
Coefficiente de expansão térmica, α	$23,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (de 20 °C a 200 °C).
Capacidade térmica (C_p) a 20 °C	$950 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Condutividade térmica (γ) a 20 °C	$217,6 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Módulo de Young, E	$65000 - 70000 \text{ MPa}$
Coefficiente de Poisson, ν	0,26

Na sua forma pura, o alumínio apresenta também uma resistência à corrosão muito elevada, pois o óxido que gera (Al_2O_3) é extremamente estável. A formação deste óxido pode ser promovida graças a um processo eletroquímico de anodização que confere as peças fabricadas em alumínio uma excelente durabilidade. É importante referir que existem dois tipos principais de anodização: um consiste na criação de uma barreira de óxido, e que pode ser aplicada

a diversos metais como o alumínio, nióbio, tântalo, titânio, tungstênio e zircônio, o segundo deste processo é especialmente aplicado ao alumínio e almeja a criação de uma camada porosa de óxido, mais espessa que a barreira de óxido conseguida com outros processos.

Neste processo, a peça de alumínio é ligada ao polo positivo de uma fonte de corrente e assume o papel de ânodo (sendo daqui que origina o termo anodização). O cátodo é então conectado ao pólo negativo e deverá ser um material condutor que não rege quimicamente com o banho de anodização. Um exemplo de um circuito de anodização é mostrado na Figura 10.1. Se este circuito for fechado, vai existir uma transferência de elétrões do metal (pólo positivo) para cátodo. A ficar privado destes elétrões, formam-se iões na superfície do alumínio que se vão reagir ativamente com a água presente no banho de anodização aumentando a camada de óxido. No lado do cátodo, existe uma reação complementar onde os elétrões retirados ao reagem com iões para gerar hidrogénio sob a forma de gás.

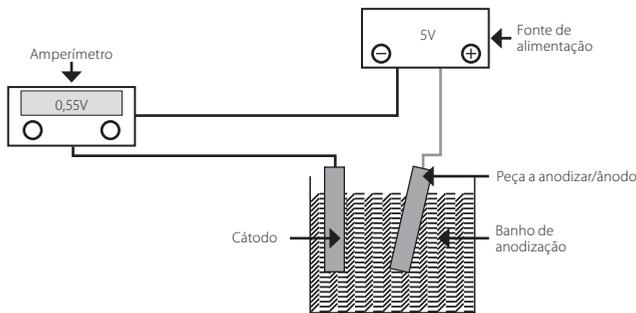


Figura 10.1. Representação esquemática de um sistema de anodização.

Para que as camadas porosas de ácido descritas acima sejam formadas é essencial que o eletrólito onde esta reação se processa seja de natureza ácida, capaz de fomentar a deposição do óxido mas também de o parcialmente dissolver. Exemplos de eletrólitos típicos são as soluções aquosas de ácido sulfúrico ou ácido fosfórico, com concentrações relativamente baixas, tipicamente 10 a 20% em peso. As camadas porosas obtidas com este processo são cerca de 100 vezes mais espessas que as resultantes de um processo de anodização baseado na criação de uma barreira de óxido (cerca de 100 μm de espessura). Os óxidos obtidos apresentam uma estrutura celular com um poro central em cada célula. Embora as dimensões das células e dos poros possam variar com a composição do banho, a temperatura de trabalho e da tensão utilizada a Figura 10.2. mostra um exemplo da estrutura e dimensões típicas destas estruturas porosas resultantes de anodização.

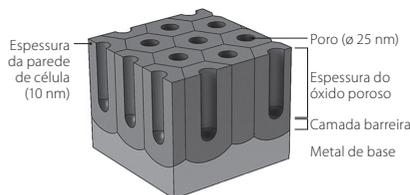


Figura 10.2. Estrutura típica de uma superfície de alumínio anodizada.

Note-se que, como é o caso para a esmagadora maioria dos metais, em aplicações de engenharia o alumínio é quase sempre usado na sua forma ligada, pois a sua forma pura apresenta resistência mecânica baixa. Ou seja, é combinado com outros componentes ou compostos químicos. Estas ligas podem ser trabalhadas, para uso em processos de maquinagem ou conformação plástica, ou podem ser usadas em processo de fundição. As ligas podem ser tratáveis termicamente, com um processo de endurecimento por precipitação estrutural ou podem alternativamente serem sujeitas a um processo de encruamento, endurecendo quando sujeitas a um esforço de conformação plástica. Sugere-se ao leitor a consulta do Capítulo 4 deste livro, dedicado aos mecanismos de endurecimento e à mecânica da fratura, para uma explicação mais detalhada destes processos.

No geral, as ligas de alumínio apresentam uma elevada resistência mecânica, especialmente aquelas às quais se convencionou de chamar de duralumínios (uma família de ligas de alumínio e cobre). Uma outra característica típica das ligas de alumínio é a sua ductilidade elevada, conferida pela sua estrutura cúbica de face centrada (CFC). Esta ductilidade permite que as ligas de alumínio sejam facilmente processadas por intermédio de processos de conformação plástica, como forjamento ou extrusão. Por exemplo, recorrendo a processos de hidromoldagem (*hydroforming*) é possível obter peças de alumínio com geometrias extremamente complexas como é o caso de um quadro de bicicleta com tubagens que seguem curvas complexas. As ligas de alumínio destinadas a ser processadas por conformação plástica e maquinagem apresentam resistências na ordem dos 600 a 700 MPa, equiparando-se favoravelmente a muitos aços de construção mecânica. De forma a facilitar o fabrico destas peças, a ductilidade das ligas de alumínio pode ser potenciada com a presença de manganês como elemento de liga. Estes processos podem ser usados para a obtenção de semi-produtos de alumínio, como chapas, barras e perfis, ou podem ser usados diretamente para obter produtos acabados como elementos de caixilharia de construção civil, componentes para a construção naval ou componentes estruturais de aeronaves.

Várias ligas de alumínio encontram também uso em processos de fundição. A resistência das ligas adequadas para processos de fundição é ligeiramente mais baixa do que aquelas destinadas a ser trabalhadas (na ordem dos 300 a 350 MPa) porque é dada primazia a características como a baixa temperatura de fusão e a elevada colabilidade. A colabilidade é uma propriedade que representa a facilidade exibida pela liga em fluir e preencher o interior de um molde. Consequentemente, as ligas de alumínio e silício modernas podem ser processadas a temperaturas relativamente baixas abrindo as portas a processos como a fundição injetada em moldes metálicos. O recurso à moldação por injeção permite obter, de forma económica e com alta cadência, peças metálicas com elevado rigor dimensional e excelente resistência mecânica, as quais são utilizadas em aplicações muito exigentes como blocos de motor, pistões, jantes e outros componentes estruturais para a indústria automóvel.

10.2.1. Ligas trabalhadas de alumínio

Como já referido anteriormente, as ligas de alumínio trabalhadas são destinadas a uso em processos de fabrico que envolvam processos de conformação plástica, como forjamento e extrusão, entre outros. O sistema internacional de designação de ligas é um esquema amplamente utilizado para classificar as ligas trabalhadas de alumínio (*wrought alloys*). A cada liga é atribuído um número de quatro dígitos. O primeiro dígito indica o elemento de liga principal que foi adicionado à liga de alumínio e é frequentemente utilizado para descrever as séries de liga de alumínio. O segundo dígito, se diferente de 0, indica uma modificação da liga específica, e o terceiro e quarto dígitos são números arbitrários dados para identificar uma liga específica dentro da série. Por exemplo, na liga 5183, o número 5 indica que é da série da liga de magnésio, o 1 indica que é a primeira modificação da liga original 5083, e o 83 identifica-a dentro da série 5xxx.

Muitas ligas de alumínio podem ser sujeitas a processos de endurecimento por envelhecimento, sendo os exemplos mais conhecidos, as ligas alumínio-cobre (série 2xxx), alumínio-magnésio-silício (série 6xxx) e alumínio-zinco-magnésio (série 7xxxx).

A Figura 10.3. compara a resistência das principais ligas trabalhadas com endurecimento por envelhecimento com as que não exibem este efeito. Nas ligas sem endurecimento estrutural, a máxima resistência é conseguida agindo sobre os fenómenos de encruamento e amaciamento por recozido ou restauração (séries 1xxx, 3xxx, 5xxx), mas apresentam valores de tensão de cedência e tensão de rotura muito inferiores aos das ligas com processos de endurecimento por envelhecimento.

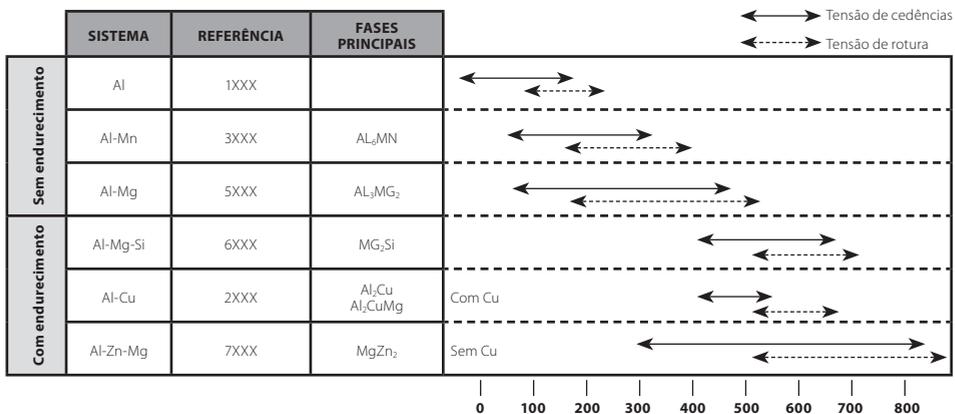


Figura 10.3. Principais ligas de alumínio trabalhadas e respetiva resistência mecânica.

Endurecimento de precipitação

O endurecimento por precipitação, ou endurecimento por envelhecimento, é um dos mecanismos mais comuns de reforço de ligas metálicas. Segundo este processo, a resistência e dureza de algumas ligas metálicas pode ser aumentada pela formação de partículas

de segunda fase extremamente pequenas e uniformemente dispersas dentro da matriz de fase original, num processo conhecido como precipitação ou endurecimento por envelhecimento. As partículas precipitadas atuam como obstáculos ao movimento de deslocação e assim reforçam as ligas tratadas.

No entanto, a inclusão destes elementos de liga tem por muitas vezes a consequência de reduzir dramaticamente a resistência à corrosão do metal ligado. Como solução, muitas vezes estas ligas são postas em serviço apenas na sua forma revestida, dotadas de uma fina camada de alumínio puro à sua superfície. Normalmente estes são chamados de materiais "Al-clad". Note-se, no entanto, que existem alguns elementos de liga que tem uma influência mais reduzida na resistência à corrosão. Por exemplo, as ligas de alumínio com magnésio apresentam uma resistência à corrosão bastante apreciável, embora a suscetibilidade à corrosão aumente à medida que a proporção de magnésio aumenta na liga.

Para que um sistema de liga possa ser reforçado por precipitação, este deverá apresentar uma solução sólida que tenha uma solubilidade sólida decrescente à medida que a temperatura desce. O diagrama de fases de uma liga de alumínio e cobre (liga de alumínio do grupo 2XXX) apresentado na Figura 10.3. mostra este tipo de processo regiões α e $\alpha + \theta$. Por exemplo, numa liga de com 96% de alumínio em 4% de cobre em peso, conforme mostrado na Figura 10.4., há uma grande redução na solubilidade da fase α quando a temperatura desce de 550°C para 75°C, levando à formação de precipitados desta fase.

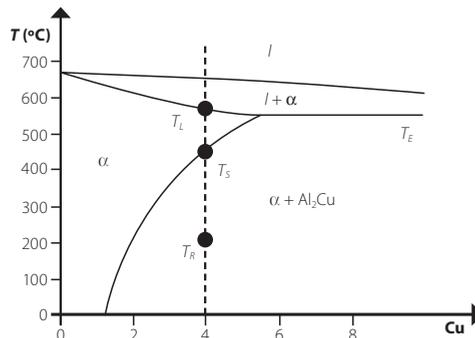


Figura 10.4. Diagrama de equilíbrio das ligas de alumínio e cobre.

O tratamento de uma liga de alumínio por precipitação estrutural apresenta três fases fundamentais. Inicia-se com o recozido de homogeneização (que também é conhecido como têmpera, embora seja bastante distinto da tempera empregue nos aços). O recozido de homogeneização é seguido de um arrefecimento rápido após o qual se inicia o envelhecimento, onde ocorre o processo de precipitação. O processo de envelhecimento é por vezes também chamado de revenido, mas este é também um processo diferente do revenido utilizado no tratamento térmico de aços. Note-se que nos aços, o endurecimento máximo é obtido imediatamente após a tempera, mas num processo de precipitação estrutural a dureza máxima apenas se obtém após a conclusão do processo de envelhecimento. Estes passos são mostrados de forma esquemática na Figura 10.5.

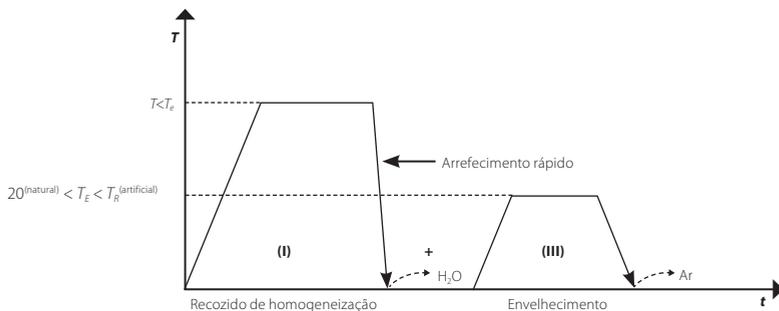


Figura 10.5. Processo de endurecimento de precipitação de uma liga de alumínio.

A homogeneização é a primeira etapa do processo de endurecimento por precipitação onde a liga é aquecida acima da temperatura da linha solvus, mas acima da temperatura eutética (T_E) para evitar a fusão parcial das juntas de grão, fenômenos de segregação abaixo da linha *solidus*. É mantida a esta temperatura até se obter uma solução sólida homogênea (α). Os precipitados θ (Al_2Cu) são dissolvidos nesta etapa e qualquer segregação que possa estar patente na liga original é removida.

Um arrefecimento rápido é feito de seguida recorrendo a uma imersão em água, formando uma solução sólida de α sobresaturada que contém cobre em excesso e não é uma estrutura equilibrada. Devido à elevada velocidade de arrefecimento, os átomos não têm tempo para se difundirem para potenciais sítios de nucleação o que impede a formação de precipitados da fase θ . O envelhecimento é o terceiro passo onde o supersaturado α é aquecido abaixo da temperatura do solvente para produzir um precipitado finamente disperso. A esta temperatura de envelhecimento os átomos difundem-se apenas a curtas distâncias. Como o supersaturado α não é estável, os átomos de cobre adicionais difundem-se para numerosos locais de nucleação e os precipitados crescem, um processo esquematizado na Figura 10.6.

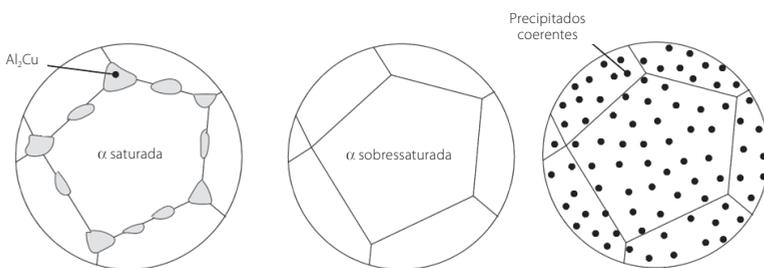


Figura 10.6. Processo de formação de precipitados na microestrutura de uma liga de alumínio.

A formação de um precipitado disperso na liga de forma fina é o objetivo final do processo de endurecimento da precipitação. São estes precipitados finos que impedem o movimento de deslocações, forçando-as a transitar por estas partículas precipitadas ou a contorná-las. Ao restringir o movimento de deslocação durante a deformação, a liga é naturalmente reforçada.

Endurecimento de precipitação sólida

Em algumas ligas de alumínio, como o alumínio ligado com magnésio (série 5xxx), teoricamente existe a possibilidade de endurecimento por via de um processo de precipitação, mas na prática é possível apenas fazer o endurecimento por uma solução sólida. O diagrama de fases de um liga de alumínio e magnésio é apresentado na Figura 10.7.

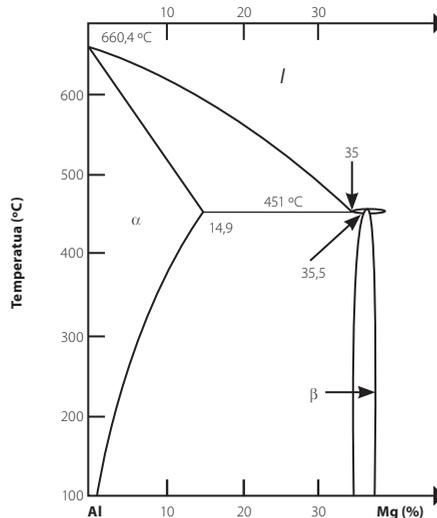


Figura 10.7. Diagrama de fases de um liga de alumínio e magnésio.

O diagrama de equilíbrio Figura 10.7. mostra que a solubilidade do magnésio na fase α é de aproximadamente 15 % a 450 °C, mas à temperatura ambiente é apenas de 2 %. No entanto, constata-se que após um processo de homogeneização e têmpera, a solução sólida torna-se instável a baixas temperaturas acima de 5% de magnésio, o que conduz à precipitação da fase β . Esta precipitação é indesejável, porque não resulta em endurecimento estrutural significativo, pode ocorrer de forma intergranular e reduz a resistência à corrosão. Além disso, acima de 5% de magnésio estas ligas tornam-se mais difíceis de processar. Como tal, as ligas alumínio-magnésio são, em geral, limitadas a um valor máximo de 5 % de magnésio e o mecanismo endurecimento adotado é baseado na dissolução sólida, que aumenta com a percentagem de magnésio.

Estas ligas são adequadas para a deformação a quente e apresentam um comportamento muito satisfatório a temperaturas baixas. São também fáceis de soldar, resistentes à corrosão e respondem muito favoravelmente a tratamentos de anodização.

Propriedades e aplicações de ligas trabalhadas de alumínio

A Tabela 10.2. lista algumas das principais ligas trabalhadas, listando as características principais e exemplos de aplicações típicas.

Tabela 10.2. Propriedades mecânicas, características e aplicações de ligas trabalhadas de alumínio

LIGA	Elemento de liga principal	Tensão de cedência (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Características principais	Exemplos de aplicações típicas
1100	n/a	24	75	Alumínio comercialmente puro (99% alumínio). Elevada ductilidade, baixa dureza, baixa resistência.	Embalagens, utensílios de cozinha, rebites, tanques, equipamento químico.
2014	Cobre	400	455	Resistência muito elevada, excelente maquinabilidade.	Estruturas aerospaciais, veículos militares.
2024		290	441	Boa resistência e tenacidade. Boa resistência à fadiga. Difícil de soldar	Painéis de fuselagem e de asas de aeronaves
3004	Manganês	248	282	Resistência moderada, fácil de processar. Boa resistência à corrosão	Latas de bebidas
5083	Magnésio	215	380	Desempenho excepcional em ambientes extremos. Resistente ao ataque tanto pela água do mar como por ambientes químicos industriais. Retém resistência após a soldadura.	Construção naval, reatores químicos, chassis de veículos, carruagens de comboios.
6061	Magnésio e silício	276	310	Liga de alumínio de uso geral. Boas propriedades mecânicas, fácil de soldar	Extrusões, peças forjadas para a indústria automóvel.
7075	Zinco e magnésio	483	538	Boa resistência mecânica, ductilidade e resistência à fadiga.	Componentes de aeronaves, componentes para a indústria automóvel.

Exemplos de componentes fabricados em ligas trabalhadas de alumínio são mostrados na Figura 10.8.



Figura 10.8. Exemplos de produtos fabricados em ligas de alumínio. Latas, liga 3004 **a)**, embalagens de alimentação, liga 1100 **b)** e estrutura de aeronave leve, liga 2024 **c)**.

10.2.2. Ligas vazadas de alumínio

As ligas vazadas de alumínio são otimizadas para uso em processos de fundição sob pressão (fundição injetada). Uma das vantagens mais significativas associadas à fundição sob pressão de alumínio é a possibilidade de criar peças leves e resistentes, com acabamentos superficiais muito detalhados e precisos. Estas ligas podem suportar temperaturas de funcionamento muito elevadas e garantem uma alta estabilidade dimensional, mesmo com paredes finas.

Cada liga vazada de alumínio é designada por um número de quatro dígitos com um ponto decimal que separa o terceiro e o quarto dígitos. O primeiro dígito indica o grupo da liga de acordo com o elemento de liga principal. O segundo e terceiro dígitos são números arbitrários dados para identificar uma liga específica na série. O número após o ponto decimal indica se a liga fornecida numa peça fundida (.0) ou em lingote (.1 ou .2). Por exemplo, a liga 430.0 é uma liga de alumínio-silício, enquanto a liga 518.0 é baseada em magnésio.

As ligas vazadas de alumínio são baseadas principalmente no sistema alumínio-silício (a liga 430.0 referida acima). A formulação desta liga não é feita em busca de um mecanismo de endurecimento, mas sim para explorar o relativamente baixo ponto eutético das ligas de alumínio. Uma vez que a temperatura eutética é a mais baixa temperatura de fusão possível para uma dada combinação de elementos de liga, o uso de uma liga no seu ponto eutético permite aumentar a colabilidade da liga, aumentando grandemente a capacidade de preencher vazios e ao mesmo tempo assegurando que o processo de fundição seja efetuado de uma forma económica e sustentável, com um consumo de energia mais reduzido. Na Figura 10.9., correspondente ao diagrama de equilíbrio de um liga alumínio-silício é perfeitamente visível o ponto eutético, para uma percentagem de 12,6 % de silício, com baixa temperatura de fusão.

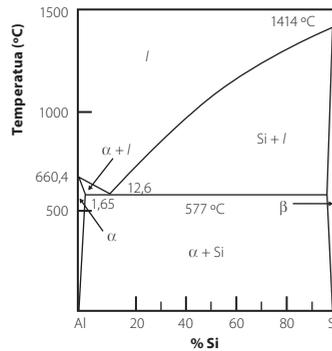


Figura 10.9. Diagrama de fases das ligas vazadas de alumínio - silício.

Propriedades e aplicações de ligas vazadas de alumínio

A Tabela 10.3. lista as características das ligas vazadas de alumínio e silício, indicando as características principais e exemplos de aplicações típicas.

Tabela 10.3. Propriedades mecânicas, características e aplicações de ligas vazadas de alumínio e silício.

Liga	Elemento de liga principal	Tensão de cedência (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Características principais	Exemplos de aplicações típicas
443.0	Silício	65	150	Baixa resistência mecânica. alta ductilidade, baixa temperatura de fusão, excelente resistência à corrosão, boa maquinabilidade.	Peças fundidas com geométrica intrincada. Elementos arquitetónicos. Peças náuticas. Componentes ornamentais.

Exemplos de componentes fabricados em ligas vazadas de alumínio são mostrados na Figura 10.10.

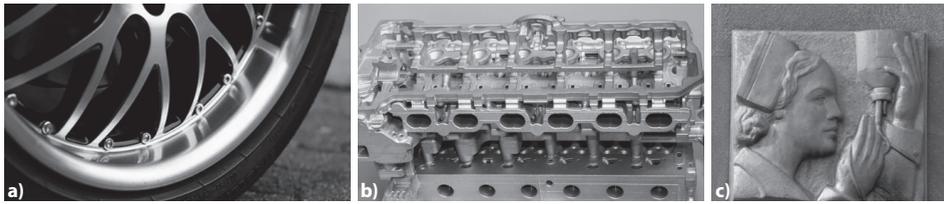


Figura 10.10. Componentes fabricados em ligas vazadas de alumínio. Jante de veículo automóvel **a)**, bloco de motor **b)** e peça decorativa **c)**.

10.3. COBRE

O cobre e as suas ligas têm uma longa história de utilização na civilização humana. Foi com o início do uso do cobre no período calcólico (3300 B.C.) que a humanidade começou a dispor das primeiras ferramentas metálicas que, embora limitadas no seu desempenho, ajudaram a atingir os primeiros excedentes agrícolas abrindo as portas para uma sociedade mais especializada. A esta era seguiu-se a idade do bronze, onde o uso desta liga mais resistente de cobre e estanho permitiu criar ferramentas e armas muito mais eficazes, permitindo uma rápida expansão às sociedades que foram capazes de dominar a sua produção.

No estado não ligado, o cobre é um metal macio e dúctil, características que lhe são conferidas pela sua estrutura do tipo CFC. Apresenta uma capacidade excepcional de conduzir corrente elétrica e calor. As principais características físicas do cobre são apresentadas na Tabela 10.4.

Tal como o alumínio, é muito resistente à exposição ambiental pois, no contacto com o oxigénio, gera na sua superfície um filme de óxido estável (Cu_2O). Em atmosferas húmidas, sob ação dos sulfuretos e do gás carbónico, o filme torna-se preto ou verde. Embora o cobre seja atacado pelos ácidos e os cloretos é extremamente resistente à água do mar. No entanto, quando usado em tubagens e condutas, o cobre pode ser danificado por cavitação, a qual é mais danosa quanto mais elevados forem os teores em O_2 e CO_2 dissolvidos na água e mais baixos os teores em Ca^{2+} e Mg^{2+} .

Tabela 10.4. Propriedades gerais do cobre.

Estrutura cristalina	CFC ($a = 0.3608 \text{ nm}$)
Massa volúmica (ρ) a 20 °C	8930 $\text{kg} \cdot \text{m}^3$
Ponto de fusão	1083 °C
Coefficiente de expansão térmica, α	$16,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (de 20 °C a 100 °C)
Capacidade térmica (C_p) a 20 °C	$385 \text{ W.m.}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Condutividade térmica (γ) a 20 °C	$385 \text{ W.m.}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Módulo de Young, E	125 GPa
Coefficiente de Poisson, ν	0,35

As principais ligas de cobre são o latão (cobre ligado com zinco) e o bronze (cobre ligado com estanho). Existem também outras ligas de cobre com características muito peculiares, das quais são o principal exemplo as ligas de memória de forma.

10.3.1. Latões

Os latões são ligas de cobre e zinco, em que o conteúdo de zinco pode variar entre 5 e 45%. São fundamentalmente ligas trabalhadas, facilmente estampadas, embutidos ou maquinadas, embora algumas variantes sejam também adequadas para uso em processos de fundição. Possuem uma cor que vai do rosado ao amarelo (dependente do teor de zinco), boa resistência à corrosão e respondem bem a tratamentos de superfície. Estas características levam a que os latões sejam muitas vezes utilizados para a produção de peças decorativas onde a componente estética é altamente valorizada. Podem ser fundidos, trabalhados a frio ou a quente, segundo a sua composição.

De forma geral, os diagramas de equilíbrio de cobre-X (em que X poderá ser zinco, estanho ou alumínio) apresentam todas soluções sólidas de três tipos, conforme mostrado na Tabela 10.5.

Tabela 10.5. Soluções sólidas de ligas de cobre.

Percentagem crescente de elemento de liga (%X) ↓	Solução sólida α	Estrutura CFC	Maleável	–
	Solução sólida α	Estrutura CCC	Maleável	CuZn Cu ₃ Sn Cu ₃ Al
	Solução sólida β	Estrutura cúbica (52 átomos por malha)	Muito frágil	Cu ₂ Zn Cu ₃ Sn Cu ₉ Al

O diagrama de equilíbrio cobre-zinco típico dos latões está representado na Figura 10.11.

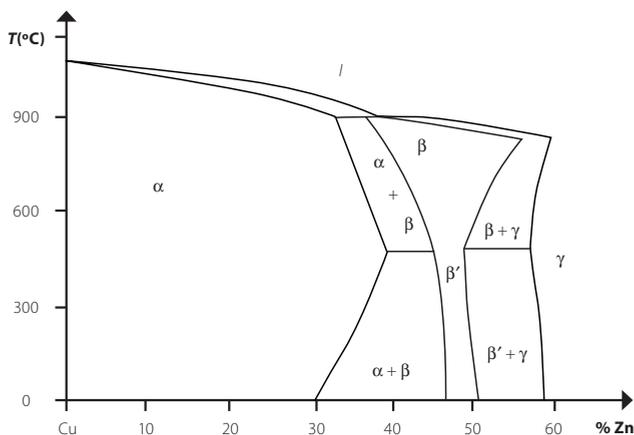


Figura 10.11. Diagrama de equilíbrio de ligas cobre-zinco.

Existem dois tipos principais de latões simples, dependendo das fases que incluem. Estes são os latões α (até 33% de Zinco) com estrutura do tipo CFC e os latões $\alpha + \beta$ (de 33 a 45% de zinco), de estrutura CCC. A fase β , desordenada, ocorre apenas a temperaturas elevadas,

transformando-se numa fase β ordenada à temperatura ambiente, sendo esta dura e frágil. Para grandes quantidades de zinco (mais de 50% surge uma solução sólida γ , extremamente frágil e sem uso prático.

Os latões α são muito maleáveis a quente e a frio, e as suas propriedades mecânicas aumentam com o teor em zinco e com o encruamento (vulgarmente conhecidos como latão de cartuchos). O latão α é usado de forma extensa na construção de instrumentos musicais de sopro (como trombones, tubas e trompetes). Nesta aplicação musical, a resistência mecânica é de menor importância, sendo preferencialmente exploradas as excelentes características acústicas e de resistência à corrosão dos latões.

Nos latões $\alpha + \beta$, as propriedades variam com a percentagem da fase β . Acima de 455°C, a fase β maleável permite aos latões $\alpha + \beta$ serem trabalhados, enquanto que abaixo desta temperatura o aumento da resistência mecânica é compensado por uma importante perda de ductilidade, o que resulta também numa melhor maquinabilidade. No geral, estes materiais apresentam uma resistência mecânica muito apreciável, conferida por um mecanismo de endurecimento por aparecimento de uma segunda fase (a fase β).

O exemplo mais conhecido de latão $\alpha + \beta$ é o metal de Muntz, com cerca de 60% de cobre, 40% de zinco e quantidades residuais de ferro. O seu nome refere-se a George Fredrick Muntz, um produtor de metais de Birmingham, Inglaterra, que desenvolveu e comercializou esta liga, tendo-a patenteado em 1832. Foi originalmente usado para revestir o casco de barcos, como uma alternativa mais económica ao revestimento de cobre puro, mas sem detrimento das características anti-incrustantes. Foi descoberto que algum do cobre presente no latão de Muntz era absorvido pelos organismos marinhos fixados no casco de navio e, devido à sua toxicidade, causava a sua morte. Este material também encontrou ampla aplicação em motores movidos a vapor, sendo usado nas tubagens de comboios a vapor.

Existe um outro tipo de latão, chamado de latão ao chumbo, em que uma pequena quantidade de chumbo (tipicamente 3%) é adicionada à liga de cobre e zinco. Este material apresenta uma maquinabilidade extremamente elevada, uma vez que o chumbo não é solúvel nesta liga e forma glóbulos muito macios que provocam a fragmentação das aparas e diminuem o atrito da ferramenta durante o processo de maquinagem. Estas ligas são fundamentalmente usadas em varões de grandes dimensões (facilmente torneados), processos de estampagem e de conformação a frio.

A Tabela 10.6. lista alguns das características chave dos principais tipos de latões, descrevendo as principais aplicações em que são implementados.

Tabela 10.6. Características de alguns tipos de latões.

Nome da liga	Composição (% mássica dos elementos de liga)	Estado estrutural	Resistência à tração (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura %)	Aplicações
Ligas trabalhadas						
Cobre eletrolítico	0,04 O	Recozido	220	69	45	Fio eléctrico, rebites, juntas, painéis, pregos, telhados
Latão de cartuchos	30 Zn	Recozido	300	75	68	Núcleos de radiador de automóveis, componentes de munições, dispositivos eléctricos de lâmpadas, rodapés
		Encruado a frio (H04 duro)	525	425	8	
Latão de Muntz	40 Zn	Recozido	370	145	45	Parafusos e porcas, varas de brasagem, placas de condensador, tubos de permutadores de calor, peças forjadas a quente
		Encruado a frio	485	345	10	
		Encruado a frio (H02 duro)	515	485	15	
Ligas vazadas						
Latão ao chumbo	29 Zn, 3 Pb, 1 Sn	Bruto de vazamento	234	83	35	Ferragens de móveis, componentes de radiadores, componentes de ópticas, braçadeiras de bateria

Alguns exemplos clássicos de componentes fabricados em latões são mostrados na Figura 10.12.

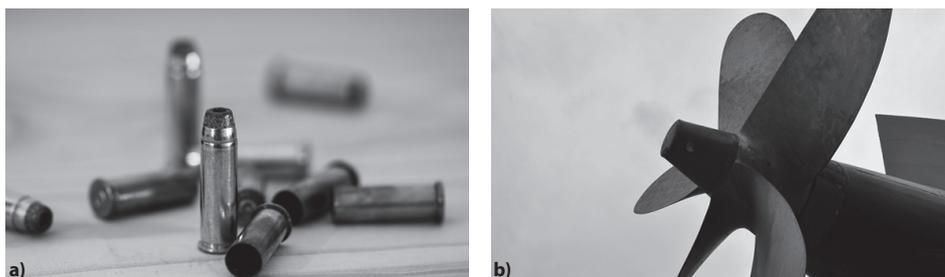


Figura 10.12. Exemplos de componentes fabricados em latões. Cartuchos de munições **a)** e hélice de navios **b).**

10.3.2. BRONZES

Os bronzes são ligas de cobre e de estanho em que a percentagem de estanho varia, tipicamente, entre 3 e 20 %. São sobretudo utilizados para fundição, embora algumas ligas com teor em estanho inferior a 10 % possam ser trabalhadas. O bronze é um material com relevância histórica muito importante, sendo bem conhecida a chamada Idade do Bronze (3.300 – 700 A.C). Foi neste período que ocorreu o desenvolvimento desta liga metálica e que originou grandes avanços tecnológicos no fabrico de utensílios agrícolas, armas e outras ferramentas essenciais para o estabelecimento da civilização moderna.

De forma similar ao que foi descrito para os latões, os bronzes simples dividem-se em bronzes α e bronzes $\alpha + \delta$. 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. Os bronzes $\alpha + \delta$ são usados fundamentalmente para fundição, apresentando propriedades muito dependentes da percentagem de fase δ presente no metal.

Note-se que existem algumas aplicações específicas em que são utilizados bronzes com quantidades de estanho acima dos 20 %. Um desses casos é o bronze usado na construção de sinos (20 a 25 % de estanho), nos quais a maior quantidade de estanho fomenta o aparecimento da fase δ , muito mais dura, que confere uma melhor sonoridade ao instrumento. Também o bronze usado na construção de espelhos (um achado arqueológico muito comum que é anterior à criação de espelhos de vidro) apresenta um conteúdo de estanho muito elevado, podendo chegar aos 35 %. Neste caso a maior dureza da fase δ é explorada para aumentar a durabilidade da superfície.

O diagrama de equilíbrio típico de ligas de bronze é apresentado na Figura 10.13.

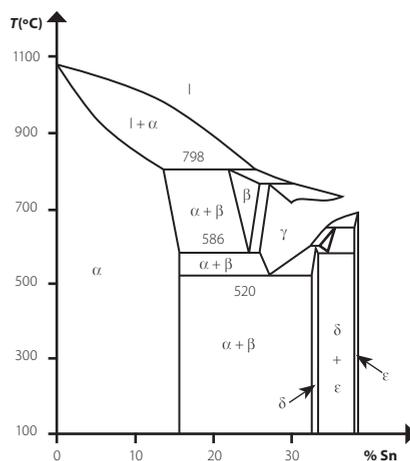


Figura 10.13. Diagrama de equilíbrio de ligas cobre-estanho.

Uma característica fundamental dos bronzes $\alpha + \delta$ é o facto de terem características anti-fricção. Isto deve-se à diferente dureza das duas fases. Quando as superfícies de bronzes sofrem fricção, a fase δ , mais dura, não se desgasta facilmente, enquanto a fase α , mais macia sofre abrasão com muito mais facilidade. A superfície resultante consiste numa rede de pontos de suporte de carga, constituídos pela fase dura δ , ladeados por pequenas cavidades escavadas na fase α . Estas zonas desgastadas servem como reservatórios de óleo, que permitem lubrificar de forma muito eficaz a superfície, Figura 10.14. Esta característica dos bronzes pode ser potenciada com recurso ao chumbo como elemento de liga, que devido à sua natureza muito macia permite um ainda maior desgaste da fase α , aumentando a dimensão dos reservatórios de óleo. É devido a esta característica que os bronzes são usados extensivamente em elementos de construção mecânica, como engrenagens e chumaceiras.



Figura 10.14. Processo de criação de reservatórios de óleo em bronzes $\alpha + \delta$.

Um exemplo de uma chumaceira de bronze é mostrado na Figura 10.15.



Figura 10.15. Chumaceira com manga em bronze para redução do atrito durante o funcionamento.

Existem também os chamados bronzes fosforosos, típicos das ligas trabalhadas. São ligas com resistência mecânica relativamente elevada onde o fósforo fomenta o aparecimento do composto Cu_3P , que é duro e frágil. A resistência elevada à tração é resultado de um processo de endurecimento por ação desta fase, embora seja acompanhada de um decréscimo importante na ductilidade.

Um sumário dos tipos de bronzes mais comuns é apresentado na Tabela 10.7.

Tabela 10.7. Características de ligas de bronze.

Nome da liga	Composição (% mássica dos elementos de liga)	Estado estrutural	Resistência à tração (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura %)	Aplicações
Ligas trabalhadas						
Bronze fosforoso	5 Sn, 0,2 P	Recozido	325	130	64	Foles, discos de embraiagem, diafragmas, fusíveis, clips, molas
		Encruado a frio (H04 duro)	560	515	10	
		Encruado a frio (H02 duro)	515	485	15	
Ligas vazadas						
Bronze ao chumbo	10 Sn, 2 Zn	Bruto de vazamento	310	152	25	Rolamentos, buchas, anéis de pistão, componentes de máquinas a vapor, engrenagens

10.3.3. LIGAS DE MEMÓRIA DE FORMA

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 embora, em rigor, estes materiais não sejam verdadeiramente ligas, mas sim compostos intermetálicos. 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 complicada, do tipo martensítico.

Esta transição da fase martensítica para austenítica ocorre apenas em função da temperatura e da tensão aplicada ao material. Ao contrário da maioria das mudanças de fase não há difusão envolvida e como tal o processo não depende do tempo. Na maioria das transformações cristalinas, os átomos são forçados a movimentar-se no material por difusão, o que resulta em alterações locais da composição química, mesmo que o material seja uniforme em constituição. Mas numa transformação reversível não existe difusão de átomos.

Estes alteram sua forma cristalina simultaneamente por todo o material, o que resulta em importantes alterações geométricas.

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, retornando sempre a sua forma original quando forçado a regressar ao domínio austenítico. Neste caso, o arrefecimento a partir de altas temperaturas não causa uma alteração macroscópica da forma, sendo necessária uma nova deformação para alterar a forma estabelecida a baixa temperatura.

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. O material pode ser educado com um processo termomecânico para apresentar uma forma específica a altas temperaturas (domínio da austenite) e uma outra a baixas temperaturas (domínio martensítico). Estas alterações geométricas, desencadeadas pela temperatura, podem ser teoricamente repetidas um número infinito de vezes.

A diferença entre processos de simples efeito e reversíveis é mostrada de forma esquemática na Figura 10.16.

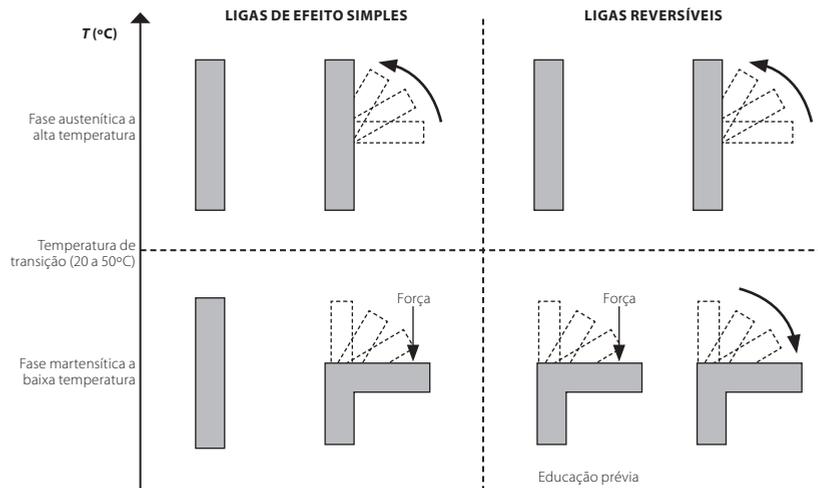


Figura 10.16. Processo de transição de um material de memória de forma.

Estas ligas são utilizadas em diversas aplicações onde a característica de memória de forma pode ser explorada para simplificar o projeto mecânico. Por exemplo, é possível desenhar sistemas de desdobramento de antenas sem peças móveis ou criar atuadores mecânicos que respondem às condições térmicas. Este tipo de componentes encontra-se com regularidade em satélites e outros veículos espaciais, representando soluções compactas e de baixo peso (Figura 10.17.).



Figura 10.17. Exemplo de painel solar extensível com recurso a uma estrutura em liga de memória de forma.

10.4. MAGNÉSIO

O magnésio é um metal relativamente leve, apresentando elevada rigidez e resistência específicas. No entanto, as suas ligas são normalmente pouco dúcteis, fruto da sua estrutura hexagonal compacta. É altamente reativo com o oxigénio e, como tal, apresenta dificuldades em operar em ambientes corrosivos, requerendo quase sempre o uso de revestimentos protetores.

Este material é também um bom condutor elétrico e térmico, podendo substituir o cobre ou o alumínio nalgumas aplicações eletrónicas. As ligas de magnésio são facilmente maquináveis, mas este processo pode dar origem a problemas de segurança uma vez que as aparas de magnésio são altamente reativas, existindo perigo de combustão. Desta forma, uma boa parte dos componentes de magnésio são produzidos por processos de fundição.

As principais características do magnésio são resumidas na Tabela 10.8.

Tabela 10.8. Características gerais do magnésio.

Estrutura cristalina	HC ($a = 0,3202 \text{ nm}$, $c = 0,5199 \text{ nm}$)
Massa volúmica (ρ) a 20 °C	1740 $\text{kg} \cdot \text{m}^3$
Ponto de fusão	650 °C
Coefficiente de expansão térmica, α	$26 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (de 20 °C a 300 °C)
Capacidade térmica (C_p) a 20 °C	1030 $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Condutividade térmica (γ) a 20 °C	146 $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Módulo de Young, E	47000 MPa
Coefficiente de Poisson, ν	0,33

10.4.1. LIGAS DE MAGNÉSIO

Como é o caso para as ligas de alumínio, pode-se fazer a distinção entre ligas trabalhadas de magnésio (destinadas à conformação plástica e maquinagem) e ligas destinadas à implementação em processos de fundição. As ligas trabalhadas apresentam uma resistência à tração entre 260 e 350 MPa, sendo que os valores mais elevados de resistência são atingidos com material já previamente encruado ou sujeito a um envelhecimento artificial.

As ligas para fundição apresentam resistências significativamente inferiores (< 230 MPa), pois não apresentam qualquer tipo de tratamento ou processamento que lhes aumente a resistência. Note-se também que estas formulações são muito menos dúcteis que as versões trabalhadas, com uma extensão após rotura máxima de 6 %, que representa menos de metade do máximo atingido nas ligas trabalhadas (15 %).

As ligas de magnésio encontram-se habitualmente em serviço na indústria automóvel, por exemplo na construção de suportes para travões e embraiagem e caixas de transmissão, e na indústria aeroespacial, no fabrico de componentes estruturais, rodas de trens de aterragem e componentes de rotores de helicóptero (Figura 10.18.).

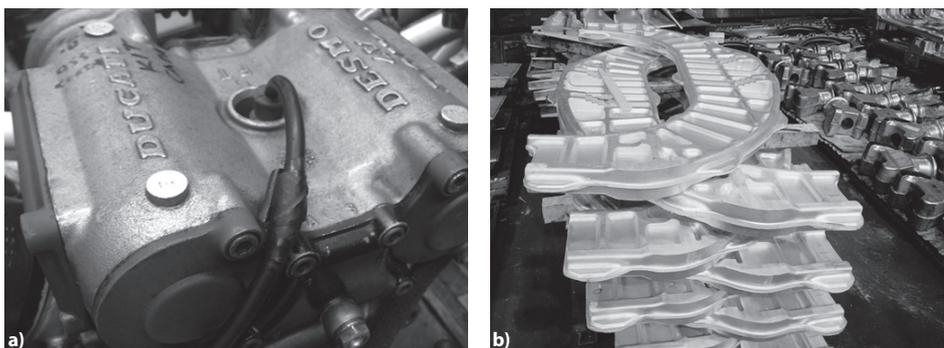


Figura 10.18. Exemplo de componentes fabricados em ligas de magnésio. Componente de motor de motociclo **a)**, componente forjado de fuselagem de aeronave militar **b)**.

Na Tabela 10.9. encontram-se as características das principais ligas de magnésio, com a devida distinção entre as ligas trabalhadas e as ligas vazadas.

Tabela 10.9. Características de algumas ligas de magnésio.

Norma ASTM	Composição (% mássica dos elementos de liga)	Estado estrutural	Resistência à tração (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura %)	Aplicações
Ligas trabalhadas						
AZ31B	3.0 Al, 1.0 Zn, 0.2 Mn	Bruto de extrusão	262	200	15	Estruturas e tubos, proteção catódica
HK31A	3.0 Th, 0.6 Zr	Encruado e parcialmente recozido	255	200	9	Elevada resistência até 315 °C
ZK60A	5.5 Zn, 0.45 Zr	Envelhecido artificialmente	350	285	11	Peças forjadas de elevada resistência para aeronaves
Ligas vazadas						
AZ91D	9.0 Al, 0.15 Mn, 0.7 Zn	Bruto de vazamento	230	150	3	Peças fundidas para automóveis, bagagem, e dispositivos eletrônicos
AM60A	6.0 Al, 0.13 Mn	Bruto de vazamento	220	130	6	Volantes de automóvel
AS41A	4.3 Al, 1.0 Si, 0.35 Mn	Bruto de vazamento	210	140	6	Peças vazadas exigindo boa resistência à fluência

10.5. TITÂNIO

O titânio é um metal com características muito interessantes para uso em construção mecânica, uma vez que apresenta uma densidade relativamente baixa (entre a do alumínio e a do aço) mas uma resistência próxima da do aço. No entanto, é um material caro e as suas operações de processamento são por norma difíceis. Desta forma, o titânio encontra-se posicionado como um material com elevada resistência específica para aplicações tecnológicas de ponta, encontrando uso extenso na indústria aeronáutica e aeroespacial. Adicionalmente, é um material quimicamente muito estável a elevadas temperaturas e a solicitações de fluência, pelo que a utilização de titânio e suas ligas aparece muitas vezes ligada a aplicações estruturais com temperaturas extremas.

O titânio é um material que oxida com muita facilidade, mas a sua resistência à corrosão é superior à dos aços inoxidáveis. Isto deve-se ao facto de se gerar à sua superfície uma camada passiva, constituída por diferentes tipos de óxidos. Este processo de passivação pode ser fomentado e acelerado com recurso à anodização.

A Tabela 10.10. resume algumas das mais importantes características deste metal.

Tabela 10.10. Características gerais do titânio.

Estrutura cristalina	T < 882 °C: HC (a = 0,295 nm, c = 0,468 nm) 882 °C < T < 1670 °C: CCC (a = 0,332 nm a 900°C)
Massa volúmica (ρ) a 20 °C	4510 kg · m ³
Ponto de fusão	1670°C
Coefficiente de expansão térmica, α	8,5 · 10 ⁻⁶ K ⁻¹ (de 20°C)
Capacidade térmica (C_p) a 20 °C	520 J · kg ⁻¹ · K ⁻¹
Condutividade térmica (γ) a 20 °C	18 W.m ⁻¹ · K ⁻¹
Módulo de Young, E	110000 MPa
Coefficiente de Poisson, ν	0,33

10.5.1. LIGAS DE TITÂNIO

As diferentes ligas de titânio são definidas pelas fases α e β deste metal. No titânio puro a fase α é estável abaixo dos 882 °C e a fase β acima dos 882 °C. Na sua fase β , o titânio é mais dúctil e na fase α é mais resistente, mas menos dúctil. Isto verifica-se devido ao maior número de planos de deslizamento na estrutura cúbica de face centrada da fase β , em comparação com a estrutura hexagonal compacta da fase α . As ligas quase α contêm uma pequena quantidade de fase β que, como referido acima, é a fase mais dúctil. Além dos estabilizadores que promovem a primazia da fase α , as ligas quase α são ligadas com 1 a 2% de estabilizadores de fase β , tais como molibdénio, silício ou vanádio.

As ligas α - β , geralmente, incluem alguma combinação de estabilizadores α e β e podem ser tratadas termicamente. Estas ligas apresentam grande importância comercial, sendo a liga Ti-6Al-4V responsável por mais de metade das vendas mundiais de ligas de titânio. A microestrutura do Ti-6Al-4V processado convencionalmente varia drasticamente dependendo do processamento térmico empregue. A microestrutura do Ti-6Al-4V fundido contém lamelas de fase α , enquanto que o estado recozido origina grãos de forma regular, constituídos por lamelas grosseiras de fase α . A liga Ti-6Al-4V apresenta elevada resistência mecânica e é mais fácil de conformar do que as ligas α , o que a torna especialmente atrativa para a construção de componentes forjados que irão operar a altas temperaturas, tais como as pás de turbinas de motores a jato.

As ligas do tipo β e as próximas de β contêm materiais estabilizadores (tais como molibdénio, silício e vanádio) para lhes permitir manter a fase β durante o processo de têmpera, o que lhes permite serem tratadas e envelhecidas para melhorar a resistência. As ligas do tipo β são utilizadas em aplicações mecanicamente exigentes, tais como estruturas e motores de aeronaves e implantes ortopédicos e ortodônticos. A sua alta resistência, e especialmente boa resistência específica, a sua resistência à corrosão, excelente biocompatibilidade e facilidade de processamento proporcionam vantagens significativas em comparação com outras ligas para construção mecânica.

Alguns importantes exemplos de componentes e estruturas fabricadas em ligas de titânio são mostrados na Figura 10.19.



Figura 10.19. Exemplos de componentes fabricados em ligas de titânio. Turbina de turbocompressor **a)**, fuselagem de aeronave supersônica **b)**, implante médico **c)**.

A Tabela 10.11. resume as características e principais aplicações das ligas de titânio acima descritas

Tabela 10.11. Características das principais ligas de titânio.

Tipo de liga	Nome comum	Composição (% mássica dos elementos de liga)	Estado estrutural	Resistência à tração (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura %)	Aplicações
α	Ti-5Al-2.5 Sn	5 Al, 2,5 Sn	Recozido	826	784	16	Carcaças de turbinas a gás, equipamentos para processamento químico resistentes até 480 °C
Quase α	Ti-8Al-1Mo-1V	8 Al, 1 Mo, 1 V	Recozido (duplex)	950	890	10	Peças forjadas para componentes de motores a jato (discos compressores e placas)
$\alpha - \beta$	Ti-6Al-4V	6 Al, 4 V	Recozido	947	877	14	Próteses de alta resistência, equipamentos de processamento químico, componentes estruturais de aeronaves
$\alpha - \beta$	Ti-6Al-6V-2Sn	6 Al, 2 Sn, 6 V, 0,75 Cu	Recozido	1050	985	14	Carcaça de motor de foguete, estruturas aeronáuticas de alta resistência
β	Ti-10V-2Fe-3Al	10 V, 2 Fe, 3 Al	Endurecido por precipitação estrutural	1223	1150	10	Melhor combinação de resistência e tenacidade, componentes aeronáuticos de alta resistência desde a superfície até ao núcleo

10.6. NÍQUEL

O níquel puro é um material com boa resistência mecânica e tenacidade elevada. No entanto, as suas aplicações principais são sobretudo ligadas às suas excepcionais propriedades de resistência à corrosão e a sua baixa suscetibilidade à fluência quando carregado a altas temperaturas.

O níquel é estável quando sujeito a meios redutores ou moderadamente oxidantes, sendo esta resistência conferida por uma camada superficial compacta, constituída por óxidos e hidróxidos, que se forma rapidamente sobre uma superfície de níquel puro exposta à atmosfera. A resistência do níquel à fluência a temperaturas elevadas é extremamente alta, atingindo um valor máximo para temperaturas próximas dos 150°C. Esta alta resistência à fluência é essencialmente atribuída a uma combinação de processos de encruamento e de endurecimento por precipitação que ocorrem quando o material é solicitado de forma contínua a altas temperaturas.

As principais características do níquel são retratadas na Tabela 10.12.

Tabela 10.12. Características gerais do níquel.

Estrutura cristalina	CFC $a = 0,3520 \text{ nm}$
Massa volúmica (ρ) a 20 °C	8890 kg, m ³
Ponto de fusão	1440°C
Coefficiente de expansão térmica, α	13,3, 10 ⁻⁶ K ⁻¹ (de 20°C a 100 °C.)
Capacidade térmica (C_p) a 20 °C	456 J, kg ⁻¹ , K ⁻¹
Condutividade térmica (γ) a 20 °C	74 W, m ⁻¹ , K ⁻¹
Módulo de Young, E	200.000 MPa
Coefficiente de Poisson, ν	0,31

10.6.1. LIGAS DE NÍQUEL

As ligas de níquel são praticamente todas monofásicas (CFC). São encontradas em aplicações muito específicas, como tubagens e reatores para a indústria química, componentes de motores de combustão externa, turbinas de gás e no fabrico de outros componentes que estão expostos a gases com temperaturas elevadas, explorando a excelente resistência à fluência e elevada resistência à corrosão. As ligas de níquel mais conhecidas são as ligas do tipo Monel e Inconel, desenvolvidas na primeira metade do século XX para a produção de componentes altamente resistentes à corrosão e a temperaturas elevadas. Muitas destas ligas de níquel incluem também mecanismos de endurecimento estrutural que lhes permite atingir valores de resistência mecânica elevados dentro de um gama de temperaturas muito ampla. Estas ligas são vulgarmente chamadas de superligas de níquel e são usadas em aplicações extremas como por exemplo as encontradas na indústria aeroespacial. Alguns exemplos de estruturas fabricadas com recurso a ligas de níquel são mostrados na Figura 10.20.

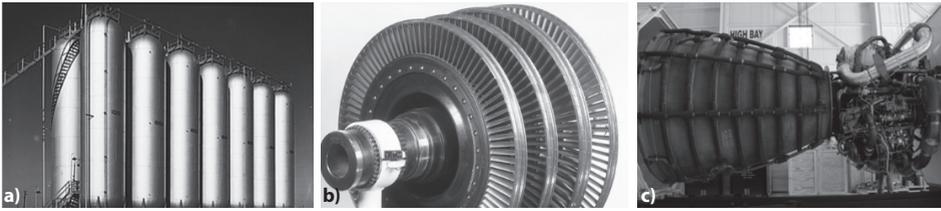


Figura 10.20. Componentes e estruturas fabricados em ligas de níquel. Tanque e reatores para a indústria química **a)**. Turbinas de alta pressão para a motores a reação **b)**. Câmaras de combustão para motores de foguete **c)**.

10.6.1.1. Monel

A referência Monel refere-se a um grupo de ligas cuja composição contém níquel (entre 52 a 67%) e cobre, sendo por vezes também ligado com pequenas quantidades de alumínio, ferro, manganês, carbono e silício. As ligas Monel são frequentemente encontradas em instalações e reatores químicos devido à sua forte resistência à corrosão, embora que a descoberta dos aços inoxidáveis tenha reduzido bastante a sua utilização. Atualmente, entre os produtos construídos com Monel incluem-se permutadores de calor, sistemas de tubagens, tanques de combustível e coberturas. Um dos principais defeitos destas ligas é a sua muito baixa maquinabilidade, uma vez que sofrem um encruamento muito significativo, que dificulta o processo de corte. A liga Monel 400 é muito utilizada em sistemas de transporte e bombeamento de vapor, de água doce ou de água do mar. As suas características mecânicas podem ser aumentadas por precipitação estrutural, por adição de alumínio (2,7 %) e de titânio (0,6 %), resultando na liga Monel K500, cuja resistência à tração ultrapassa até os 1000 MPa.

10.6.1.2. Inconel

As ligas Inconel são ligas de níquel e cromo. Estas ligas apresentam um desempenho mecânico muito elevado a temperaturas extremas e elevada resistência à corrosão e à oxidação, o que as torna adequadas para um conjunto de aplicações muito específicas e em ambientes severos. Quando é exposto ao calor, o Inconel forma uma camada para proteger a superfície contra o calor e outros danos. A sua resistência a altas temperaturas ocorre graças ao reforço da solução sólida ou ao reforço da precipitação. As ligas Inconel são muito utilizadas em tubagens para extração de petróleo e gás, onde devem resistir a temperaturas muito elevadas e a substâncias voláteis e corrosivas. Diferentes ligas refratárias desta família foram desenvolvidas para este tipo de aplicação, sendo um exemplo em particular a liga Inconel 600, que não é suscetível a mecanismos de endurecimento e como tal é orientada para aplicações que não exigem resistência mecânica. As ligas de níquel e cromo são também amplamente utilizadas na indústria aeroespacial, por exemplo na construção de câmaras de combustão para motores de reação onde estas ligas são sujeitas a condições extremas de temperatura e carga. A liga Inconel 718 é um bom exemplo de um liga adequada para estas aplicações, pois é também endurecida com recurso a precipitação estrutural, sendo considerada uma liga super-refratária que combina excelente resistência térmica com elevada resistência mecânica.

10.6.1.3. Outras superligas de níquel

Existem diversas outras superligas refratárias que foram desenvolvidas para suportar as cargas e temperaturas extremas encontradas em turbinas a gás. A maior parte destas ligas consistem em aproximadamente 50 a 60 % de níquel, 15 a 20 % de crómio e 15 a 20 % de cobalto. Pequenas quantidades de alumínio (0,5 a 4 %) e titânio (1 a 4 %) são adicionadas para permitir um endurecimento por precipitação estrutural. Estas superligas consistem geralmente numa matriz de austenite, em precipitados de Ni₃Al ou Ni₃Ti e em carbonetos (devido à adição de 0,01 a 0,04 % de carbono). Os precipitados permitem fomentar a resistência a alta temperatura enquanto os carbonetos estabilizam as juntas de grão. De forma a aumentar ainda mais a resistência à temperatura, mais recentemente foram desenvolvidas ligas de níquel que permitem a construção de componentes com os grãos altamente orientados, com um desempenho ideal para uso em pás de turbinas de gás, como por exemplo a liga MARM200-Hf. Atualmente existem também ligas monocristalinas à base de níquel e rénio, capazes de operar a temperaturas que podem atingir os 1163 °C (ligas CMSX). Embora a existência de fronteiras de grão bem definidas possa ter um efeito positivo na resistência a baixas temperaturas, estas fronteiras são indesejáveis a altas temperaturas, pois reduzem a resistência à fluência. Estas ligas podem ser moldadas recorrendo a processos de fundição por cera perdida (*investment casting*) ou recorrendo a processo de fabrico aditivo com recurso a feixes de elétrons para fundir o metal.

Um resumo das características e principais aplicações de algumas ligas de níquel é apresentado na Tabela 10.13.

Tabela 10.13. Características de algumas ligas de níquel.

Nome da liga	Composição (% mássica dos elementos de liga)	Estado estrutural	Resistência à tração (MPa)	Resistência à deformação plástica (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura %)	Aplicações
Monel 400	32 Cu	Recozido	552	262	45	Processamento de químicos e alimentos, componentes elétricos
Monel K500	30 Cu, 2,7 Al, 0,6 Ti	Endurecido por precipitação	1035	759	25	Processamento de químicos e óleos, serviços navais
Inconel 718	18 Cr, 5 Nb, 5 Fe, 5 Mo, 0,9 Ti, 0,5 Al	Endurecido por precipitação	1240	1136	12	Válvulas, bombas, molas, colares de perfuração de poços de petróleo
MARM 200-Hf	9 Cr, 10 Co, 12,5 W, 1 Nb, 5 Al, 2 Ti, 2 Hf	Endurecido por precipitação	1035	825		Pás de turbinas a gás para alta temperatura

10.7.ZINCO

O zinco é um material muito versátil que é aplicado em diversos componentes de engenharia. Em muitos casos é utilizado apenas como um elemento de liga, como é o caso dos latões. Noutros casos, aparece como um material de revestimento, onde a sua elevada resistência de corrosão face aos elementos atmosféricos e água é explorada. Esta elevada resistência à corrosão do zinco deve-se ao óxido protetor muito estável que rapidamente se forma quando em contacto com a atmosfera. Materiais zincados podem ser encontrados em coberturas de edifícios e em proteções de carroçarias de veículos e de fios. Dois exemplos de aplicações típicas de zinco e suas ligas são mostrados na Figura 10.21.

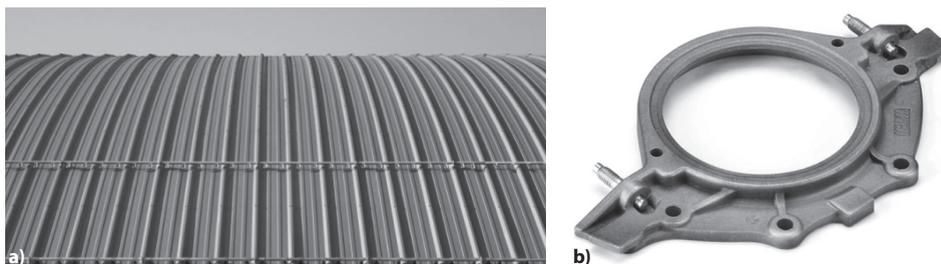


Figura 10.21. Aplicações de zinco e suas ligas. Revestimentos para edifícios **a)**, componentes por fundição injetada **b)**.

Ao processo de revestimento de um metal com uma camada protetora de zinco chama-se de galvanização, onde um potencial elétrico é usado para promover a deposição do zinco na superfície a proteger. As propriedades mecânicas do zinco e das suas ligas decrescem significativamente partir de 100 °C, dado que este metal é extremamente suscetível à fluência.

As principais características do zinco são resumidas na Tabela 10.14.

Tabela 10.14. Principais características do zinco.

Estrutura cristalina	HC $a = 0,2665 \text{ nm}$ $c = 0,4947 \text{ nm}$
Massa volúmica (ρ) a 20 °C	7100 $\text{kg} \cdot \text{m}^3$
Ponto de fusão	418°C
Coefficiente de expansão térmica, α	$29 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (20°C).
Capacidade térmica (C_p) a 20 °C	$382 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Condutividade térmica (γ) a 20 °C	$113 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Módulo de Young, E	93000 MPa
Coefficiente de Poisson, ν	0,33

As ligas de zinco são pouco utilizadas em processos de conformação plástica, uma vez que são muito pouco dúcteis e o seu encruamento rapidamente desaparece à temperatura ambiente devido a um fenómeno de recristalização. Neste processo, os grãos deformados por conformação plástica são substituídos por um novo conjunto de grãos uniformemente distribuídos que crescem até que os grãos originais tenham sido inteiramente

consumidos. Ao eliminar o efeito do encruamento, a recristalização reduz a resistência e dureza do material e causa um aumento da sua ductilidade. Na prática, a liga de zinco tem um uso mais extenso em componentes fabricados por fundição injetada, onde se toma partido do seu baixo ponto eutético e da reduzida temperatura de fusão para facilitar o processamento. Neste caso, as ligas de alumínio e zinco são as mais utilizadas, permitindo atingir um ponto eutético abaixo dos 400°C.

10.7.1. LIGAS DE ZINCO

10.7.1.1. Zamak

As ligas de zinco mais habitualmente utilizadas são as ligas do tipo Zamak, uma família de ligas que combina o zinco, o alumínio e o cobre. O diagrama de equilíbrio das ligas de cobre é apresentado na Figura 10.22., onde é notório um ponto eutético muito baixo conseguido com baixas percentagens de alumínio (5,1% de alumínio a 382 °C). Existe também um ponto monotectóide para 22% de alumínio a uma temperatura de 275 °C, a qual tem importante influência na estabilidade dimensional. Este diagrama mostra também a existência solução sólida α de alumínio no zinco que é praticamente inexistente (0,05 %) à temperatura ambiente.

Estas ligas, usadas exclusivamente para fundição injetada, apresentam um custo de processamento muito baixo, uma vez que operações de maquinagem, torneamento ou polimento de uma peça fundida em Zamak são mais económicas do que seriam, por exemplo, numa peça feita de latão. Adicionalmente, os moldes para a fundição injetada de Zamak são mais duradouros do que os usados para injetar alumínio. Graças à sua simplicidade de utilização, e à baixa temperatura de fusão, as ligas de Zamak são cada vez mais frequentemente utilizadas, em detrimento de outras ligas, em várias áreas de aplicação como ferragens, componentes mecânicos, componentes para automóveis, componentes para eletrodomésticos e puxadores para portas e janelas, entre muitas outras.

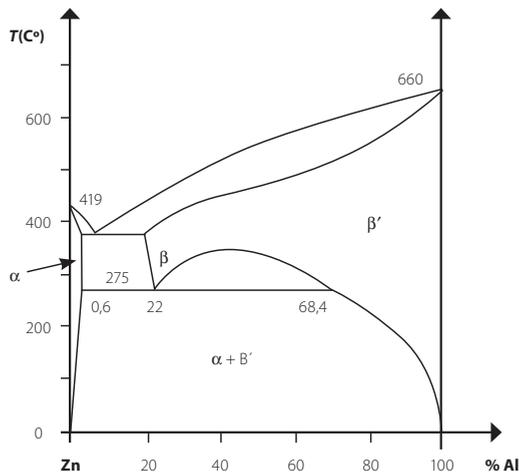


Figura 10.22. Diagrama de equilíbrio das ligas de zinco e alumínio.

10.7.1.2. Kayem

As ligas Kayem, de zinco, alumínio, cobre e magnésio representam uma alternativa às ligas do tipo Zamak. Uma das principais utilizações desta liga é na fundição por gravidade de moldes e ferramentas associadas para a indústria de injeção de plásticos. É uma liga fácil de fundir, permitindo obter produtos muito próximos da forma acabada que podem ser refundidas e reutilizadas após o fim de vida. A baixa temperatura de vazamento exigida por estas ligas obter peças de fundição injetada com precisão dimensional muito elevada. Note-se também que a evolução dimensional associada à transformação monotectoide já anteriormente referida é limitada no tempo, tipicamente terminando ao fim de algumas semanas à temperatura ambiente ou apenas algumas horas para temperaturas de 100 °C.

10.7.1.3. ILZRO

As ligas ILZRO, desenvolvidas pela International Lead Zinc Research Organisation, são ligas de zinco com um elevado teor de alumínio (11 a 13%) e que incluem também cobre e magnésio. O seu desempenho mecânico é similar ao das ligas Zamak, mas apresentam uma grande insensibilidade às taxas de arrefecimento, o que lhe permite serem fundidas por gravidade em diversos tipos de moldes sem qualquer perda de propriedades. Em particular, são especialmente adequadas para uso em moldes de areia, permitindo a realização de protótipos ou de pequenas séries de produção sem os custos associados aos moldes metálicos necessários para outras ligas de zinco.

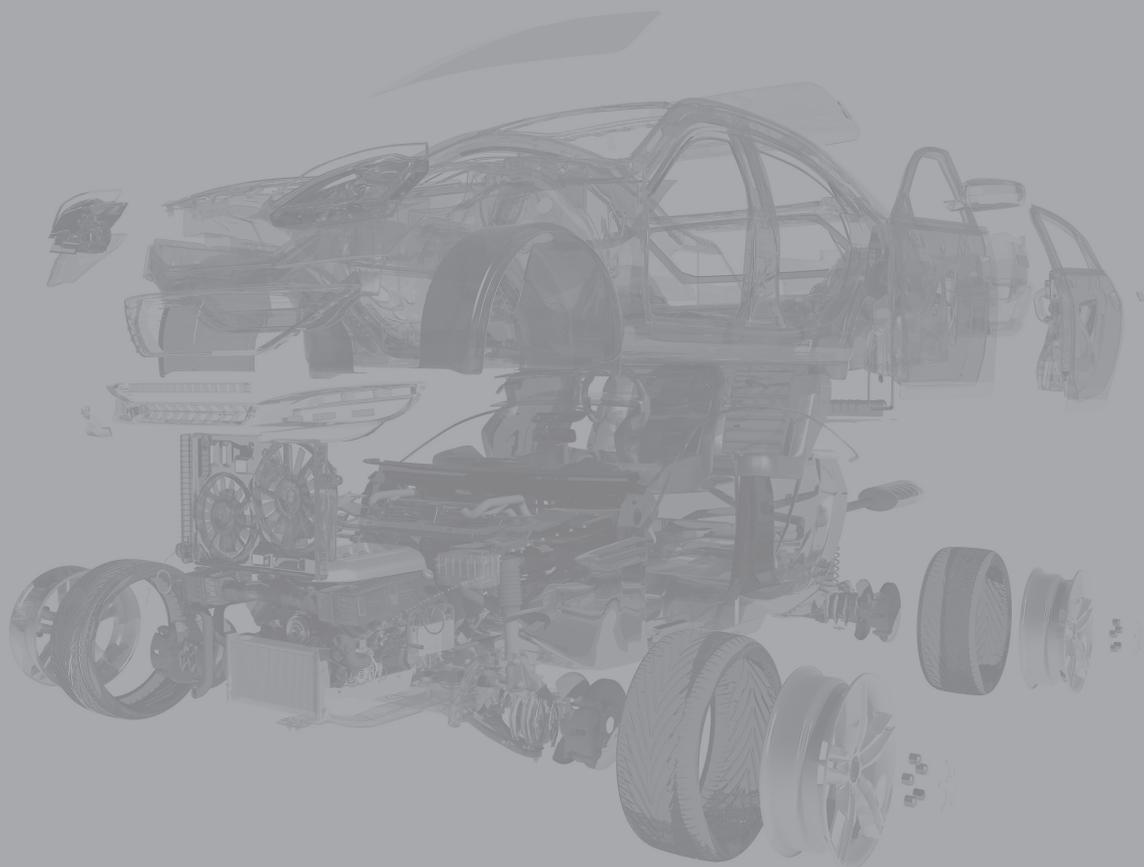
A Tabela 10.15. sumariza as características e principais aplicações de algumas ligas de zinco usadas fundamentalmente para processos de vazamento e fundição injetada.

Tabela 10.15. Características de algumas ligas de zinco.

Nome comum	Composição (% mássica dos elementos de liga)	Resistência à tração (MPa)	Ductilidade (extensão após rotura %)	Aplicações
Zamak 3	3,9-4,3 Al, 0-0,1 Cu, 0,03-0,6 Mg	280	5	Peças de grande precisão por fundição sob pressão
Zamak 5	3,9-4,3 Al, 0,75-1,25 Cu, 0,03-0,06 Mg	340	4	
Kayem	3,9-4,3 Al, 2,75-3,25 Cu, 0,03-0,06 Mg	230	1-2	Ferramentas complexas para a indústria das matérias plásticas
ILZRO 12	11-13 Al, 0,5-1,25 Cu, 0,01-0,03 Mg	300-370	3,5-5	Peças protótipo

11. CERÂMICOS

11.1.	Introdução	269
11.2.	Classificação de cerâmicos	269
11.3.	Estrutura dos cerâmicos	272
11.4.	Propriedades mecânicas dos cerâmicos	277
11.5.	Fabricação e processamento de cerâmicos	279



11. CERÂMICOS

11.1. INTRODUÇÃO

Os materiais cerâmicos encontram-se entre os primeiros materiais de construção a ser explorados pelas civilizações humanas primordiais. Estas sociedades da antiguidade usaram materiais cerâmicos criados com matérias-primas naturais para produzir elementos destinados à construção de habitações e para servir como ferramentas. Por exemplo, as primeiras facas e pontas de seta foram produzidas a partir de obsidiana, um cerâmico vítreo de origem vulcânica. Estas peças fazem uso de algumas características chave dos materiais cerâmicos, nomeadamente a sua elevada rigidez, dureza e resistência mecânica, durabilidade e baixo peso. No entanto, é também do conhecimento geral que estes materiais são, por natureza, muito frágeis, quebrando com facilidade quando sujeitos a impactos ou quedas. Os cerâmicos são também conhecidos por serem maus condutores térmicos e elétricos e por serem capazes de resistir a temperaturas extremas e a condições ambientais adversas.

Atualmente, os cerâmicos são materiais de engenharia altamente especializados, produzidos artificialmente de forma a exibir propriedades extraordinárias. Podemos encontrar estes cerâmicos técnicos em diversas aplicações, como ferramentas de corte altamente duráveis para uso em processos de maquinagem, implantes médicos com alta resistência ao desgaste e totalmente biocompatíveis e até como revestimentos resistentes à temperatura e abrasão que aumentam exponencialmente a durabilidade de componentes da indústria automóvel.

O mundo destes cerâmicos técnicos continua em constante evolução e, à medida que o seu desempenho melhora, é expectável que a quantidade de cerâmicos que encontramos em diversas aplicações de engenharia continue a aumentar durante as próximas décadas. Neste capítulo iremos discutir alguns dos principais cerâmicos utilizados em aplicações de engenharia, incluindo os vidros, produtos cerâmicos vítreos e alguns dos mais recentes cerâmicos técnicos de alto desempenho, e perceber como as suas estruturas se traduzem em propriedades mecânicas altamente distintas. Serão também feitas considerações sobre a fabricação e processamento de cerâmicos, os quais são bastante característicos destes materiais.

11.2. CLASSIFICAÇÃO DE CERÂMICOS

Os materiais cerâmicos podem ser classificados de várias formas distintas. No entanto, é habitual classificar estes materiais de acordo com o seu desempenho e propriedades físicas. Assim sendo, existem os chamados cerâmicos tradicionais, com resistências e durezas relativamente baixas e os cerâmicos técnicos, concebidos de forma a oferecer excelente

desempenho mecânico para uso em aplicações técnicas exigentes. Além destes dois tipos, existem também os vidros, cerâmicos baseados em sílica e cuja principal característica é a sua transparência.

11.2.1. CERÂMICOS TRADICIONAIS

Os cerâmicos tradicionais são materiais de origem completamente natural, que são conhecidos e utilizados pela humanidade há vários milênios. Estes cerâmicos são normalmente constituídos por três materiais que lhes conferem diferentes propriedades. O primeiro destes materiais é a argila, que contém vários silicatos de alumínio hidratado e caulinite ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$), que conferem ao material a necessária moldabilidade para suportar um processo de conformação sem perder a coesão. O segundo material importante é a sílica (SiO_2), que confere características refratárias à peça de cerâmico tradicional. A adição de sílica resulta numa temperatura de fusão muito mais elevada, que permite que estes cerâmicos sejam usados em temperaturas extremas. Finalmente, encontramos também nestes cerâmicos o feldspato ($\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$), usado para ligar todos os constituintes do material.

Os cerâmicos tradicionais apresentam inúmeras aplicações, como ilustrado na Figura 11.1. Entre as mais comuns, podem referir-se as aplicações estruturais em construção civil (como telhas e tijolos), louças, azulejos e materiais refratários. Os materiais refratários são amplamente utilizados nas indústrias de fundição, químicas, cerâmicas e de vidro, onde existe uma real necessidade de encontrar materiais capazes de suportar as temperaturas muito elevadas para lidar com matérias primas fundidas. Nestes materiais, o isolamento térmico é potenciado pela elevada porosidade dos cerâmicos tradicionais.



Figura 11.1. Exemplos de aplicações típicas de cerâmicos tradicionais. Telhas para construção civil **a)**, materiais refratários para a construção de fornos **b)** e louças e artigos decorativos **c)**.

11.2.2. CERÂMICOS TÉCNICOS

Contrastando com os cerâmicos tradicionais, os cerâmicos técnicos são materiais de origem sintética otimizados para máximo desempenho em aplicações muito específicas. Como tal, são normalmente compostos puros, com baixa densidade e elevada resistência dentro de uma ampla gama de temperaturas. Apresentam rigidez e dureza elevada e excelente resistência ao desgaste, abrasão e corrosão. São materiais com condutibilidade térmica extremamente reduzida e um baixo coeficiente de expansão térmica, o que os torna excelentes para

usos refratários. Finalmente, podem ser produzidos com diversas propriedades elétricas e magnéticas, o que os torna indispensáveis em certas aplicações eletromecânicas.

Existem três categorias principais de cerâmicos técnicos, com diversas aplicações industriais. A primeira destas categorias são os óxidos, materiais cerâmicos com oxigênio na sua constituição. Aqui encontramos a alumina (Al_2O_3), usada, por exemplo, em implantes, cadinhos e velas de ignição para motores de combustão, o óxido de magnésio (MgO), usado em díodos e dissipadores de calor e a zircônia (ZrO_2), usada em materiais abrasivos e refratários. Alguns exemplos destas aplicações são mostrados na Figura 11.2.



Figura 11.2. Exemplos de aplicações típicas de óxidos cerâmicos. Velas de ignição com corpo em alumina **a)**, materiais abrasivos em zircônia **b)** e componentes eletrônicos em óxido de magnésio **c)**.

A segunda destas categorias corresponde aos nitretos, e engloba todos os cerâmicos com azoto na sua constituição. Aqui encontramos o nitreto de silício (Si_3N_4), usado em componentes de turbocompressores, o nitreto de boro (BN), usado em ferramentas de alta dureza e durabilidade e o nitreto de titânio (TiN), também usado para revestir ferramentas. A última destas categorias inclui os cerâmicos com átomos de carbono na sua constituição, denominados de carbonetos. Estes são materiais extremamente duros, como por exemplo o carboneto de silício (SiC) usado em chumaceiras altamente duráveis e o carboneto de tungstênio (WC), usado em ferramentas de corte e matrizes de extrusão. Exemplos de aplicações típicas de nitretos e carbonetos cerâmicos são mostrados na Figura 11.3.



Figura 11.3. Exemplos de aplicações típicas de nitretos e carbonetos cerâmicos. Ferramentas de corte para maquinagem em nitreto de boro **a)**, revestimentos de alta temperatura para componentes de motores em nitreto de silício **b)** e rolamentos de baixo desgaste em carboneto de silício **c)**.

11.2.3. VIDROS

O vidro é um material cerâmico baseado em sílica e oxigênio (SiO_2). Este tipo de material é sobejamente reconhecido pela sua transparência, mas também apresenta excelente

dureza e resistência mecânica suficientemente elevada para permitir algumas aplicações estruturais. Os vidros têm também elevada durabilidade, sendo resistentes a uma grande diversidade de produtos químicos. São normalmente materiais amorfos, ou seja, não estão na sua forma cristalina. Contudo, é também possível produzir vidro cristalino.

As aplicações dos vidros são muito amplas. Entre estas aplicações incluem-se usos mais tradicionais, tais como a construção civil, fabrico de veículos, material de laboratório e lentes. O vidro de borossilicato, combinando sílica e trióxido de boro é muito utilizado em aplicações onde é exigida excelente resistência térmica e ao ataque químico. O vidro é também utilizado em aplicações mais tecnologicamente avançadas, como os ecrãs tácteis e a fibras óticas usadas em comunicações. Neste último caso o vidro tem o papel principal na transmissão de dados a alta velocidade, uma capacidade fundamental para a sociedade moderna. Exemplos destas aplicações são exibidos na Figura 11.4.



Figura 11.4. Exemplos de aplicações típicas de vidros. Painéis de vidro para construção civil **a)**, material de laboratório em vidro de borossilicato **b)** e cablagens e fibra ótica **c).**

11.3. ESTRUTURA DOS CERÂMICOS

Tal como os metais, os cerâmicos apresentam uma estrutura atômica que pode ser organizada de forma cristalina ou amorfa. Esta apresenta-se também organizada ao nível da microestrutura, onde a forma e o tamanho dos grãos tem uma influência significativa no comportamento dos cerâmicos. Adicionalmente, uma vez que a maior parte dos cerâmicos apresenta uma estrutura porosa, o volume dos poros e a maneira como estão distribuídos pode variar. Nesta secção serão discutidas as ligações atômicas presentes nos materiais cerâmicos, detalhando-se primeiro os tipos de cerâmicos que apresentam predominantemente ligações covalentes, ou iónicas.

Os materiais cerâmicos que apresentam ligações predominantemente iónicas, como vimos no Capítulo 1 deste livro, são produto da ligação de um elemento metálico com outro elemento não metálico. Existem vários exemplos muito conhecidos destes materiais, tais como o cloreto de sódio (NaCl), o óxido de magnésio (MgO) e a alumina (Al_2O_3). Nestes compostos, a ligação ocorre porque o metal e o não metal apresentam cargas compatíveis. Tomando o exemplo do cloreto de sódio (o conhecido sal usado em aplicações culinárias), encontramos um átomo de sódio com uma carga positiva e um átomo de cloro com carga negativa. É este diferencial de cargas que gera a maior parte das forças

de atração entre os átomos e origina uma estrutura muito compacta que tenta juntar os átomos compatíveis de forma densa, mas sempre restringida pelo facto de que iões do mesmo tipo e com carga similar não se podem tocar. É este balanço entre as poderosas forças de atração e de repulsão que gera as principais estruturas atómicas dos cerâmicos. Note-se, no entanto, que a densidade de uma estrutura deste tipo é muito inferior à de um metal, com átomos leves e número de coordenação mais baixo.

Nos cerâmicos covalentes, o principal processo de ligação atómico em ação é inteiramente diferente. Conforme explicado no Capítulo 1, a ligação covalente envolve fundamentalmente compostos não-metálicos unidos por um processo de partilha de eletrões. As ligações covalentes são altamente direccionais, ou seja, apresentam uma disposição relativa dos átomos muito bem definida de forma a minimizar a energia despendida no processo de ligação. O resultado desta abordagem é uma estrutura diferente da estrutura densa dos materiais iónicos, mas que está baseada em longas cadeias e redes tridimensionais. Tais estruturas são normalmente amorfas, ou seja, sem a organização muito bem definida típica dos cristais. Os vidros, materiais cerâmicos baseados em sílica, apresentam estruturas deste género.

11.3.1. CERÂMICOS IÓNICOS

Conforme referido acima, o exemplo mais conhecido de um material cerâmico iónico é o sal, NaCl. Neste material, o átomo de sódio cede um eletrão ao átomo de cloro, gerando-se uma atração electrostática entre os iões Na^+ e Cl^- resultantes. A estrutura resultante apresenta 6 iões de Cl^- rodeados a rodear cada ião de Na^+ . Esta estrutura segue a fórmula AB, a qual pode ser considerada como sendo uma estrutura do tipo CFC onde os iões de Na^+ ocupam os vazios octaédricos. No caso da Alumina (Al_2O_3), a estrutura é hexagonal compacta. A Figura 11.5. mostra as estruturas do sal de cozinha e da zircónia cúbica, a forma cristalina do dióxido de zircónio (ZrO_2).

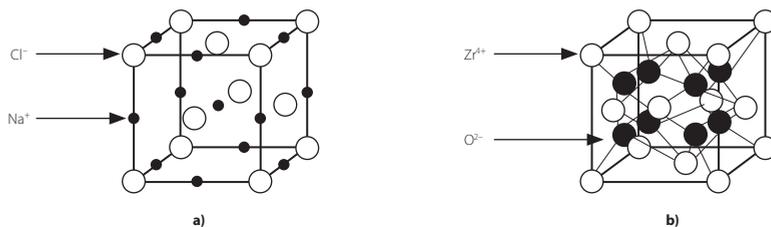


Figura 11.5. Estruturas de cerâmicos iónicos simples. Sal de cozinha **a)** e zircónia cúbica **b)**.

Outros materiais cerâmicos predominantemente iónicos são, por exemplo, o óxido de magnésio, o fluoreto de cálcio e a zircónia parcialmente estabilizada. O óxido de magnésio é um material refractário, muito estável quimicamente a altas temperaturas. Apresenta também alta condutividade térmica e baixa condutividade elétrica.

O fluoreto de cálcio é um cerâmico encontrado na natureza como parte do mineral fluorite. Embora a sua principal utilidade seja servir como matéria prima no fabrico de ácido fluorídrico, é também utilizado como cerâmico técnico no fabrico de componentes óticos uma vez que é transparente numa ampla gama de frequências.

A zircónia parcialmente estabilizada é um tipo especial de zircónia que inclui uma pequena percentagem de óxido de magnésio na sua constituição. O óxido de magnésio forma precipitados de fase tetragonal no interior dos grãos da fase cúbica da zircónia. Estes precipitados transformam-se de uma fase meta-estável tetragonal para uma fase monoclinica estável quando uma fenda se propaga através do material e causam a sua expansão, o comprime a ponta da fenda e restringe a sua propagação, promovendo a tenacidade do material. Este material é frequentemente utilizado em aplicações que requerem excelente resistência ao impacto, desgaste e corrosão.

A Tabela 11.1. lista as principais propriedades mecânicas de alguns destes materiais cerâmicos predominantemente iónicos.

Tabela 11.1. Propriedades mecânicas de vários cerâmicos predominantemente iónicos.

Cerâmico	Densidade ($\text{Mg} \cdot \text{m}^{-3}$)	Módulo de Young (GPa)	Resistência à compressão (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Resistência à flexão (MPa)	Tenacidade(K_{Ic}) ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)
Alumina (Al_2O_3)	3,85	314	2585	207	345	4,0
Óxido de magnésio (MgO)	3,56	300	1250	125	-	2,7
Fluoreto de cálcio (CaF_2)	3,18	75800		74.2	-	0.5
Zircónia parcialmente estabilizada ($\text{ZrO}_2 - \text{MgO}$)	5,74	200	1750	300	-	> 8

11.3.2. CERÂMICOS COVALENTES

Nos cerâmicos covalentes, existem também diversas estruturas distintas, dependendo dos elementos envolvidos. No caso do diamante, um dos materiais mais duros conhecidos, a estrutura é do tipo cúbica de face centrada, criada por tetraedros de ligações covalentes. Esta estrutura é também usada noutros materiais cerâmicos, como o carboneto de silício. Aqui, metade dos átomos de carbono são substituídos por átomos de silício. A Figura 11.6. mostra as estruturas típicas destes dois cerâmicos covalentes.

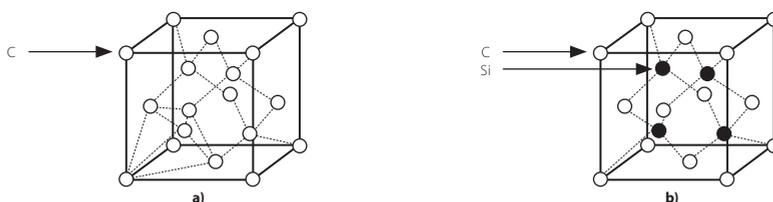


Figura 11.6. Estrutura de materiais cerâmicos covalentes. Diamante **a)**, carboneto de silício **b)**.

Entre os cerâmicos predominantemente covalentes contam-se também o nitreto de silício, nitreto de boro e nitreto de titânio. O nitreto de silício monolítico é um material extremamente duro, rígido e com uma tenacidade relativamente elevada. É frequentemente utilizado em ferramentas para operações de maquinagem, uma aplicação que beneficia também da sua estabilidade térmica e resistência ao desgaste. O seu desempenho é superior aos outros cerâmicos covalentes, mas apresenta um custo várias vezes superior.

O nitreto de boro é um material significativamente mais macio, mas que apresenta excelente estabilidade a temperaturas elevadas e baixo atrito. Muitas vezes é combinado com ligas metálicas, polímeros e outros materiais, para lhes conferir características autolubrificantes.

O nitreto de titânio é um material com elevada rigidez e resistência adequado para revestimento de superfícies. Ao contrário do nitreto de silício, que pode ser sinterizado em componentes sólidos, o nitreto de titânio é normalmente depositado na superfície de ferramentas como brocas e fresas, aumentando sua vida útil. As camadas depositadas são extremamente finas, normalmente apenas com 5 microns.

A Tabela 11.2. lista as principais propriedades mecânicas de alguns destes materiais cerâmicos predominantemente covalentes.

Tabela 11.2. Propriedades mecânicas de vários cerâmicos predominantemente covalentes.

Cerâmico	Densidade (Mg · m ⁻³)	Módulo de Young (GPa)	Resistência à compressão (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Resistência à flexão (MPa)	Tenacidade (K _{IC}) (MPa · m ^{1/2})
Diamante	3,5	1050	5000	2800	-	3,5
Carboneto de silício (SiC)	3,1	420	3860	170	550	4
Nitreto de silício (Si ₃ N ₄)	3,2	230	3450	300	690	6,6
Nitreto de boro (BN)	2,1	60	500	55	-	4
Nitreto de titânio (TiN)	5,22	600	970	-	-	6

11.3.3. CERÂMICOS IÓNICOS-COVALENTES (MISTOS)

Embora as secções anteriores demonstrem exemplos de cerâmicos com ligações atómicas fundamentalmente de um só tipo, muitos materiais cerâmicos apresentam ligações iónico-covalentes, o que lhes confere propriedades distintas.

O carboneto de tungsténio puro (WC) é um composto intersticial de um metal de transição, tungsténio e carbono e apresenta ligações mistas, combinando ligação metálica, ligação covalente e ligação iónica. Isto reflete-se nas propriedades do carboneto de tungsténio puro: é muito mais resistente do que a cerâmica, tem deslocamentos com algum grau de mobilidade (embora não comparável aos metais) e tem eletrões livres para condução térmica e elétrica, sem detrimento da sua dureza e resistência à abrasão. As propriedades deste material são mostradas na Tabela 11.3.

Tabela 11.3. Propriedades mecânicas carboneto de tungstênio, um cerâmico técnico com estrutura iônica-covalente

Cerâmico misto	Densidade ($\text{Mg} \cdot \text{m}^{-3}$)	Módulo de Young (GPa)	Resistência à compressão (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Resistência à flexão (MPa)	Tenacidade (K_{IC}) ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)
Carboneto de tungstênio (WC)	15,5	640	5100	450	–	3

11.3.4. VIDROS

Conforme já foi referido neste capítulo, os vidros são um tipo de cerâmicos em geral baseados em sílica (SiO_4) e apresentam uma estrutura molecular que pode ser altamente organizada (cristalina) ou desorganizada (amorfa). A maior parte dos vidros de uso corrente apresentam uma estrutura amorfa e sua composição química é 69% de sílica, 15% de óxido de sódio e 9% de óxido de cálcio (cal). Algumas formulações especiais de vidros apresentam, inclusivamente, modificações na rede que reduzem ainda mais a organização estrutural e permitem obter vidros com um ponto de fusão de muito baixo.

No caso dos vidros baseados em sílica cristalina, a sua estrutura consiste em tetraedros de Si-O, ligados de forma regular pelos seus cantos. Isto confere ao material uma estrutura muito organizada. Já nos vidros amorfos, os tetraedros continuam a ser ligados canto a canto, mas de forma mais desorganizada, com bastantes falhas de ligação na malha. Estruturas típicas de diferentes formas de vidros são mostradas na Figura 11.7.



Figura 11.7. Estrutura atômica dos vidros, Si-O organizado **a)**, Si-O com menor organização **b)**.

O vidro de borossilicato é um tipo de vidro que contém trióxido de boro que permite um coeficiente de expansão térmica muito baixo. o que significa que, quando o vidro é aquecido ou arrefecido, não se expande ou contrai muito. Esta estabilidade dimensional é o que permite que o vidro de borossilicato seja capaz de suportar mudanças rápidas e extremas de temperatura sem quebrar. A sua constituição química difere significativamente do vidro comum, pois apresenta 80% de sílica, 13% de trióxido de boro, 4% de óxido de sódio e 2-3% de óxido de alumínio.

Vidro	Densidade ($\text{Mg} \cdot \text{m}^{-3}$)	Módulo de Young (GPa)	Resistência à compressão (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Resistência à flexão (MPa)	Tenacidade (K_{IC}) ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)
Vidro de sílica	2,4	74	1000	110	41	0,7
Vidro de borossilicato	2,23	65	1200	280	51,5	0,8

11.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS CERÂMICOS

11.4.1. MÓDULO DE ELASTICIDADE

Os cerâmicos apresentam valores de rigidez (módulo de Young) definidos e que não são especialmente dependentes do tempo e da taxa de deformação, ou seja, não apresentam viscoelasticidade. Os valores de rigidez de cerâmicos são elevados, sendo muito superiores aos dos metais e polímeros, fruto da rigidez inerente das ligações iónicas e covalentes existentes na estrutura destes materiais.

Uma outra consideração importante prende-se com o facto de as estruturas destes materiais serem compactas mas compostas por átomos com massa molecular relativamente baixa, como o oxigénio, carbono e silício. Isto resulta em materiais com rigidez específica extremamente alta que encontram importantes aplicações de engenharia. Talvez a mais famosa destas aplicações seja o reforço de materiais poliméricos com fibras de vidro. As fibras deste material propiciam uma elevada rigidez ao compósito resultante, apenas com um ligeiro acréscimo de peso.

11.4.2. DUREZA E RESISTÊNCIA

Entre todos os materiais adequados para construção mecânica, os cerâmicos são de longe os mais duros, excedendo a dureza das ligas metálicas por várias ordens de grandeza. Ferramentas de carboneto de silício e diamante são amplamente utilizadas industrialmente, em especial como abrasivos e cortantes onde a sua elevada dureza lhes permite processar praticamente qualquer outro material.

Estas características elevadas de dureza são o resultado do limitado movimento permitido às deslocações, seguindo um processo similar ao que foi descrito para os metais no Capítulo 3 deste livro. As ligações iónicas e covalentes presentes nos cerâmicos apresentam uma resistência extremamente elevada ao movimento de uma deslocação, requerendo uma força aplicada muito elevada para quebrar uma ligação de cada vez. Nestes materiais, a presença de defeitos tem um efeito muito importante nas suas propriedades mecânicas, criando fendas que se propagam muito mais facilmente. Note-se, no entanto, que os processos associados a cada uma destas ligações são distintos. No caso das ligações covalentes, altamente direccionais, estamos perante ligação onde os átomos estão ligados de forma rígida por pontes estabelecidas pelos átomos partilhados. O movimento das deslocações através desta malha é apenas possível se estas fortes ligações forem quebradas e posteriormente reconstituídas, o que requer uma energia elevada.

Nos cerâmicos iónicos este processo é diferente. A estrutura iónica, tal como a estrutura metálica, é electrostática, existindo uma força de atração constante entre os iões positivamente e negativamente carregados. Este tipo de estrutura pode ser facilmente deslocado numa direcção de 45° relativamente à direcção de alinhamento dos iões, visto que tal

movimento mantém os íons de carga similar separados. No entanto, se a malha for deslocada horizontalmente (de forma paralela ao alinhamento dos íons), o movimento apenas é possível se houver uma aproximação de pares de íons de carga similar. Isto torna o movimento relativo das diferentes partes da malha extremamente difícil. Uma vez que no caso de cerâmicos policristalinos o movimento da malha apenas é possível se existirem diversos planos de deslocamento em simultâneo, esta estrutura iónica origina materiais cerâmicos com valores de resistência extremamente elevados.

11.4.3. RESISTÊNCIA À FRATURA DOS CERÂMICOS

É um conhecimento empírico praticamente universal que os materiais cerâmicos são extremamente frágeis. A tenacidade dos materiais cerâmicos é baixa, fazendo com que o projeto de componentes cerâmicos nunca contemple qualquer tipo de deformação plástica, sendo o processo de falha dominado pela iniciação de fendas.

Esta fragilidade inerente dos materiais cerâmicos é também o resultado da malha atómica forte e rígida de ligações covalente ou iónicas. Quando uma fenda está presente num material cerâmico é praticamente impossível obter deformação plástica na ponta de fenda porque a malha apresenta uma grande resistência ao movimento de deslocamentos, mesmo quando sujeita às enormes tensões concentradas na ponta da fenda. Ao contrário do que sucede com os metais, os materiais cerâmicos são incapazes de utilizar esta deformação plástica para absorver energia, apresentando então valores muito baixos de tenacidade à fratura (K_{IC}). Estes fenómenos encontram-se detalhados em pormenor no Capítulo 5 deste livro. O desempenho dos cerâmicos é ainda agravado pelo facto de serem materiais que habitualmente apresentam micro fendas e defeitos, resultantes do seu processo de produção. A resistência efetiva de um cerâmico, ou seja, a carga que este pode realmente suportar apresenta-se não só como função da tenacidade à fratura intrínseca do material, mas também do comprimento máximo das micro fendas nele existentes.

É possível atuar nestes dois aspetos para melhorar o desempenho mecânico dos materiais cerâmicos. Por exemplo, podem ser implementados processos de produção mais rigorosos que asseguram maior compactação do material cerâmico e um menor comprimento de micro fendas. Em alternativa, pode-se aumentar a tenacidade do material cerâmico através de inclusão de outros compostos ou acrescentando reforços que, na prática, tornam o cerâmico num material compósito.

Um exemplo de um cerâmico reforçado foi já referido e explicado anteriormente neste capítulo (zircónia parcialmente estabilizada). Um outro exemplo é a zircónia estabilizada com ítria, um material em que a estrutura CFC do dióxido de zircónio se torna estável à temperatura ambiente por adição de um óxido de ítrio (ítria). Este material oferece a maior resistência à flexão de todos os materiais à base de zircónio e é extraordinariamente tenaz, pois apresenta uma característica chamada de endurecimento por transformação

que lhe confere elevada resistência à propagação de fendas. 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 monoclínica, 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 usada para substituir metais, combinando resistência e tenacidade extremamente elevadas com a elevada dureza, resistência à abrasão e resistência química típica dos materiais cerâmicos.

11.4.4. FLUÊNCIA DE MATERIAIS CERÂMICOS

Tal como os metais, os cerâmicos sofrem fluência quando sujeitos a temperaturas elevadas durante o serviço, seguindo a clássica curva de fluência com três fases bem definidas (primária, secundária e terciária). Na fase inicial a fluência aumenta progressivamente com o tempo, até que atinge um estado de equilíbrio típico da fase secundária. Na terceira destas fases a taxa de fluência acelera até que a rotura ocorre.

No entanto, deve-se notar que a fluência em cerâmicos ocorre a temperaturas muito superiores àquelas a que é verificada para os metais. Normalmente, considera-se a fluência problemática para temperaturas a partir de um terço da temperatura de fusão do material. Uma vez que muitos cerâmicos técnicos apresentam pontos de fusão acima dos 2000°C, a fluência apenas deve ser considerada em aplicações que envolvam temperatura extremas como, por exemplo, sistemas de isolamento térmico em fornos.

11.5. FABRICAÇÃO E PROCESSAMENTO DE CERÂMICOS

De uma forma geral, o fabrico de materiais cerâmicos pauta-se por quatro fases distintas. Estas são:

- Preparação dos materiais;
- Conformação;
- Tratamento térmico;
- Acabamento (se necessário).

Estes processos, e outros passos a eles associados são mostrados de forma esquemática na Figura 11.8.

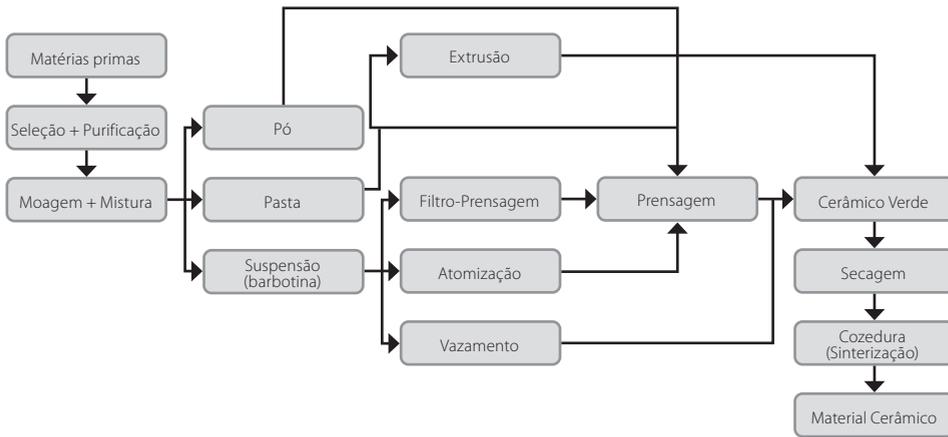


Figura 11.8. Processo de fabricação de peças cerâmicas.

Cada uma destas fases será abordada em detalhe nas subsecções seguintes.

11.5.1. PREPARAÇÃO DAS MATÉRIAS PRIMAS

Os materiais cerâmicos são preparados a partir de partículas de matéria prima cerâmica. Estas partículas podem ter diversos formatos, como por exemplo formas angulares ou arredondas. Podem ser fornecidas como uma mistura seca, sob a forma de pós e grânulos ou húmida, como pastas ou uma suspensão em líquido.

Nesta fase inicial de preparação das matérias primas, é habitual realizar um controlo detalhado da granulometria das mesmas, o qual permite perceber se existe necessidade de adotar processos de aglomeração ou de moagem para que as partículas apresentem uma dimensão adequada ao processo de fabrico desejado. De igual forma, poderá também ser feita a adição de ligantes (para fomentar um maior nível de ligação entre as partículas) ou lubrificantes que tornam as matérias primas cerâmicas mais adequadas para processos de conformação.

11.5.2. CONFORMAÇÃO

No essencial, uma operação de conformação consiste na aplicação de uma solicitação a uma massa de material cerâmico maleável, de modo a que este adote uma forma desejada, ou seja, que se conforme a uma dada geometria.

O processo de conformação pode ser categorizado segundo quatro tipos distintos, cada um representando diferentes formas de impor uma forma final à matéria prima. Estas são:

- Conformação manual;
- Prensagem;
- Vazamento;
- Extrusão.

Note-se que estes processos podem utilizar matéria prima em diferentes formas. O mesmo tipo de processo pode ser usado para processar material seco, plasticizado ou líquido. O material plasticizado está no estado sólido, mas encontra-se misturado com uma pequena quantidade de água, o que lhe confere mais maleabilidade. A conformação pode também ser feita com o material à temperatura ambiente, conhecida como conformação a frio, ou aquecendo a matéria prima, um processo intitulado de conformação a quente. Nas subsecções seguintes serão descritos em detalhe cada um dos tipos de conformação aplicados na prática.

11.5.2.1. Conformação manual

A conformação manual é, como um nome indica, um processo que recorre quase exclusivamente à intervenção humana. Neste caso, as matérias primas são primeiramente processadas até se apresentarem num estado altamente maleável (por exemplo, com adição de água). Neste ponto, um operário, ou artesão, molda manualmente o material até à forma desejada. Este é certamente o processo de fabrico mais antigo de peças cerâmicas, mas, nos tempos modernos encontra-se restrito à manufatura de peças de artesanato ou artísticas. É um processo de baixa produtividade, apenas aplicável em pequenas séries em peças não existe a necessidade de elevada precisão dimensional e um grande grau de repetibilidade. Um exemplo de um processo de conformação manual com materiais cerâmicos é mostrado na Figura 11.9.



Figura 11.9. Processo de conformação manual de materiais cerâmicos.

11.5.2.2. Prensagem unidirecional a frio (de pó ou pasta)

No processo de prensagem unidirecional, a conformação do material cerâmico é feita recorrendo a um molde. O molde encontra-se montado numa prensa capaz de aplicar uma força de compressão numa única direção. Este é um processo muito fácil de automatizar, pelo que permite cadências de produção muito elevadas. No entanto, apresenta algumas limitações no que toca à complexidade geométrica das peças produzidas, uma vez que os moldes adequados para este processo devem ser pouco complexos. As peças obtidas têm quase exclusivamente formas simples e regulares, sendo limitadas em curvatura, variações de espessura e na existência de zonas ocas. Um exemplo de peças simples produzidas por este método são os cortantes para ferramentas de maquinaria, que apresentam formas muito simples de base triangular e retangular. Os diferentes passos de um processo de prensagem unidirecional são mostrados na Figura 11.10.

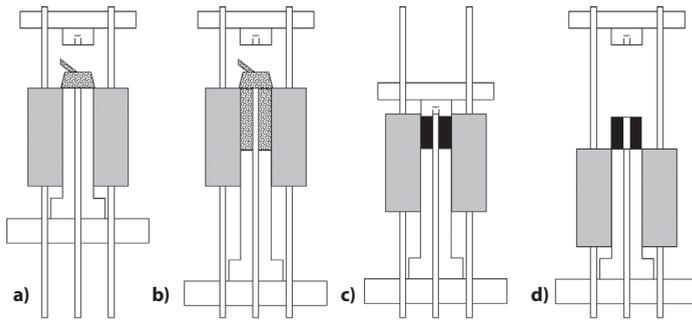


Figura 11.10. Passos principais de um processo de prensagem unidirecional. Admissão de material **a)**, enchimento do molde **b)**, compactação do material **c)**, ejeção do componente compactado **d)**.

Exemplos de peças fabricadas por este processo são pastilhas para ferramentas de corte para maquinagem, Figura 11.11.

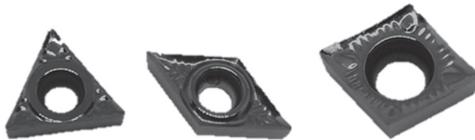


Figura 11.11. Ferramentas de corte para maquinagem fabricadas por prensagem unidirecional a frio.

11.5.2.3. Prensagem isostática a frio

A prensagem isostática a frio tem certas similaridades com a prensagem unidirecional descrita acima, na medida em que é usado um molde para conformar uma pré-forma ou um pó cerâmico. No entanto, ao invés de utilizar um molde simples, é adotado um molde flexível, fabricado, por exemplo de borracha. Este molde, carregado com a matéria prima, é colocado dentro de uma câmara com um fluido hidráulico. Um exemplo de um molde que pode ser usado neste processo é mostrado na Figura 11.12. Aumentando a pressão do fluido presente nessa câmara torna-se possível aplicar uma pressão isostática (uma pressão uniforme em todas as direções) ao molde. Esta pressão irá então compactar de forma muito uniforme o pó ou a pré-forma presente dentro do molde, criando um produto final com formas muito homogêneas e um nível muito baixo de vazios e defeitos. Este tipo de processo é adotado para peças de elevada qualidade, tais como ferramentas de corte, cadinhos para uso em alta temperatura e corpos de velas de ignição para motores de automóveis, Figura 11.13.

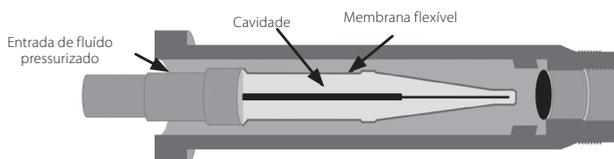


Figura 11.12. Molde para prensagem isostática de materiais cerâmicos.



Figura 11.13. Vela de ignição de um automóvel fabricada por prensagem isostática a frio.

11.5.2.4. Prensagem unidirecional a quente

A prensagem unidirecional a quente, Figura 11.14., é uma variante do método de prensagem unidirecional em que aplicação de temperatura e pressão ocorrem de forma simultânea durante o processo de fabrico. As altas temperaturas utilizadas neste processo permitem que o cerâmico seja processado a pressões muito superiores àquelas que são possíveis à temperatura ambiente, dando origem a materiais cerâmicos com densidades relativas mais elevadas, com poucos defeitos e propriedades mecânicas significativamente melhoradas. No entanto, este tipo de equipamento é complexo e muito mais caro que um sistema de prensagem a frio e apresenta as mesmas limitações em termos de geometrias que podem ser obtidas, o que limita o seu uso a peças simples e de pequena dimensão.

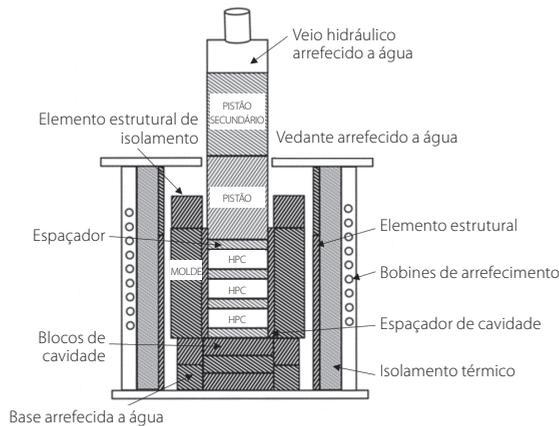


Figura 11.14. Forno de prensagem unidirecional a quente.

11.5.2.5. Prensagem isostática a quente

Neste processo, o cerâmico (em pré-forma ou em pó) é colocado num forno selado e preenchido com um gás a temperatura elevada. As peças são sujeitas a uma pressão isostática que compacta a matéria prima em todas as direções. Novamente, o uso da temperatura elevada permite que esta compactação seja feita de forma muito eficiente. Note-se que este processo requer um método que permita selar a superfície exterior da peça, caso contrário o gás a alta pressão poderá facilmente penetrar pelos inúmeros poros que existem na peça no início do processo, causando defeitos. Isto é conseguido recorrendo a uma encapsulação que pode ser feita com recurso a materiais metálicos, vidro ou outros

revestimentos, os quais deverão ser removidos no final do processo de sinterização. O processo de prensagem isostática a quente é mostrado na Figura 11.15.

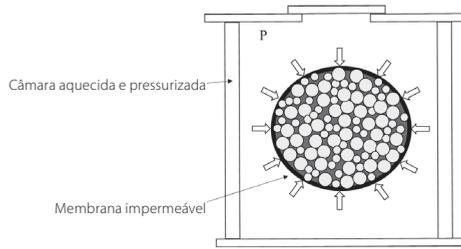


Figura 11.15. Representação esquemática do processo de prensagem isostática a quente.

11.5.2.6. Vazamento de uma barbotina

O processo de conformação por vazamento (conhecido também como o processo *slip-casting*) é um processo que apresenta algumas similaridades com o processo de moldação por fundição de metais. Tal como ocorre para os metais, um material no estado líquido é vazado para dentro de um molde. Neste caso, o material vazado é uma barbotina, uma mistura de material cerâmico em pó com um líquido, formando uma suspensão. A barbotina é vazada para dentro de um molde permeável à água e, portanto, capaz de remover parte do líquido da suspensão. Assim que a matéria prima toma a forma do molde, o líquido em excesso é removido e o molde pode ser aberto, expondo-se assim uma peça com a forma final. Este método é muito adequado para a obtenção de peças com geometrias intrincadas e com paredes finas de espessura uniforme. A cadência de produção que permite não é elevada, sendo por isso especialmente adequado para a produção de protótipos ou a fabricação de pequenas séries. Na Figura 11.16. são mostrados dois tipos de procedimentos de produção baseados no vazamento de barbotina. Na variante exibida na Figura 11.16.a, o molde é rodado para que o líquido possa ser drenado. Na variante da Figura 11.16.b, o molde é ele mesmo poroso, o que permite que a fase líquida da barbotina seja absorvida pelo molde e assim retirada da peça final. Um exemplo comum de peças fabricadas por este método são os cerâmicos utilizados nas casas de banho, Figura 11.18.

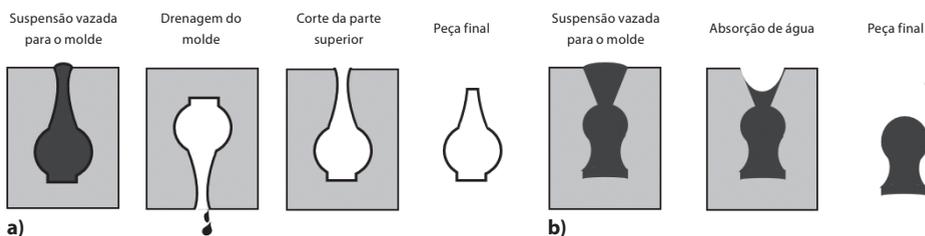


Figura 11.16. Processamento de uma peça por vazamento de barbotina onde o molde é rodado para drenagem do líquido **a)** e o molde é poroso, absorvendo a fase líquida **b).**



Figura 11.17. Cerâmico de casa de banho fabricado por vazamento de uma barbotina.

11.5.2.7. Extrusão

O processo de extrusão é um processo muito eficiente que se destina à produção de peças com formas muito regulares, sob a forma de perfis contínuos. Neste processo, uma pasta cerâmica com elevada maleabilidade é forçada a passar por uma matriz que lhe confere uma determinada secção geométrica. O sistema de extrusão é bastante simples e barato, requerendo apenas a matriz e um sistema de alimentação que usa um punção para empurrar a pasta cerâmica contra essa mesma matriz, conforme mostrado na Figura 11.18.

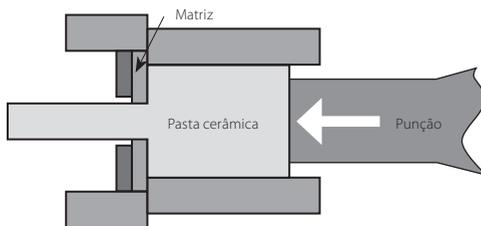


Figura 11.18. Representação esquemática do processo de conformação por extrusão de um componente cerâmico.

Este processo é muito utilizado para produzir tijolos, telhas e componentes isolantes, permitindo produções em grandes séries e com precisão dimensional muito elevada, conforme mostrado na Figura 11.19.

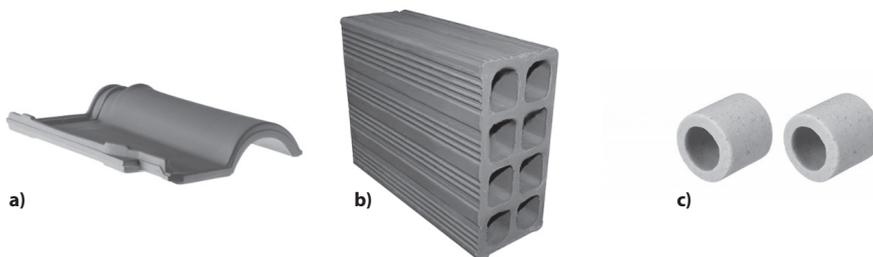


Figura 11.19. Componentes de material cerâmico fabricados por extrusão. Telhas **a)**, tijolos **b)** e isoladores **c)**.

11.5.3. TRATAMENTO TÉRMICO

Os métodos de conformação referidos na secção anterior são capazes de conferir uma determinada forma à matéria prima cerâmica, mas dão origem a peças que se encontram ainda num estado maleável, ou seja, não estão suficientemente solidificadas para que possam ser utilizadas. Tal solidificação apenas é possível com a aplicação de um tratamento térmico adequado. Este tratamento térmico vai, em primeiro lugar, promover a secagem e a remoção dos ligantes presentes no material e, numa fase seguinte, promover a ligação entre as partículas cerâmicas, conferindo a maior resistência possível à peça cerâmica acabada. Este tratamento pode ser uma simples cozedura ou pode consistir num processo de sinterização. Estes dois processos são descritos em detalhe nas duas subsecções seguintes.

11.5.3.1. Cozedura

A cozedura é o mais antigo dos tratamentos térmicos de cerâmicos, sendo extensivamente utilizada com os cerâmicos ditos tradicionais. Neste caso, são usados ciclos térmicos de cozedura muito longos que gradualmente eliminam a água presente no cerâmico e permitem que o material se expanda e contraia de forma lenta, evitando processos de fissuração e subsequente quebra por ação de choque térmicos. A cozedura é tipicamente realizada em fornos de gás ou elétricos, sempre a temperaturas muito elevadas, de forma a que o material cerâmico, anteriormente estruturado, se converta no estado líquido. Uma vez atingida esta fase líquida o material une-se numa massa homogénea com mínima porosidade.

11.5.3.2. Sinterização no estado sólido

O processo de sinterização é um processo no qual as diferentes partículas que constituem o cerâmico são unidas através um processo de aglomeração e coalescência. Este método envolve a consolidação de partículas de pó cerâmico através do aquecimento da parte compacta "verde" a uma temperatura elevada, mas, necessariamente abaixo do ponto de fusão. O material das partículas difunde para as partículas vizinhas e cria pontes de ligação entre as partículas, normalmente chamados de "pescoços", conforme mostrado na Figura 11.20.

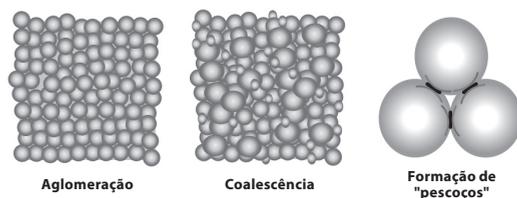


Figura 11.20. Fases do processo de sinterização e detalha da união das partículas de material cerâmico.

A força motriz do processo de sinterização é a redução da energia de superfície das partículas causada pela diminuição das suas interfaces vapor-sólido. Explicado de uma

forma mais simples, pode-se afirmar que os átomos presentes nas superfícies expostas das partículas apresentam uma grande energia livre. Ao sinterizar, estas superfícies são reduzidas e convertidas em interfaces sólido-sólido entre os materiais a ligar, sendo este um estado de maior equilíbrio energético. Durante o processo de difusão, os poros existentes na massa cerâmica diminuem ou até fecham, resultando na densificação da peça e consequente melhoria das suas propriedades mecânicas. A diminuição da porosidade, causada pelo processo de sinterização, é determinada pelo nível da porosidade inicial do cerâmico, a temperatura de processamento e o tempo de sinterização. Este processo denomina-se por sinterização em fase sólida, Figura 11.21., mas existe também a possibilidade de melhorar o processo de sinterização com a introdução de uma fase líquida.

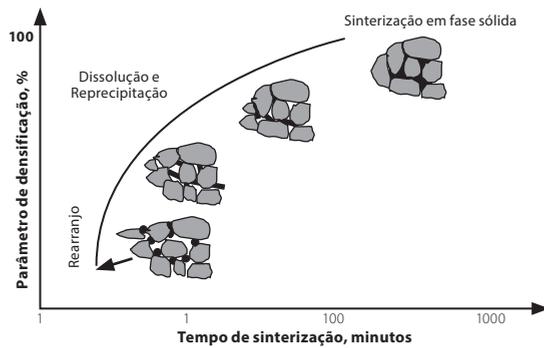


Figura 11.21. Processo de sinterização em fase sólida. Os pescoços formados entre as partículas são mostrados a preto para facilitar a visibilidade do processo de aglomeração e coalescência.

Um problema que por vezes surge associado aos processos de sinterização é a distorção das peças. Isto ocorre porque a camada exterior do cerâmico será sempre a primeira a sinterizar, criando uma barreira dura e não porosa que impede a difusão de gases para o exterior. De forma a evitar estes defeitos, é necessário adotar um processo de calcinação em que impurezas (como o $Mg(OH)_2$, $MgCO_3$ e $CaCO_3$) reagem com o oxigénio e são difundidas para o exterior das peças sob a forma de gases antes que o revestimento exterior sinterizado se forme. Um exemplo de um ciclo de sinterização formulado tendo em conta estas especificidades é apresentado na Figura 11.21.

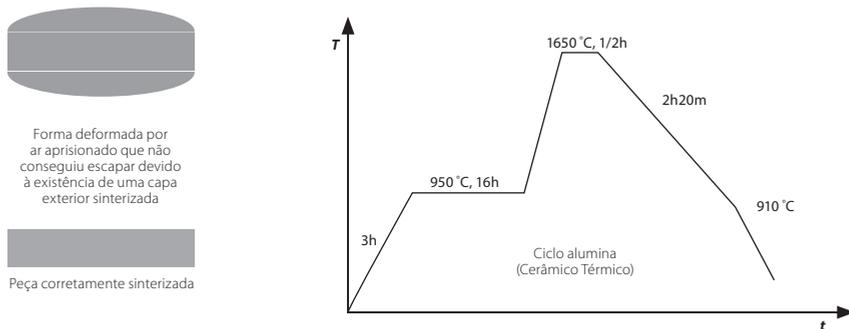


Figura 11.22. Ciclo térmico para sinterização da alumina, recorrendo a uma fase inicial de calcinação.

11.5.4. PROCESSO DE FABRICO DE VIDROS

Devido à natureza especial deste material, os vidros apresentam processos de fabrico distintos dos utilizados para os cerâmicos tradicionais e técnicos. Nesta secção são detalhadas quatro técnicas de processamento de vidros, nomeadamente a prensagem, a moldação por sopra, o fabrico de vidro plano e o fabrico de vidro temperado.

11.5.4.1. Prensagem

No processo de prensagem o vidro é primeiramente fundido através de um aquecimento até uma temperatura que pode variar entre os 1500 e os 1700°C. O material fundido é então conformado recorrendo a uma prensa e a uma matriz e arrefecido. O processo de arrefecimento de um vidro é relativamente especial, pois este não se solidifica quando a sua temperatura desce abaixo do seu ponto de fusão. Nesta fase, o material é um líquido sobrearrefecido, um estado intermédio entre o líquido e sólido. Para se tornar um sólido amorfo, o material terá de ser arrefecido abaixo da temperatura de transição vítrea (entre 500 a 600 °C). Abaixo desta temperatura, o movimento molecular dos átomos reduz-se drasticamente e o material solidifica com uma estrutura amorfa, não tão organizada como a de um cristal, mas mais organizada do que um líquido.

O processo de prensagem de um vidro é mostrado de forma esquemática na Figura 11.23.

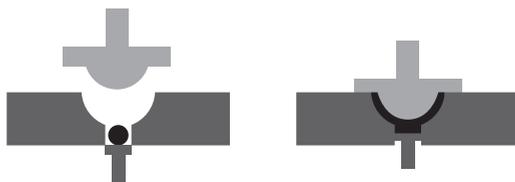


Figura 11.23. Processo de prensagem de vidro.

Este processo é útil para produzir peças com geometrias relativamente simples e abertas. Por exemplo, pode ser usado para produzir copos e outros recipientes. É um processo muito fácil de automatizar, pelo que pode operar a cadências muito elevadas, resultando em custos de produção muito baixos.

11.5.4.2. Moldação por sopra

A moldação por sopra requer também que uma peça oca de vidro seja aquecida até uma temperatura muito próxima da sua temperatura de fusão, conferindo-lhe alta maleabilidade. A peça de vidro aquecida é colocada dentro de um molde e insuflada, expandindo até atingir as paredes do molde, conforme ilustrado na Figura 11.24. Após o arrefecimento, a peça final terá a forma complementar das paredes do molde. Esta técnica é muito usada para produzir peças ocas de paredes finas sendo o exemplo mais conhecido de peças manufaturadas desta forma as garrafas de vidro.

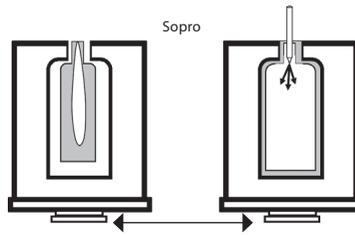


Figura 11.24. Representação esquemática do processo de moldação por sopro.

11.5.4.3. Fabrico de vidro plano

Grande parte do vidro que é utilizado em construção civil toma a forma de placas de grandes dimensões e com elevada planeza, usadas em janelas e fachadas de edifícios. O processo de obtenção destes grandes painéis planos de vidro recorre a um sistema de manufatura altamente especializado. Numa primeira fase do processo de fabrico, o vidro é fundido num forno, sendo levado até uma temperatura acima dos 1500°C. Seguidamente, a massa de vidro no estado líquido é transferida para o chamado banho de flutuação, onde é depositado sobre um banho de estanho fundido sob uma atmosfera controlada. Depois de passar neste banho de estanho, o vidro arrefece gradualmente até aos 600°C num forno do tipo Lehr. Esta última etapa consiste num forno longo com um gradiente de temperatura, que é utilizado para o recozimento de objetos de vidro recentemente fabricados, transportados através do gradiente de temperatura em rolos, retornando ao estado sólido com uma forma extremamente plana. O processo é mostrado de forma esquemática na Figura 11.25.

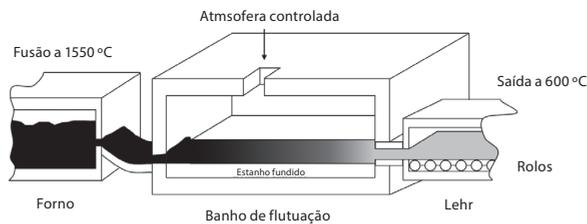


Figura 11.25. Processo de manufatura de vidro plano.

11.5.4.4. Fabrico de vidro temperado

O processo de fabrico de um vidro temperado permite obter um material com uma resistência quatro vezes mais alta que o vidro não-temperado, fazendo com que as superfícies exteriores do vidro estejam num estado de compressão e o seu interior em tensão, Figura 11.26. Este gradiente de tensões faz com que o vidro, quando partido, se desfaça em pequenos pedaços granulares em vez de se fragmentar em estilhaços irregulares. Estes estilhaços mais pequenos são leves e menos suscetíveis de causar ferimentos.

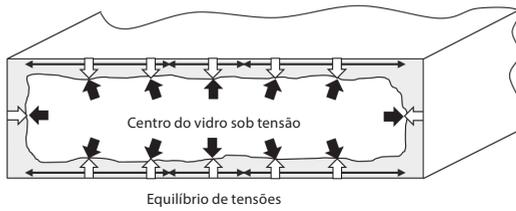


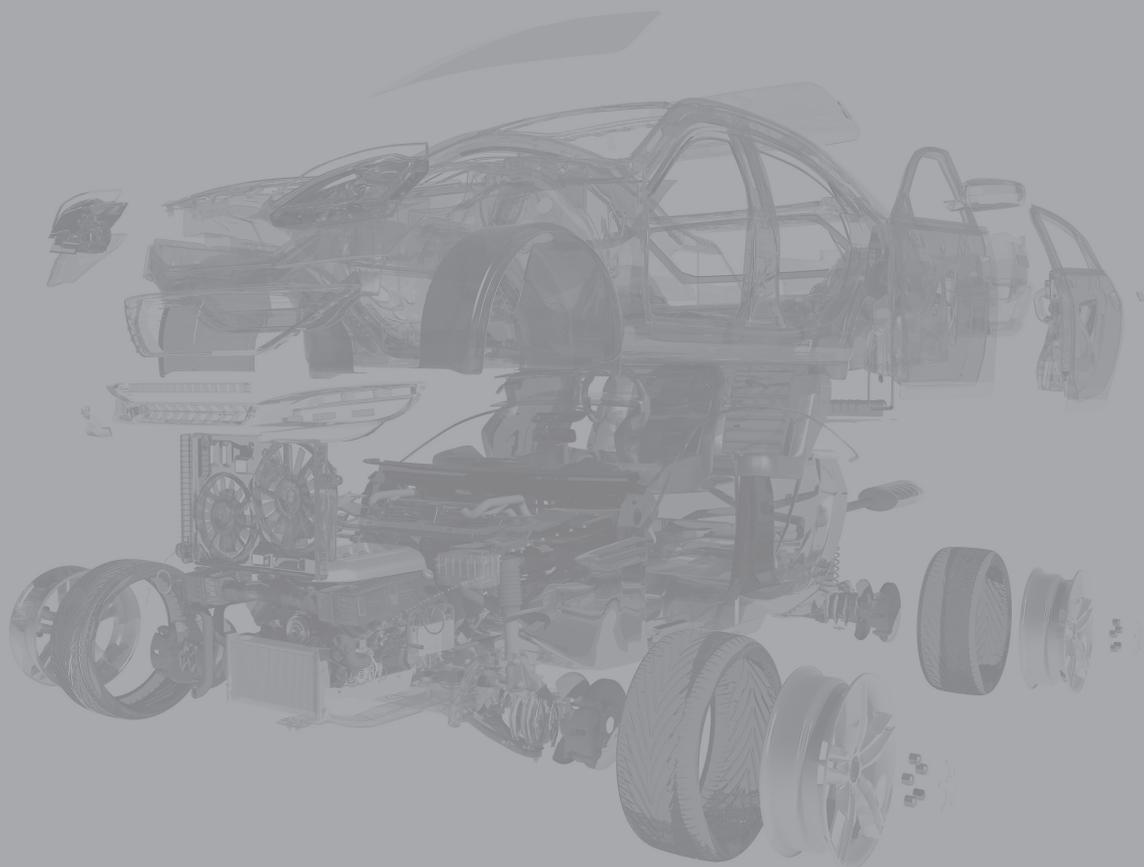
Figura 11.26. Equilíbrio de tensões internas e externas numa placa de vidro temperado.

A produção deste vidro é conseguida através do processamento de placas de vidro produzidas pelo método descrito anteriormente (secção 5.4.3). As placas de vidro são colocadas sobre uma mesa de rolos e introduzidas num forno que aquece a uma temperatura ligeiramente acima da temperatura de transição vítrea (cerca de 620°C). As faces exteriores da placa de vidro são então rapidamente arrefecidas com recurso a um fluxo de ar e solidificam imediatamente, enquanto o núcleo da placa permanece no estado líquido durante um curto período. É este diferencial no tempo de arrefecimento que causa um equilíbrio de tensões internas e externas, que conferem ao vidro temperado as suas propriedades únicas.

Uma consideração importante associada ao fabrico de vidro temperado prende-se com o facto do vidro não pode ser retrabalhado uma vez temperado. Qualquer operação de modificação do vidro como abertura de furos ou polimento dos bordos deve ser feita antes do processo de têmpera ser iniciado. Uma vez que o vidro temperado se encontra num estado de equilíbrio entre as tensões internas e externas, danos na superfície resultam num desequilíbrio destas tensões e levam inevitavelmente à quebra do vidro.

12. POLÍMEROS

12.1.	Introdução	293
12.2.	Estrutura dos polímeros	293
12.3.	Tipos de polímeros	300
12.4.	Fabricação e processamento de polímeros	322
12.5.	Propriedades mecânicas de polímeros	329



12. POLÍMEROS

12.1. INTRODUÇÃO

Os polímeros são materiais extensivamente utilizados em diversas áreas, aplicados em simples embalagens e complexas estruturas e componentes automóveis. Embora sejam muito menos resistentes e rígidos que os metais, os polímeros são baratos, fáceis de processar e muito leves o que os torna excepcionalmente adequados para aplicações não estruturais. Entre os materiais poliméricos com uso mais alargado contam-se por exemplo o polietileno, policarbonato, polipropileno e o policloreto de vinilo.

12.2. ESTRUTURA DOS POLÍMEROS

Os polímeros apresentam uma estrutura mais complexa e variada do que a que é exibida pelos metais. É graças a essa variedade que o comportamento mecânico dos polímeros apresenta uma grande diversidade, dando origem a polímeros técnicos com alta densidade e rigidez ou materiais de uso mais corrente com baixa resistência e densidade.

A estrutura básica dos polímeros consiste em longas moléculas, geradas pela repetição sucessiva de um número extremamente elevado de monómeros, como mostrado na Figura 12.1. Estes monómeros encontram-se ligados entre si por ligações do tipo covalente e na sua composição apresentam fundamentalmente elementos com baixa massa atómica, como o carbono, hidrogénio, azoto, oxigénio, fluor e silício.

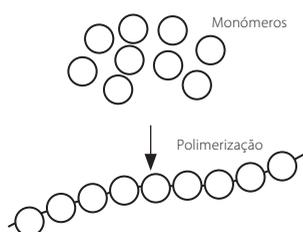


Figura 12.1. O processo básico de formação de um polímero.

A base da cadeia é normalmente formada por átomos de carbono, sendo, portanto, a maior parte dos polímeros compostos orgânicos. No entanto, como iremos ver ao longo deste capítulo existem também polímeros que são formados por uma cadeia de átomos de silício.

Os polímeros podem ser formados segundo dois mecanismos diferentes, que envolvem um processo de adição ou de condensação. No caso de polímeros de adição, estes são

formados a partir da junção de um ou mais tipos de monómeros diferentes, através de uma reação de adição (Figura 12.2.a). Neste caso, os monómeros apresentam uma ligação dupla entre os átomos de carbono e quando sujeitos à polimerização, existe a quebra dessa ligação e a criação de duas novas ligações simples. Este processo de adição é amplamente utilizado pela indústria produtora de polímeros, representando a maior parte dos polímeros produzidos.

Em contraste, nos polímeros de condensação existe uma ligação de dois monómeros diferentes através de uma reação de condensação (Figura 12.2.b). A reação de condensação, envolve a eliminação de outra molécula (e.g. água, álcool ou um ácido). Note-se que, neste caso, os monómeros não necessitam de ter ligações duplas associadas aos átomos de carbono, sendo, no entanto, necessária a presença de dois tipos de grupos funcionais distintos (e.g. poliésteres, poliamidas, fenólicos).

a) Processo de adição



b) Processo de condensação

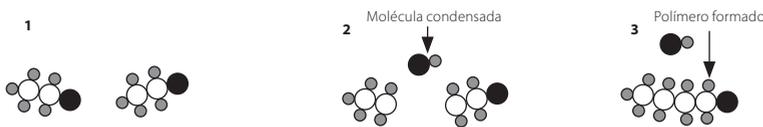


Figura 12.2. Diferentes etapas de formação de polímeros por reação de adição **a)** e condensação **b).**

O mecanismo de formação de polímeros tem algumas implicações na nomenclatura do material resultante. No caso de polímeros de adição ou, nos casos onde é usado um simples monómero, o prefixo “poli” é acrescentado ao nome do monómero (e.g. etileno – polietileno; estireno – poliestireno; metil-metacrilato – polimetil metacrilato). Por meio da reação de polimerização, podem ser formados, ainda, os copolímeros. Os copolímeros são compostos pela união de dois ou mais monómeros diferentes, e essa reação pode ser tanto de adição quanto de condensação. Os diferentes tipos de copolímeros existentes serão discutidos mais à frente neste capítulo.

Consideremos agora o exemplo de um dos plásticos mais utilizados atualmente, o polietileno, para perceber como as diferentes cadeias se unem para formar um polímero, Figura 12.3. Neste material, a molécula de base é o etileno, que será polimerizado. A ligação dupla covalente que existe no etileno é quebrada, deixando cada átomo de carbono apenas com 3 ligações covalentes. De forma a reestabelecer o equilíbrio, o monómero será ligado a um monómero adjacente, e o átomo central de carbono poderá reestabelecer quatro ligações covalentes. Isto permite a construção de cadeias muito longas constituídas por um número elevado de monómeros (com n repetições), As cadeias do polipropileno (PP) e do cloreto de vinilo (PVC) estão representadas de forma esquemática na Figura

12.3. Note-se que o parâmetro n representa em cada caso o grau de polimerização. Este valor apresenta tipicamente valores entre 10^3 e 10^4 para estes materiais, o que exemplifica o elevado número de repetições presentes nestas longas cadeias poliméricas.

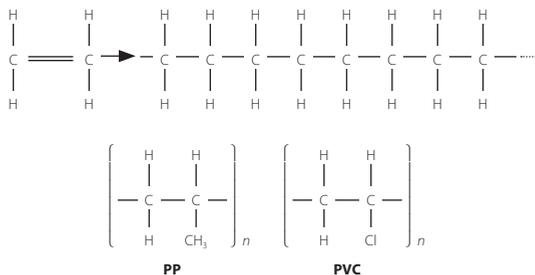


Figura 12.3. Cadeia genérica de um polímero (acima) e cadeias de polipropileno (PP) e do policloreto de vinilo (PVC).

Um fator importante nas propriedades físicas e mecânicas de um polímero é o seu grau de polimerização, ou a sua massa molecular. Este valor corresponde à massa de uma dada cadeia polimérica. Para determinar a massa molecular, é preciso primeiro compreender que a massa de um átomo é função do número de prótons, neutrões e eletrões que o compõem. Uma vez que a pesagem de um único átomo não é possível de realizar na prática, um processo alternativo é empregue, baseado na determinação experimental da relação entre as massas de dois átomos, a que se chama de massa relativa. Por convenção internacional, um átomo do carbono-12 (que tem 6 prótons e 6 neutrões) tem uma massa de exatamente 12 unidades de massa atômica (u.m.a). Este mesmo átomo de carbono-12 foi estabelecido como padrão de medição. A u.m.a. corresponde, portanto, a 1/12 da massa de um átomo de carbono-12, e é igual a $1,6607 \times 10^{-27}$ kg.

Considerando o PVC como exemplo, a massa molecular de uma molécula com n monómeros é calculada da seguinte forma:

$$\text{massa atômica (C)} = m(\text{C}) = 12 \text{ u.m.a.}$$

$$\text{massa atômica (Cl)} = m(\text{Cl}) = 35,5 \text{ u.m.a.}$$

$$\text{massa atômica (H)} = m(\text{H}) = 1 \text{ u.m.a.}$$

$$(1 \text{ u.m.a.}) = 1,6607 \cdot 10^{-27} \text{ kg}$$

$$\text{massa atômica} = (\text{PVC})_{n \text{ monómeros}} = n(3 m(\text{H}) + m(\text{Cl}) + 2 m(\text{C})) = n 62,5 \text{ u.m.a}$$

Por exemplo, para uma cadeia com 2000 monómeros, $n = 2000$, a massa molecular da cadeia é de 123000 u.m.a, que equivale a $2,04 \cdot 10^{-22}$ kg.

12.2.1. Escala

Um fator importante e utilizado para descrever a estrutura de um polímero é a estrutura da unidade, ou a estrutura à escala molecular. Isto é complementado com informação

sobre o tamanho da cadeia ou da estrutura à escala molecular. Exemplos de um mesmo polímero (polipropileno) visualizado a três diferentes escalas são mostrados na Figura 12.4.

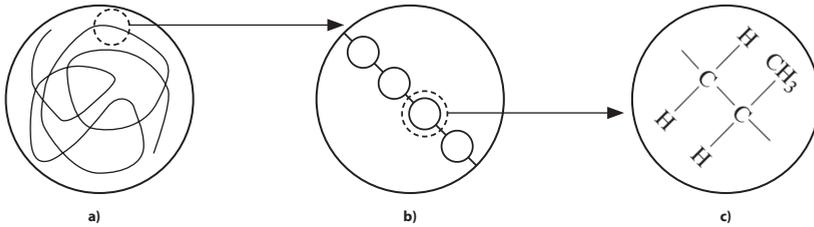


Figura 12.4. Visualização de um polímero (polipropileno – PP) desde a escala macromolecular **a)** até à escala molecular **b)** e **c)**.

12.2.2. Estrutura

Algumas variações estruturais podem ser encontradas nos polímeros, como os copolímeros, a estereoregularidade, ramificações e reticulações. Estas variações modificam a forma como os átomos estão distribuídos e arranjados e afetam as características do material resultante.

O caso mais simples, em que apenas um tipo de monómero se repete, é denominado de homopolímero. Um exemplo de homopolímero é o polietileno, onde os grupos de etileno se repetem ao longo da cadeia. Em contraste, nos copolímeros existe uma cadeia polimérica em que diferentes tipos de monómeros se repetem em sequência. Estas combinações de diferentes monómeros podem ser exploradas de forma a obter polímeros com propriedades altamente otimizadas para determinadas aplicações. Um exemplo clássico de um copolímero é o acrilonitrilo-butadieno-estireno (ABS). Este polímero combina três monómeros com características muito distintas numa única molécula, o que lhe confere propriedades mecânicas superiores às exibidas pela maior parte dos polímeros. O acrilonitrilo confere-lhe resistência e rigidez, o estireno confere-lhe facilidade de processamento e o butadieno é responsável pela sua tenacidade e ductilidade a baixas temperaturas.

Existem quatro configurações possíveis de copolímeros, distinguidas pela maneira como os monómeros diferentes se distribuem na cadeia polimérica (aleatoriamente, alternadamente, em bloco ou em ramos). Estes são mostrados esquematicamente na Figura 12.5.

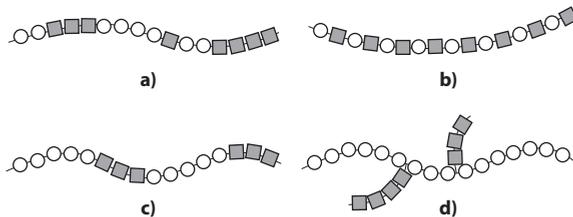


Figura 12.5. Exemplos de copolímeros constituídos por vários tipos de monómeros. Aleatório **a)**, alternado **b)**, em bloco **c)** e ramificado **d)**.

A estereoregularidade, por sua vez, relaciona-se com a possibilidade de um polímero cristalizar, ou seja, formar uma estrutura tridimensional bem organizada. Caso o polímero possa cristalizar, diz-se que é estereoregular e de natureza isotática ou sindiotática. Os polímeros do tipo atático formam estruturas irregulares que não podem cristalizar.

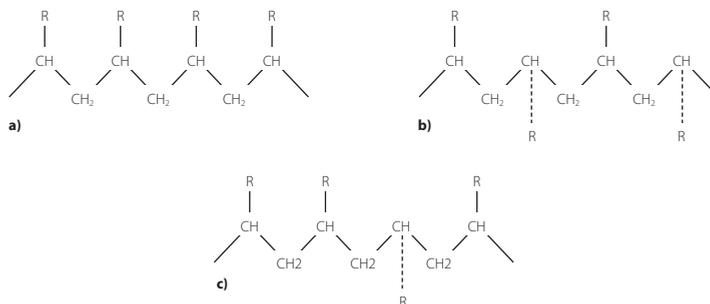


Figura 12.6. Diferentes tipos de sequências de monômeros assimétricos. Isotática **a)**, sindiotática **b)** e atática **c)**.

Na Figura 12.6. encontramos três tipos de sequências associadas ao monómero assimétrico $\text{CH}_2 = \text{CHR}$ (onde R representa um átomo ou um grupo de átomos). No caso isotático, Figura 12.6.a), os grupos R estão situados do mesmo lado enquanto no sindiotático (Figura 12.6.b)) encontramos os grupos R de uma forma alternada, de cada lado da cadeia polimérica. Caso os dois tipos de sequência ocorram numa só cadeia, esta é classificada como uma sequência atática (Figura 12.6.c). Note-se que os polímeros isotáticos ou sindiotáticos são ditos estereoregulares e podem de uma forma geral cristalizar. No entanto, no caso dos atáticos, estamos perante uma estrutura muito irregular que dificulta o processo de cristalização.

Na prática, a maior parte dos polímeros não apresenta uma organização regular, exibindo cadeias distribuídas de forma aleatória, que se assemelham a esparguete, conforme mostrado na Figura 12.7. No entanto, nos polímeros lineares isotáticos e sindiotáticos existe a possibilidade de cristalizar, ainda que apenas parcialmente. As cadeias abandonam a distribuição quase aleatória e passam a seguir uma distribuição mais regular, ordenada e compacta em zig-zag plano e em hélice.

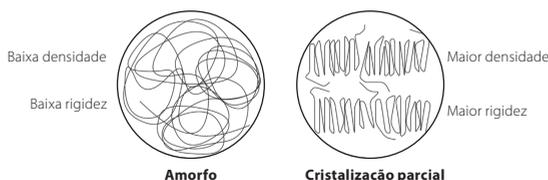


Figura 12.7. Organização das cadeias poliméricas e sua influência nas propriedades mecânicas do polímero.

Com o processo de cristalização invariavelmente surge uma malha que se repete de modo periódico nas três dimensões espaciais. Esta malha pode assumir diversas formas cristalinas como a micela franjada e dendrites, entre outras. No entanto, a estrutura cristalina mais frequentemente encontrada toma a forma de paralelepípedos constituídos por lamelas. Estas lamelas são o resultado do empilhamento sucessivo de vários segmentos da cadeia polimérica, os quais se dobram sobre si mesmos, conforme ilustrado na metade direita da Figura 12.7.

O polietileno é um exemplo de um polímero que pode cristalizar a diferentes níveis, com consequência direta nas suas características. No polietileno de baixa densidade, os níveis de cristalização e a rigidez são ambos baixos. Já no polietileno de alta densidade, existe uma densa estrutura cristalina que confere ao material uma rigidez muito mais elevada.

Passando agora para uma análise da ramificação e reticulação das cadeias poliméricas, podemos encontrar estruturas poliméricas lineares (sem qualquer tipo de variação), ramificadas (com pontos onde as cadeias se dividem em duas cadeias), reticuladas (onde se formam cadeias que fazem pontes entre as cadeias principais) e em rede, onde existe uma malha muito fechada de cadeias curtas. Estas estruturas são criadas por dois tipos de ligações atômicas. As ligações covalentes, mais fortes, são responsáveis por atuar ao longo das cadeias, mantendo a sua coesão interna, enquanto que as forças de van der Waals promovem uma ligação pontual entre as cadeias principais. A presença destas ramificações dá origem a importantes diferenças no comportamento mecânico dos polímeros. Estes tipos de estruturas são mostrados esquematicamente na Figura 12.8.

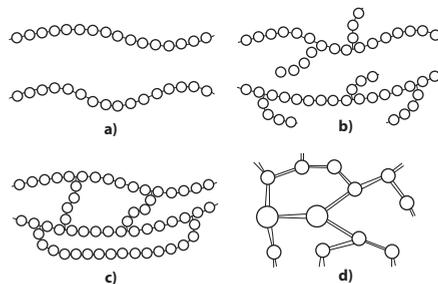


Figura 12.8. Principais tipos de estruturas macromoleculares. Linear a), ramificada b), reticulada c) e em rede tridimensional d).

É importante referir que estes processos de ramificação e reticulação requerem a existência de monómeros especializados que sejam capazes de criar estas ligações nas cadeias de polímeros. A estes chamam-se de peças mono, bi, tri e tetra funcionais, os quais permitem ligar um diferente número de monómeros (até um máximo de quatro).

12.2.3. Temperatura de transição vítrea

Uma característica física que depende fundamentalmente da estrutura 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. À temperatura de transição entre estes dois comportamentos chama-se de temperatura de transição vítrea e o mesmo pode ser definido pelo ponto onde a tangente à curva volume específico-temperatura decresce, conforme mostrado na Figura 12.9.

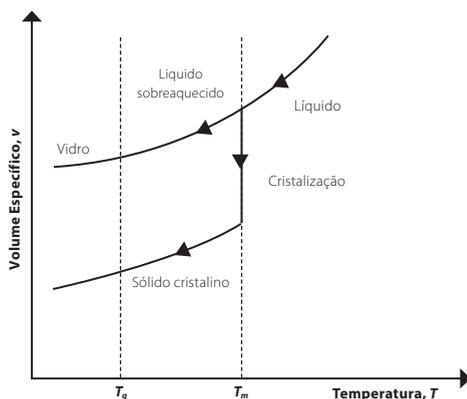


Figura 12.9. Diagrama de variação do volume específico em função da temperatura de um polímero, permitindo identificar a temperatura de transição vítrea.

A existência da temperatura de T_g é explicada pela teoria do volume livre. Esta teoria dita que um polímero é composto por um volume ocupado, correspondente às cadeias poliméricas e de um volume livre, correspondendo ao espaço livre entre cadeias. Com aquecimento de um polímero, o volume livre aumenta, conforme demonstrado pela variação do volume específico exibida na Figura 12.9. A altas temperaturas, a expansão do volume livre resulta num facilitado movimento dos segmentos de carbono da cadeia polimérica, que confere maior flexibilidade e ductilidade ao polímero.

A T_g pode ser determinada por diversos métodos, quase todos baseados na monitorização de uma dada propriedade física do material enquanto a temperatura é variada. Por exemplo, a medição da variação da temperatura do material quando a este é fornecida uma determinada quantidade de calor (calor específico), permite identificar a T_g em equipamentos do tipo calorimetria exploratória diferencial (DSC).

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, conforme mostrado na Figura 12.10.a. 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 indica o pico de amortecimento e, por consequência, a T_g . O movimento vibratório é conseguido graças a um conjunto de eletroímãs, controlados de forma que o provete vibre à sua frequência de ressonância, sendo esta a frequência que corresponde exatamente à frequência natural de vibração do provete. Um sistema deste tipo é mostrado esquematicamente na Figura 12.10.b.

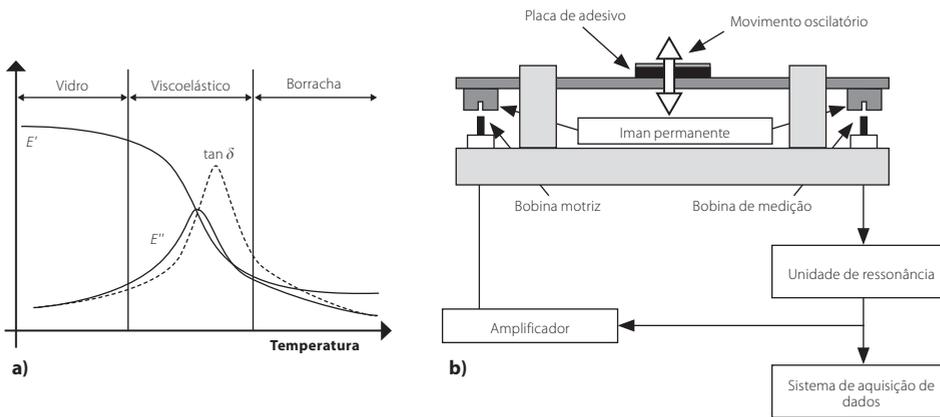


Figura 12.10. Pico de amortecimento existente na região de transição vítrea **a)** e representação esquemática de um sistema de medição de T_g baseado na análise dinâmica **b).**

Exemplos de valores típicos de T_g de diversos polímeros são mostrados na Tabela 12.1. Note-se que existem diversos materiais poliméricos cuja T_g é negativa, o que significa que à temperatura ambiente se encontram na fase mais flexível. Este é o caso dos elastômeros, materiais extremamente flexíveis vulgarmente conhecidos como borrachas.

Tabela 12.1. Valores típicos de temperatura de transição vítrea de alguns de alguns polímeros.

Polímero	T_g (°C)
Policloreto de vinilo (PVC)	75
Polipropileno (PP) atático	- 20
Polipropileno (PP) isotático	0
Poliétileno (PE) de baixa densidade	- 30
Poliétileno (PE) de alta densidade	- 100
Poliestireno (PS)	100
Polimetacrilato de metilo	105
Policarbonato (PC)	150
Borracha natural (NR)	- 75
Borracha de silicone (NR)	- 120

12.3. TIPOS DE POLÍMEROS

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. 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. O epóxido é um exemplo importante de um material termoendurecível. Finalmente, existem também os elastómeros dotados de longas cadeias e com algumas ligações covalentes dispersas. A borracha de silicone é um exemplo de um elastómero, sendo um material altamente elástico. De forma a ilustrar em maior detalhe as diferenças entre cada um destes grupos, as secções seguintes descrevem as suas características principais e descrevem as aplicações típicas.

12.3.1. Termoplásticos

Um termoplástico é um polímero composto por longas cadeias poliméricas, apenas com ramificações ocasionais. Como tal, apresentam-se como sólidos amorfos ou semi-cristalinos que não possuem ligações covalentes entre as cadeias. A principal característica destes materiais é o facto de poderem ser fundidos e reutilizados, o que os torna muito úteis para aplicações onde a reciclagem é um requisito fundamental. Os termoplásticos são amplamente usados devido a duas características chave. A primeira é o facto de apresentarem propriedades mecânicas adequadas para uso numa larga variedade de artigos de uso comum, especialmente uma boa tenacidade, rigidez e resistência. A segunda deve-se o facto de, por serem facilmente fundidos, poderem ser moldados de forma económica em produtos de forma complexa, com boa repetibilidade. As técnicas de injeção de plásticos modernas permitem obter produtos que requerem pouca mão de obra e com elevadas cadências de produção, resultando em custos extremamente baixos.

12.3.1.1. Termoplásticos baseados em estireno

A polimerização do estireno dá origem a uma grande diversidade de polímeros, com uma estrutura tipicamente amorfa. Os produtos mais comercialmente significativos são o poliestireno (PE), acrilonitrilo-butadienoestireno (ABS) e o estireno-acrilonitrilo (SAN), embora existam outros tipos de estirenos com menos implementação no mercado. Estes materiais são usados como plásticos técnicos em aplicações onde são exigidas boas propriedades mecânicas e estabilidade dimensional.

Poliestireno

O poliestireno não modificado é um material resistente, duro, mas bastante frágil, com um ponto de fusão bastante baixo. Totalmente baseado em hidrocarbonetos, tem também um preço de produção relativamente baixo. Não pode ser utilizado para o fabrico de recipientes estanques pois apresenta pouca resistência à penetração de humidade e é pouco resistente aos ataques químicos. A sua estrutura química é mostrada na Figura 12.11.

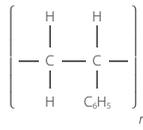


Figura 12.11. Estrutura química do poliestireno.

O poliestireno foi identificado pela primeira vez em 1839 pelo farmacêutico alemão Eduard Simon, que o extraiu de uma resina natural. No entanto, já só no Século XX e com o trabalho de Hermann Staudinger foi possível perceber que este material era de facto um polímero termoplástico, constituído por longas cadeias de moléculas de estireno.

O poliestireno (PS) é utilizado para produzir de forma muito económica componentes plásticos com elevada rigidez, como talheres descartáveis, caixas de CD, modelos de plástico, etc. Um produto muito comum baseado em estireno é o poliestireno expandido (XPS), uma espuma polimérica formada com o auxílio de dióxido de carbono gasoso (CO₂). É um material de baixa densidade e com uma resistência mecânica muito pobre, mas capaz de amortecer impactos de uma forma eficaz, pelo que é extensivamente aplicado em embalagens e em equipamento de segurança como capacetes.

Estireno-acrilonitrilo

O estireno-acrilonitrilo (SAN) é um copolímero que combina uma base de estireno com o acrilonitrilo (cerca de 20 a 30%). O conteúdo típico de acrilonitrilo na composição do SAN é de 20 a 30%. A adição do acrilonitrilo ao estireno resulta num material com as características básicas do PS, mas com uma acrescida resistência química e às temperaturas elevadas. É muito utilizado no fabrico de recipientes e artigos para o lar, assim como alguns componentes para a indústria automóvel com reduzidas exigências de resistência mecânica. A estrutura química de um estireno-acrilonitrilo é mostrada na Figura 12.12.

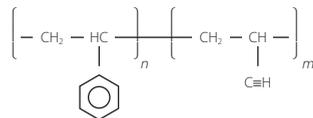


Figura 12.12. Estrutura química do estireno-acrilonitrilo.

Acrilonitrilo-butadieno-estireno

O acrilonitrilo-butadieno-estireno (ABS), é um termoplástico copolímero. Este material combina estireno, acrilonitrilo, polibutadieno, conjugando as características destes materiais para proporcionar ao ABS dureza, brilho, tenacidade e propriedades de resistência superiores às do poliestireno puro. A sua estrutura química é mostrada na Figura 12.13., demonstrando a complexidade associada ao facto de ser um copolímero.

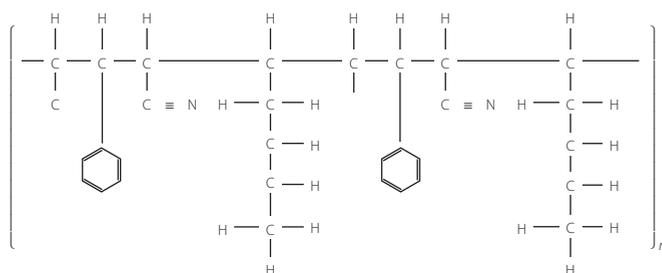


Figura 12.13. Estrutura química do acrilonitrilo-butadienoestireno.

O ABS tem uma forte resistência a produtos químicos corrosivos e ao impacto. O seu processamento é muito fácil, uma vez que a sua baixa temperatura de fusão permite o seu uso em processos de moldagem por injeção ou em equipamentos de fabrico aditivo. O ABS é também relativamente barato, sendo apenas ligeiramente mais dispendioso que o PS ou o SAN. É usado em diversas aplicações que vão desde os brinquedos (as famosas peças Lego são produzidas neste material) aos componentes de automóveis, passando pelas carcaças de praticamente todos os equipamentos eletrónicos que usamos no nosso dia a dia (telemóveis, TV's, etc).

A Tabela 12.2. lista as propriedades chave e aplicações de alguns dos polímeros baseados em estireno mais relevantes no mercado.

Tabela 12.2. Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em estireno.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Poliestireno (PS)	Rígido, frágil, boa estabilidade dimensional, barato, superfícies com bom acabamento, suscetibilidade à fissuração sob tensão (crazing), baixa resistência química	Objetos baratos fabricados por moldação. Pode ser modificado com butadieno para ganhar elevada resistência ao impacto. Combinado com CO ₂ , forma poliestireno expandido (XPS), uma espuma amplamente usada em embalagens e equipamento de segurança.	1,6 a 2,8
Estireno-acrilonitrilo (SAN)	Elevada rigidez e resistência, boa estabilidade dimensional, boa resistência química, menor resistência a fissuração sob tensão que o PS	Material de cozinha, artigos para o lar, recipientes de água, componentes automóveis, artigos médicos, bandejas	1,8 a 2,8
Acrilonitrilo-butadienoestireno (ABS)	Superfícies lisas e brilhantes, resistentes aos riscos e com boa estabilidade dimensional. Elevada resistência ao impacto. Pode ser galvanizado com uma camada protetora de zinco, baixa resistência ambiental	Corpos e caixas de aparelhos eletrónicos e eletrodomésticos (TV's, telemóveis, aspiradores), painéis de instrumentos, revestimentos e puxadores de portas, brinquedos.	2,2 a 3

Exemplos importantes de produtos produzidos com termoplásticos baseados em estireno são mostrados na Figura 12.14.

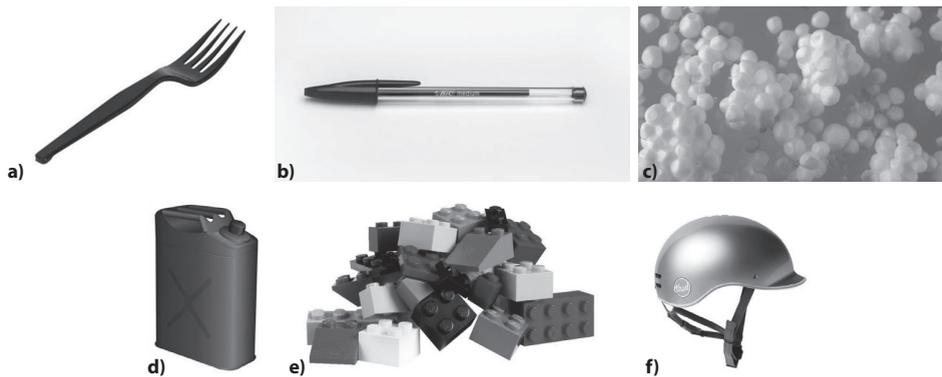


Figura 12.14. Exemplos de produtos fabricados a partir de polímeros baseados em estireno. Garfo em PS **a)**, Caneta em PS **b)**, Espuma em XPS **c)**, recipiente para líquidos em SAN **d)**, brinquedos em ABS **e)** e capacete em ABS **f)**.

12.3.1.2. Termoplásticos vinílicos

Os termoplásticos baseados em vinilo são materiais quase totalmente amorfos. Destes, o mais conhecido é o policloreto de vinilo (PVC), o terceiro polímero plástico sintético mais produzido no mundo, depois do polietileno e do polipropileno. A estrutura do policloreto de vinilo é muito simples, incluindo um único átomo de cloro (Figura 12.15).

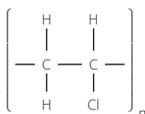


Figura 12.15. Estrutura química do policloreto de vinilo.

O PVC pode ser formulado em duas formas básicas: rígido e flexível. A forma rígida do PVC (por vezes abreviado como uPVC, significando unplastified PVC) é utilizada em produtos que requerem resistência relativamente elevada, como por exemplo tubagens e perfis de portas e janelas. O PVC flexível, é um material macio e flexível, conseguido através da adição de plasticizantes que baixam a rigidez e a T_g deste material, sendo os mais utilizados os ftalatos. Nesta forma o PVC é utilizado, por exemplo, em canalizações flexíveis e no isolamento de cabos elétricos, efetivamente substituindo as borrachas em muitas aplicações.

A Tabela 12.3. lista as aplicações e propriedades chave do policloreto de vinilo.

Tabela 12.3. Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em vinilo.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Policloreto de vinilo	Boa estabilidade dimensional, boa resistência química e ambiental, baixo custo. Baixa tenacidade a temperaturas reduzidas (PCV rígido)	Tubagens para construção civil, perfis de janelas, garrafas, discos musicais. Na sua forma plasticizada por ser usado para criar couro artificial, cabos, tubos flexíveis, filmes de revestimento e roupas. Também pode ser formulado como uma espuma	0,96 a 2,2

Alguns exemplos mais emblemáticos de produtos fabricados em policloreto de vinilo são mostrados na Figura 12.16.



Figura 12.16. Exemplos de produtos fabricados em policloreto de vinilo. Perfis extrudidos **a)**, filme transparente **b)** e tubagens **c)**.

12.3.1.3. Outros termoplásticos amorfos

Polimetil-metacrilato

O polimetil-metacrilato (PMMA) foi sintetizado pela primeira vez pelos químicos britânicos Rowland Hill e John Crawford. Foi um dos primeiros polímeros descobertos e o seu uso foi inicialmente impulsionado pelo facto de poder atuar como o substituto de um vidro. Nesse sentido, durante a Segunda Guerra Mundial, a elevada rigidez e transparência do PMMA fez com que fosse utilizado na construção de janelas e cúpulas de aeronaves e até periscópios de submarinos. É conhecido em todo mundo por diversos nomes comerciais como acrílico, Perspex ou Plexiglas. A estrutura química do polimetil-metacrilato é mostrada na Figura 12.17.

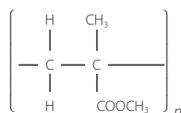


Figura 12.17. Estrutura química do polimetil-metacrilato.

O PMMA apresenta uma temperatura de transição vítrea relativamente alta, que pode chegar até aos 120 °C. Isto permite-lhe operar num gama alargada de temperaturas (entre os – 70 a 100 °C) sem detrimento das suas propriedades mecânicas e óticas.

Policarbonato

O policarbonato (PC) foi descoberto em 1928, pelo químico E. I. Carothers da empresa Dupont, que investigava alternativas sintéticas ao fio de algodão. Os policarbonatos são polímeros que contem o grupo carbonato na sua estrutura química. São polímeros técnicos, resistentes ao impacto, mas com baixa dureza. Podem ser formulados para ser altamente transparentes, atingindo índices de transmissão de luz superior a alguns tipos de vidros. No geral, as características do policarbonato são próximas das do PMMA, embora o policarbonato seja mais resistente e com maior estabilidade a temperaturas extremas. A estrutura do policarbonato é mostrada na Figura 12.18.

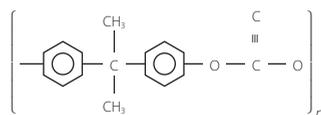


Figura 12.18. Estrutura química do policarbonato.

A Tabela 12.4. lista as aplicações e as propriedades chave do polimetil-metacrilato e do policarbonato.

Tabela 12.4. Características e aplicações típicas de termoplásticos amorfos

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Polimetil-metacrilato (PMMA)	Resistente aos riscos, rígido e com resistência química e ambiental. Suscetibilidade à fissuração sob tensão (<i>crazing</i>).	Componentes transparentes como janelas de aeronaves, para-brisas laminados, chapas, placas, expositores, material publicitário, mobiliário de casa de banho.	2 a 3
Policarbonato (PC)	Superfícies brilhantes e com boa estabilidade dimensional. Baixa resistência aos riscos. Elevada resistência ao impacto, estabilidade térmica e boa capacidade de isolamento. Suscetibilidade à fissuração sob tensão (<i>crazing</i>).	Capacetes, carcaças de ferramentas e máquinas para uso manual	3,3 a 4

Exemplos de componentes fabricados em acrílico e policarbonato são mostrados na Figura 12.19.

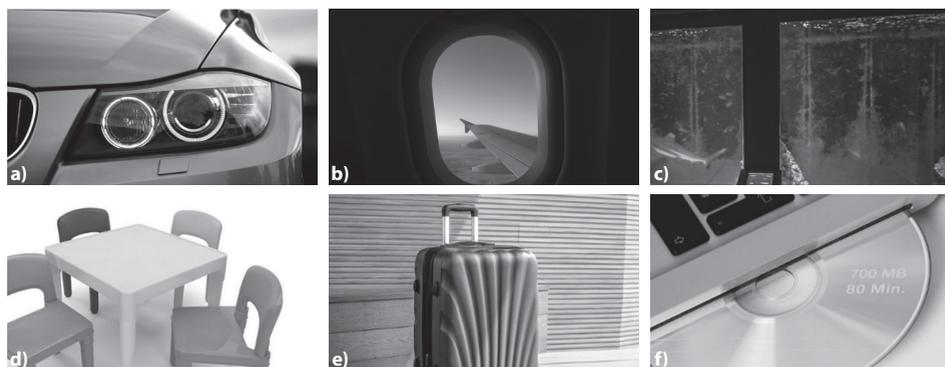


Figura 12.19. Exemplos de produtos fabricados em polimetil-metacrilato e em policarbonato. Óticas de veículos em PMMA **a)**, janelas de aeronaves em PMMA **b)**, painéis de aquários em PMMA **c)**, mobiliário de criança em PC **d)**, malas de viagem em PC **e)** e CD-rom em PC **f)**.

12.3.1.4. Poliolefinas

As poliolefinas são materiais semi-cristalinos, que têm como monómero de base uma olefina simples. Entre as poliolefinas com maior presença no mercado encontra-se o polietileno, nas suas variantes de alta (HDPE), média (MDPE) e baixa (LDPE) densidade, e o polipropileno (PP).

Polietileno

O polietileno é o plástico com maior utilização ao nível mundial, estimando-se até que a produção global anual deste plástico já exceda os 100 milhões de toneladas. O polietileno foi sintetizado pela primeira vez em 1898 pelo químico alemão Hans von Pechmann, que o obteve de uma forma acidental enquanto investigava o diazometano, um precursor do polietileno. A sua estrutura é mostrada na Figura 12.20. É um material de baixo desempenho mecânico, mas com boa resistência química, processamento fácil e um custo muito baixo. Devido a estas características, é muito usado em embalagens (sacos de plástico, filmes plásticos, membranas e recipientes incluindo garrafas, etc.).

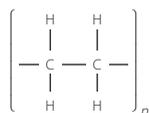


Figura 12.20. Estrutura química do polietileno.

Polipropileno

O polipropileno foi sintetizado pela primeira vez em 1951 pelos químicos J. Paul Hogan e Robert Banks da empresa Philips Petroleum. É um polímero com características similares às do PE, sendo que a presença do grupo metilo melhora ligeiramente as propriedades mecânicas e a resistência térmica, mas resulta numa resistência química reduzida. As aplicações típicas deste material são muito semelhantes às do polietileno, sendo também especialmente usado em embalagens. O polipropileno é o segundo plástico sintético mais amplamente produzido no mundo. A estrutura química do polipropileno é mostrada na Figura 12.21.

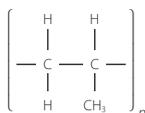


Figura 12.21. Estrutura química do polipropileno.

Na Tabela 12.5. são mostradas alguma das mais importantes características dos polímeros baseados em poliolefinas.

Tabela 12.5. Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em poliolefinas.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Polietileno (PE)	Baixa densidade, baixa rigidez e resistência mecânica. Boa resistência química, suscetível a oxidar na presença de luz solar. Baixo custo	Tubos, filmes, copos, garrafas, isoladores elétricos, embalagens de produtos variados.	1,3 a 1,7
Polipropileno (PP)	Baixa densidade, mas mais rígido e resistente que o PE. Boa resistência química, reduzida estabilidade dimensional, usado quase sempre com reforços e cargas para melhorar o seu desempenho.	Aplicações muito similares às do PE	3,3 a 4

Exemplos de produtos fabricados com polímeros baseados em poliolefinas encontram-se exibidos na Figura 12.22.

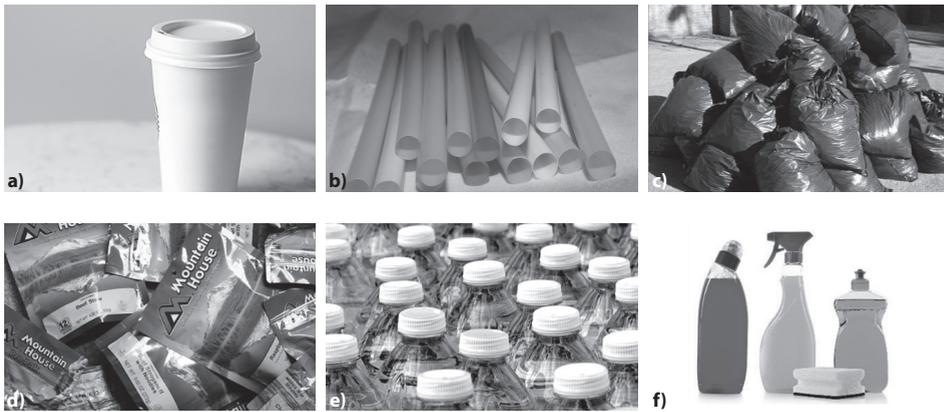


Figura 12.22. Exemplos de produtos fabricados com polímeros baseados em poliolefinas. Copos de bebidas **a)**, palhinhas **b)**, sacos de lixo **c)**, embalagens de alimentos **d)**, garrafas de água **e)**, embalagens de produtos de limpeza **f)**.

12.3.1.5. Outros termoplásticos sem-cristalinos

Além das poliolefinas acima descritas, as poliamidas (PA) e o poliéster termoplástico são dois exemplos adicionais de termoplásticos com uma estrutura semi-cristalina.

O nylon é um nome genérico atribuído à família das poliamidas, sintetizado pela primeira vez pelo químico Wallace Hume Carothers em 1935, ao serviço da empresa Dupont. Tem a distinção de ser a primeira fibra sintética produzida e ainda hoje encontra ampla utilização no setor têxtil, sendo encontrada numa enorme diversidade de tecidos e acessórios. Um exemplo muito conhecido de um material têxtil fabricado com nylon são os fechos de velcro, parte indispensável de muito vestuário moderno. Na Figura 12.23. é exemplificada a estrutura química de uma poliamida.

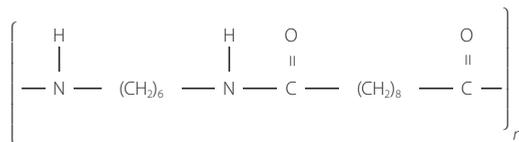


Figura 12.23. Estrutura química de uma poliamida (PA 6-10).

Existem muitos tipos de poliamidas. Os mais populares são o PA 6,6 e PA6. Estes são frequentemente usados para fabricar fibras (indústria têxtil) e películas (embalagem) ou então injetados em moldação. Existem formulações de poliamida com excelente resistência à abrasão e elevada tenacidade, que são usadas na construção de componentes mecânicos (como engrenagens e casquilhos). Atualmente existem também formulações de PA com base biológica produzidas, por exemplo, a partir de uma base de óleo de rícino.

Um dos principais problemas associados ao uso de poliamidas é o facto de estas absorverem grandes quantidade de humidade devido à afinidade das moléculas de água com o grupo químico amida. Note-se que a presença da humidade plastifica as poliamidas e causa redução da sua rigidez, mas melhora a resistência ao impacto. A absorção de humidade também um peso significativo nas variações dimensionais; pelo que deverá ser considerada na conceção e dimensionamento de peças formadas por estes materiais. No entanto, existem formulações especiais que exibem reduzida absorção de humidade.

Na Tabela 12.6. são listadas as características dos polímeros baseados em poliolefinas.

Tabela 12.6. Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em poliamidas.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Poliamida 6 (PA6)	Resistência à abrasão, boa tenacidade, absorve água (até 9,5%).	Carcaças de máquinas ferramentas, engrenagens, casquilhos e rolamentos	2,8 a 3,9
Poliamida 6,6 (PA 6,6)	Alta resistência à abrasão, tenaz, resistente ao envelhecimento. absorve água (até 8,5%). Muitas vezes utilizado no estado reforçado	Têxteis, velcro, fios, e peças moldadas	2,7 a 4
Poliamida 6,10 (PA 6-10)	Baixa absorção de água, boa estabilidade dimensional.	Isolamento elétrico, componentes de elevada precisão, filamentos para escovas e fechos de correr	5,3 a 6

A Figura 12.24. mostra um conjunto de produtos fabricados com poliamidas.

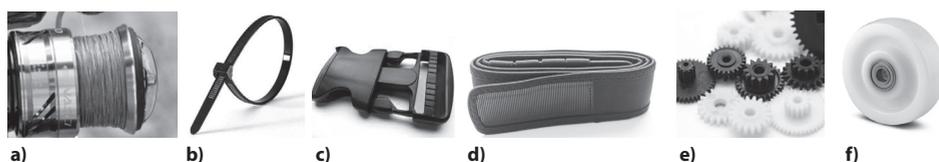


Figura 12.24. Exemplos de produtos fabricados com poliamidas. Fio de pesca **a)**, abraçadeiras **b)**, fivelas **c)**, velcro **d)**, engrenagens **e)**, rodas **f)**.

O polietileno tereftalato, ou PET, é um polímero termoplástico da família dos poliésteres e com uma estrutura semi-cristalina. Foi sintetizado pela primeira vez em 1941 por Whinfield e Dickson, dois químicos britânicos. É formado pela reação entre o ácido tereftálico e o etileno glicol. É um material de baixo custo, com baixa permeabilidade à água e aos gases e com propriedades mecânicas relativamente boas. A estrutura química do polietileno tereftalato é mostrada na Figura 12.25.

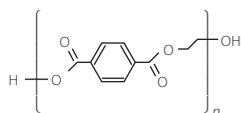


Figura 12.25. Estrutura química do polietileno tereftalato.

Atualmente, o PET utiliza-se principalmente para produzir fibras para tecelagem e embalagens para bebidas. De facto, a maior parte da produção mundial de PET (mais de 60%) é destinada ao estiramento de fibras sintéticas, sendo a produção de garrafas responsável

por cerca de 30% da procura global. Curiosamente, no domínio das aplicações têxteis, o PET é habitualmente referido como poliéster, enquanto a sigla PET é geralmente utilizada em relação em aplicações de embalagem. O poliéster é o quarto polímero mais produzido, atrás apenas do polietileno (PE) do polipropileno (PP) e do policloreto de vinilo (PVC).

As características e aplicações deste material são listadas na Tabela 12.7.

Tabela 12.7. Características e aplicações típicas de termoplásticos de polietileno tereftalato.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Polietileno tereftalato (PET)	Baixa permeabilidade a água, bom isolamento elétrico, boa resistência mecânica, boa resistência à temperatura, boa rigidez. Baixo custo	Fibras sintéticas para a indústria têxtil, garrafas de bebidas, embalagens de cosméticos, filmes transparentes	0,4 a 1,30

Vários objetos fabricados com recurso ao polietileno tereftalato são mostrados na Figura 12.26.



Figura 12.26. Exemplos de garrafas fabricados em polietileno tereftalato. Garrafas de líquidos **a)**, embalagens de cosméticos **b)**.

12.3.1.6. Termoplásticos de flúor

O politetrafluoroetileno (PTFE) é um fluoropolímero, com um relativamente elevado grau de cristalinidade, vulgarmente conhecido pela marca comercial Teflon. O PTFE foi descoberto acidentalmente em 1938 por Roy J. Plunkett ao serviço da empresa Dupont, quando descobriu que o tetrafluoroetileno gasoso contido dentro de uma garrafa de alta pressão polimerizou, numa reação catalisada pelo ferro presente no interior da garrafa e pelas altas pressões. A estrutura do PTFE é extremamente simples, correspondendo a dois átomos de carbono ligados a quatro átomos de flúor, conforme mostrado na Figura 12.27.

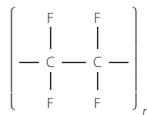


Figura 12.27. Estrutura química do politetrafluoroetileno.

O PTFE mantém elevada resistência, tenacidade e auto-lubrificação a temperaturas extremamente baixas (-268 °C) e apresenta boa flexibilidade a temperaturas superiores a -80°C. As propriedades especiais do PTFE são resultado das fortes ligações flúor-carbono.

A principal aplicação do PTFE é no revestimento de cabos em aplicações aeroespaciais e eletrônicas, devido às propriedades dielétricas, que o tornam num excelente isolante. O polietileno pode também ser usado para esta aplicação, mas é menos resistente e com um ponto de fusão inferior, pelo que é relegado para aplicações de baixo custo. Em aplicações industriais, o PTFE é usado devido ao seu baixo atrito e boa resistência mecânica, sendo aplicado em chumaceiras, engrenagens, vedantes, juntas e casquilhos, onde supera o desempenho das poliamidas, embora a um custo muito superior.

A Tabela 12.8. sumariza as características, custos e aplicações típicas do politetrafluoretileno.

Tabela 12.8. Características e aplicações típicas do politetrafluoretileno.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Politetrafluoretileno (PTFE)	Boa resistência a altas temperaturas, extremamente baixo atrito e baixa adesão	Utensílios de cozinha antiaderentes, engrenagens, casquilhos e rolamentos, isolamento de cabos elétricos	11 a 13

Na Figura 12.28. podemos encontrar exemplos objetos que dependem das características especiais do politetrafluoretileno para desempenhar as suas funções.



Figura 12.28. Exemplos de produtos fabricados em politetrafluoretileno. Engrenagem de baixo atrito **a)**, cabos revestidos com teflon **b)** e utensílios de cozinha anti-aderentes **c)**.

12.3.2. Termoendurecíveis

Os termoendurecíveis são polímeros que possuem uma rede tridimensional que une as suas cadeias poliméricas, fruto de um grande número de ligações covalentes. O resultado desta rede altamente reticulada é um material que não consegue retornar ao estado líquido após a aplicação de calor. Não é possível refundir os polímeros termoendurecíveis porque estes se degradam com o calor. Os termoendurecíveis são normalmente obtidos com um processo de reação de uma mistura de dois componentes (a resina e um endurecedor/catalisador), que causam o endurecimento do material resultante. Entre os termoendurecíveis mais comuns contam-se os epóxidos e os poliésteres, materiais que são muito utilizados em matrizes de polímeros reforçados com fibras, formando materiais compósitos. Uma outra aplicação clássica de epóxidos são os adesivos estruturais, usados em estruturas aeronáuticas e na construção de veículos automóveis.

Epóxidos

Os polímeros epóxidos (também chamados de resinas epóxidas), correspondem a um amplo grupo de compostos poliméricos que se caracterizam pela presença de um anel de oxirano ou epóxido. Estes anéis apresentam três membros, contendo um átomo de

oxigênio que está ligado a dois átomos de carbono. É a presença deste grupo funcional que define uma molécula como sendo epoxídica, podendo a restante base molecular ser variada. Conseqüentemente, os epóxidos não apresentam uma formulação fixa, podendo o seu desempenho ser ajustado e afinado para melhor responder a diversas aplicações, sendo isto conseguido sem grandes alterações ao processo de produção. Um exemplo de uma estrutura química de um epóxido é mostrado na Figura 12.29.

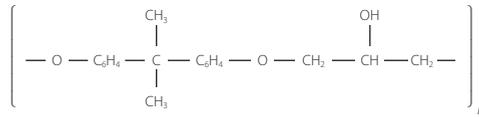


Figura 12.29. Estrutura química de um epóxido.

A condensação de epóxidos foi obtida pela primeira vez por Paul Schlack, em 1934 na Alemanha, embora o uso industrial deste material só se tenha verdadeiramente iniciado mais de dez anos depois, após a conclusão da Segunda Guerra Mundial. A reação dos epóxidos com endurecedores polifuncionais ou o uso de catalisadores e estímulos externos (como o calor) permite alterar o seu estado físico de um líquido de baixa viscosidade para um polímero termoendurecível com alto ponto de fusão, com propriedades mecânicas relativamente elevadas, boa resistência térmica e química e reduzida contração dimensional durante a cura.

Os epóxidos podem ser encontrados em aplicações de revestimento, como por exemplo no interior de latas de refrigerantes e de tinta, onde criam uma barreira protetora entre a embalagem e o produto embalado. São também utilizados como revestimento protetor contra a corrosão em grandes componentes metálicos, como mobiliário de escritório e hospitalar, quadros de bicicletas e no casco de navios e plataformas petrolífera. Podem ser aplicados por um método electrostático (*powder coating*).

O epóxido tem um papel fundamental nos materiais compósitos modernos, servindo como a resina de excelência para os compósitos reforçados por fibras de carbono. Devido à sua alta rigidez e estabilidade, permite a obtenção de compósitos com elevado desempenho mecânico e resistência a condições ambientais extremas, como os que encontramos numa monocoque de um carro de competição ou na estrutura primária de aviões de passageiros altamente eficientes, como é o caso dos modernos Boeing 787 e Airbus A350 (Figura 12.30).



Figura 12.30. Aeronaves construídas com recurso a materiais compósitos de base epóxido.

Note-se, no entanto, que no seu estado mais puro os epóxidos são materiais relativamente frágeis e sensíveis ao impacto e como tal são quase sempre utilizados numa forma reforçada, seja com partículas ou com outro polímero que lhes confere maior ductilidade e tenacidade. Estas formas reforçadas de epóxidos são também usadas como adesivos estruturais, os quais são discutidos em detalhe mais à frente nesta secção.

A Figura 12.31. mostra uma aplicação de resina epóxida na indústria aeroespacial.



Figura 12.31. Aplicação de resina epóxida na construção de veículos aeroespaciais.

Poliésteres insaturados

Os poliésteres insaturados (UP) são resinas termoendurecíveis, resultantes da reação entre um ácido saturado, um ácido insaturado e um diálcool. As suas cadeias moleculares são compostas por ligações duplas e simples de carbono. Encontram-se inicialmente no estado líquido, e solidificam através da adição de endurecedores. O material resultante é bastante rígido e tenaz, embora com uma resistência mecânica inferior à dos epóxidos. Os poliésteres insaturados são principalmente usados como matriz de materiais compósitos. Compósitos de poliéster insaturado e fibra de vidro são muito utilizados na construção de cascos de pequenos navios e iates e em componentes de automóveis. Um exemplo da estrutura química de um poliéster insaturado é mostrado na Figura 12.32.

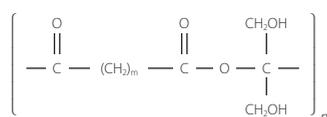


Figura 12.32. Estrutura química do poliéster insaturado.

As características e aplicações típicas de polímeros baseados em epóxico e em poliéster insaturado são descritas na Tabela 12.9.

Tabela 12.9. Características e aplicações típicas de epóxidos e poliéster insaturado.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Epóxico (EP)	Elevada resistência mecânica, elevada rigidez, baixa tenacidade extremamente baixo atrito e baixa adesão, elevado custo	Revestimentos anti-corrosão, matrizes de materiais compósitos, adesivos estruturais	3-20
Poliéster insaturado (UP)	Mais barato que epóxico. Boa rigidez e tenacidade. Resistência adequada à temperatura e ao envelhecimento, baixa contração linear	Matriz de materiais compósitos usado em construção de barcos e reparações de componentes automóveis.	1

Vinilester

Vinilester é o nome dado a uma resina termoendurecível produzida pela esterificação de uma resina epóxico com recurso a ácidos acrílicos ou metacrílicos. Os grupos “vinil” referem-se a estes substitutos de éster, que são propensos a polimerizar. A polimerização desde material é iniciada por radicais livres, os quais podem ser gerados por exposição à radiação UV ou pelo uso de um endurecedor contendo peróxidos. A relativamente complexa estrutura de um vinilester é mostrada na Figura 12.33.

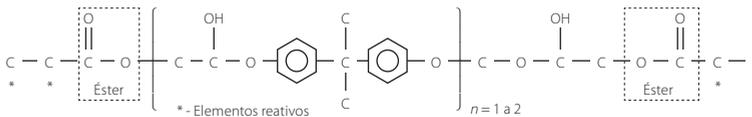


Figura 12.33. Estrutura química do vinilester, mostrando os grupos de ester e os elementos reativos.

Este material pode ser utilizado como alternativa ao poliéster e ao epóxico no papel de matriz de materiais compósitos. As suas características mecânicas e o custo encontram-se posicionadas entre o poliéster e o epóxico, o que torna este material numa alternativa ideal para aplicações onde seja necessário manter um equilíbrio entre o desempenho mecânico e o custo do produto final. O vinilester apresenta também uma elevada resistência química, pelo que também é usado em aplicações destinadas a transportar ou armazenar líquidos potencialmente corrosivos.

Fenol formaldeído

As resinas de fenol formaldeído (PF) ou resinas fenólicas são polímeros sintéticos obtidos pela reação do fenol ou fenol substituído por formaldeído. Utilizadas como base para a baquelite, as resinas de fenol formaldeído foram das primeiras resinas sintéticas comercializadas, sendo o principal constituinte da baquelite. São utilizadas na produção de diversos produtos moldados, incluindo bolas de bilhar, bancadas de laboratório, como revestimentos e adesivos. Foram em tempos o material mais utilizado para a produção de placas de circuitos impressos, tendo, entretanto, sido substituídos por outros materiais,

como por exemplo as resinas epoxídicas reforçadas com fibra de vidro. A estrutura química de um fenol formaldeído é mostrada na Figura 12.34.

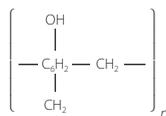


Figura 12.34. Estrutura química do fenol formaldeído.

Poliuretano

Os poliuretanos são dos materiais poliméricos mais versáteis, formados pela reação de um polioliol (um álcool com mais de dois grupos hidroxil reactivos por molécula) com um diisocianato ou um isocianato polimérico na presença de catalisadores e aditivos adequados. Note-se que existe uma ampla variedade de diisocianatos e polióis que podem ser utilizados para produzir poliuretano pelo que estes materiais, tal como foi descrito para os epóxis, podem ser formulados e ajustados para corresponder às necessidades de aplicações muito específicas e diversas, sem detrimento da simplicidade do seu processo de fabrico. De facto, não é possível definir características muito específicas de um polímero de base de poliuretano, pois estes podem ser flexíveis ou rígidos e duros ou macios, dependendo dos requisitos da aplicação a que se destinam. O exemplo de uma estrutura química de um poliuretano é mostrado na Figura 12.35.

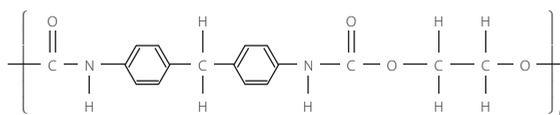


Figura 12.35. Estrutura química típica de um poliuretano.

Os poliuretanos foram formulados pela primeira vez em 1937 pela equipa de Otto Bayer na empresa alemã IG Farben. Impulsionados pelo esforço de guerra associado à Segunda Guerra Mundial, rapidamente encontraram aplicação como substitutos da borracha natural, um material escasso durante este conflito. Outras aplicações acabaram por surgir nas décadas seguintes, como revestimentos de elevada resistência, vestuário, solas para calçado, adesivos, componentes automóveis resistentes ao impacto e espumas com elevada capacidade de amortecimento e de isolamento térmico.

Poliimida

As poliimididas (PI) são polímeros que podem ser formulados quer como termoplásticos quer como termoendurecíveis, sendo a formulação termoendurecível a mais importante em aplicações de engenharia, uma vez que apresenta uma inigualável resistência a altas temperaturas. A primeira poliimida foi sintetizada em 1908 por Bogart e Renshaw, embora este material apenas tenha encontrado um uso mais alargado várias décadas depois, quando a empresa Dupont desenvolveu um processo produtivo mais eficiente. Na Figura 12.36. é mostrado um exemplo de uma estrutura química típica de uma poliimida.

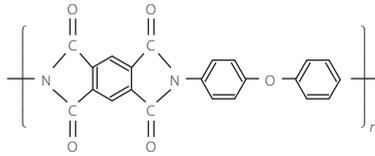


Figura 12.36. Estrutura química típica de uma poliimida.

Atualmente existem dois processos principais para a obtenção de poliimidias. O mais utilizado é a reação entre um dianidrido e uma diamina mas também é possível obter estes materiais através de uma reação entre um dianidrido e um diisocianato. As poliimidias apresentam uma estabilidade térmica excepcional entre todos os polímeros, existindo formulações capazes até de suportar temperaturas perto dos 700°C por curtos períodos. Apresentam também uma resistência mecânica e química elevada. Têm excelentes propriedades dielétricas e um coeficiente de expansão térmica inerentemente baixo.

As poliimidias são muito usadas em circuitos impressos, componentes de semicondutores e no fabrico de cabos e motores elétricos, onde funcionam como um revestimento isolante. Os compósitos de poliimida são usados na indústria aeroespacial em peças de motores e no isolamento térmico de fuselagens. Esta indústria usa também adesivos estruturais baseados em poliimida, capazes de resistir a altas temperaturas atingidas perto de sistemas de propulsão a jato. Também são usadas, sob a forma de fibras e têxteis, em vestuário de proteção com elevada resistência ao fogo, como o usado por bombeiros.

As principais características dos polímeros termoendurecíveis descritas nesta secção são listadas na Tabela 12.10.

Tabela 12.10. Características e aplicações típicas de vários polímeros termoendurecíveis.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)
Vinilester	Elevada resistência química	Materiais compósitos reforçados com fibras para tubagens e reservatórios	2-4
Fenol formaldeído (PF)	Elevada fragilidade	Matriz de materiais compósitos	1-2
Poliuretano (PU)	Boa flexibilidade, e resistência ao impacto, bom isolamento térmico e de vibrações	Para-choques, painéis, revestimentos, engrenagens, adesivos, espumas de isolamento térmico	2-2,5
Poliimida (PI)	Comportamento excelente a temperaturas extremamente elevadas, custo muito elevado	Circuitos impressos, isolamento elétrico de cabos e motores, adesivos estruturais matriz de materiais compósitos, vestuário resistente ao fogo.	20

O papel dos materiais termoendurecíveis nas ligações adesivas estruturais

Os adesivos estruturais são uma aplicação específica dos polímeros termoendurecíveis que explora as características destes materiais para criar uma ligação forte e durável entre dois ou mais substratos. O uso de ligações adesivas apresenta vantagens importantes no projeto de estruturas leves e eficientes, pelo que foi naturalmente adotado para aplicações aeronáuticas, onde o baixo peso das estruturas é um parâmetro de projeto fundamental.

O uso de um polímero como adesivo permite a obtenção de juntas onde as cargas são distribuídas de uma forma muito mais uniforme (Figura 12.37.), contrastando com as concentrações de tensão obtidas quando um método de ligação clássica é empregue (como a rebiteagem ou aparafusamento). O menor nível de tensão instalado no material permite utilizar materiais mais leve ou menos espessos, promovendo a poupança de peso, e tem uma influência positiva na durabilidade sob condições de carga cíclica (fadiga).

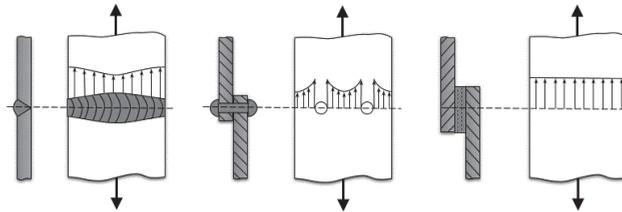


Figura 12.37. Redistribuição de tensões numa junta soldada, rebitada e colada.

Uma outra vantagem importante da ligação adesiva é o facto de poder ligar, de forma relativamente simples, materiais dissimilares. Ou seja, a construção de estruturas multi-materiais, onde o tipo de material usado é variado conforme as cargas e solicitações existentes em cada localização é facilitado, criando outro mecanismo para redução de peso.

O uso dos adesivos estruturais na indústria aeronáutica iniciou-se durante a Primeira Guerra Mundial, onde adesivos à base de caseína foram utilizados para unir componentes em madeira de aviões de combate de uma forma leve. Um exemplo de uma dessas aeronaves é mostrado na Figura 12.38. A caseína é uma proteína encontrada no leite, que pode ser convertida numa cola de madeira relativamente eficaz quando dissolvida em água e misturada com cal hidratada e hidróxido de sódio. Sendo um material de origem natural, esta cola degrada-se com alguma rapidez e como tal as estruturas com ela coladas eram sujeitas um controlo apertado. Curiosamente, esta monitorização poderia ser feita cheirando as juntas coladas, uma vez que o processo de biodegradação da caseína emite um odor muito característico.



Figura 12.38. Avião de combate Fokker Dr. I, utilizado durante a Primeira Guerra Mundial construído com uma estrutura colada com adesivos à base de caseína.

O uso de adesivos na indústria aeronáutica deu um novo salto durante a Segunda Guerra mundial, com a utilização dos primeiros adesivos baseados em polímeros sintéticos. O exemplo mais notório encontra-se no bombardeiro ligeiro de Havilland Mosquito, construído em laminado de madeira, um material leve, relativamente forte e muito mais acessível que as ligas de alumínio utilizadas em outros aviões de combate da mesma era. No entanto, o uso deste material requeria um adesivo sem base aquosa, pois o laminado de madeira perdia a sua coesão quando molhado. A solução foi encontrada no Resorcinol, um adesivo termoendurecível baseado numa resina de ureia-formaldeído. O processo de colagem de reforços no interior da fuselagem deste avião é mostrado na Figura 12.39. A partir deste momento os adesivos sintéticos ganharam um impulso significativo e novas formulações com características melhoradas foram surgindo em rápida sucessão.

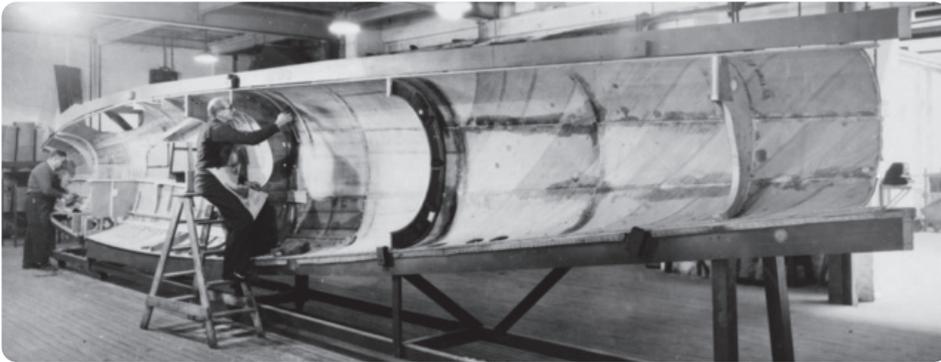


Figura 12.39. Processo de construção do avião de combate de Havilland Mosquito, utilizado durante a Segunda Guerra Mundial e construído com laminados de madeira colados com adesivo estrutural.

Atualmente, a indústria aeronáutica usa uma enorme variedade de adesivos estruturais para a construção de estruturas aeronáuticas. Os adesivos de fenol-formaldeído sucederam os de ureia-formaldeído e ainda são usados em algumas aplicações, mas foram largamente suplantados pelos adesivos de base epóxida, com características mecânicas e durabilidade muito superiores e, nalgumas aplicações especiais, pelas poliimididas, usadas essencialmente em componentes sujeitos a temperaturas muito elevadas. É importante denotar que nas estruturas primárias (aquelas indispensáveis ao voo em segurança) a indústria aeronáutica usa métodos de ligação híbridos, combinando o uso de ligação adesiva com um método alternativo de ligação, como por exemplo rebiteagem. Isto é feito de forma a garantir um nível de redundância e segurança adicional, caso exista alguma falha.

12.3.3. Elastómeros

Os elastómeros são polímeros altamente lineares, mas diferem dos termoplásticos pela existência de um pequeno número de ligações covalentes entre as cadeias poliméricas e pelo facto de que, à temperatura ambiente, as ligações de van der Waals entre as cadeias principais estão rompidas. O resultado é um material altamente elástico que suporta grandes deformações mecânicas, mas consegue retornar à sua forma inicial quase sem dano.

Poliisopreno

O monómero isopreno é um dos principais componentes da borracha natural, extraída da árvore da borracha (*Hevea brasiliensis*). Em 1879, o químico francês Gustave Bouchardt, foi o primeiro a sintetizar um polímero a partir do isopreno, criando assim a primeira borracha produzida sinteticamente. Sendo derivada do mesmo monómero, a borracha de poliisopreno possui propriedades similares às exibidas pela borracha natural, com excelente elasticidade e resistência à abrasão. Apresenta boa resistência a soluções diluídas de ácidos e bases mas degrada-se muito facilmente por efeito de agentes ambientais como a luz solar e ultravioleta, oxigênio e ozono. A Figura 12.40. mostra a estrutura química típica dos poliisoprenos.

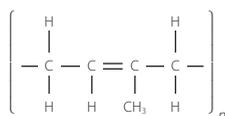


Figura 12.40. Estrutura química de um polímero de isopreno.

A borracha de poliisopreno é usada em aplicações diversas, essencialmente como um substituto da borracha natural. Entre estas aplicações contam-se os pneumáticos, bandas e molas elásticas, tubos e mangueiras, solas de calçado e artigos farmacêuticos.

Polibutadieno

O polibutadieno foi um dos primeiros elastómeros totalmente sintéticos a ser desenvolvido, apresentando muitas semelhanças ao poliisopreno e à borracha natural. No entanto, além da elasticidade típica das borrachas, o polibutadieno apresenta também um excelente comportamento mecânico quando exposto a baixas temperaturas. Em 1910, o químico russo Sergei Vasilyevich Lebedev, foi o primeiro a polimerizar o butadieno, tendo mais tarde desenvolvido procedimentos de sintetização deste material, partindo de uma base de etanol catalisada com sódio. A estrutura química do polibutadieno é mostrada na Figura 12.41.

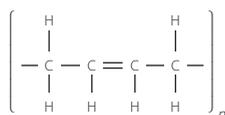


Figura 12.41. Estrutura química do polibutadieno.

Atualmente os polímeros de polibutadieno são amplamente utilizados na indústria automóvel, sendo empregues no fabrico de pneus de alto desempenho e longa durabilidade, correias de transmissão e tubagens flexíveis, explorando a grande resistência a baixas temperaturas deste material. O butadieno é também usado como reforço em muitos outros materiais poliméricos, conferindo-lhe excepcionais características de resistência ao impacto e ductilidade.

Policloropreno

O policloropreno é uma borracha sintética, vulgarmente conhecida como neopreno (um nome comercial utilizado pela empresa Dupont). O policloropreno foi preparado pela primeira vez em 1931 por Arnold Collins, químico da Dupont. O policloropreno é preparado por polimerização em emulsão de cloropreno, ou 2-clorobutadieno e a estrutura resultante é mostrada na Figura 12.42. É considerado como uma borracha de uso geral, mas devido ao seu custo ligeiramente superior ao do polibutadieno, tende a ser empregue apenas em aplicações que exigem as suas características específicas.

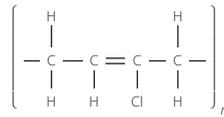


Figura 12.42. Estrutura química do policloropreno.

Uma vez que inclui cloro na estrutura, resiste aos hidrocarbonetos, à oxidação e ao ataque por ozono. Apresenta também boa resistência às chamas e, se usado numa forma de espuma, é um bom isolador térmico. Consequentemente, o policloropreno é empregue em componentes onde seja desejada uma elevada resistência ao óleo, calor, chama e abrasão. Pode ser encontrado em isolamento de fios e cabos, na construção de tubagens e mangueiras para óleos e combustíveis, em elementos vedantes e materiais têxteis.

Borracha de silicone

As borrachas de silicone são elastómeros muito duráveis e altamente resistentes à temperatura. Diferem das borrachas ditas orgânicas porque incluem silício (sob a forma de silicone) na sua composição, combinado com outras moléculas como carbono, hidrogénio e oxigénio. Embora os compostos de silicone já fossem amplamente conhecidos, foi J.F. Hyde que em 1930 primeiramente desenvolveu um processo capaz de produzir borrachas de silicone de uma forma industrial, ao serviço da empresa Corning Glass Works. A estrutura química de uma borracha de silicone é mostrada na Figura 12.43.

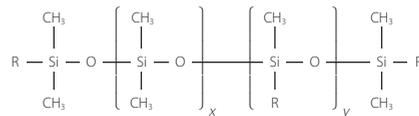


Figura 12.43. Estrutura química de uma borracha de silicone.

A estrutura destas borrachas inclui sempre uma cadeia principal de silício-oxigénio, mas pode também conter diversos grupos orgânicos como o metil, vinil e fenil. Dependendo dos grupos orgânicos que a constituem, as características de uma borracha de silicone podem variar de forma significativa. De qualquer modo as borrachas de silicone oferecem sempre boa flexibilidade e resistência a temperaturas extremas, podendo operar entre os -100 e 300 °C. A sua resistência mecânica e à fluência, condutividade térmica e resistência a chama, são por norma superiores às exibidas pela maior parte das borrachas orgânicas,

ainda que sejam significativamente inferiores às exibidas pelos polímeros técnicos de natureza termoendurecível.

Existem três tipos principais de borrachas de silicone. A borracha de silicone sólida ou vulcanizada a alta temperatura (HTV), borracha de silicone líquida (LSR) e a borracha de silicone vulcanizada à temperatura ambiente (RTV). A borracha de silicone sólida contém polímeros com um peso molecular elevado e cadeias de polímeros relativamente longas. É tipicamente fornecida na forma não curada e processada como uma borracha tradicional. A borracha de silicone líquida contém polímeros de menor peso molecular com cadeias mais curtas e menor viscosidade, fluindo com facilidade. Pode ser mais facilmente processada em equipamento de moldagem por injeção e de extrusão. Finalmente, a borracha vulcanizada à temperatura ambiente é um material técnico mais avançado, constituído por um (RTV-1) ou dois componentes (RTV-2) com resistência muito elevada a alta temperatura.

Sendo um dos elastómeros com melhor desempenho mecânico, as aplicações das borrachas de silicone são extremamente alargadas e incluem dispositivos médicos como desfibrilhadores, bombas cardíacas e cateteres (explorando a biocompatibilidade deste material), vedantes para a construção e estruturas aeronáuticas assim como objetos do quotidiano como garrafas de água, luvas de plástico, utensílios de cozinha revestidos de silicone e tetinas de biberões. As borrachas de silicone vulcanizadas à temperatura ambiente são usadas em aplicações técnicas, como o encapsulamento de componentes eletrónicos, juntas de vedação e adesivos.

Na Tabela 12.11. encontram-se as características e aplicações típicas de alguns dos principais tipos de elastómeros.

Tabela 12.11. Características, aplicações típicas e T_g de vários elastómeros.

Nome	Características	Aplicações típicas	Custo (€/kg)	T _g (°C)
Poliiisopreno	Flexibilidade elevada, resistência à abrasão, boa resistência química, baixa resistência às condições ambientais.	Substituto da borracha natural, pneus, artigos farmacêuticos, molas elásticas, solas de calçado.	1-3	- 75
Polibutadieno	Elevada fragilidade Boa resistência a baixas temperaturas.	Borracha sintética, pneus, elementos de amortecimento de vibrações.	1-2	- 180
Policloropreno	Boa flexibilidade, e resistência à abrasão, bom isolamento térmico e de vibrações. Boa resistência química.	Vedantes, têxteis para isolamento térmico.	2-4	- 50
Borracha de silicone	Comportamento excelente a temperaturas elevadas, custo elevado.	Juntas resistentes à temperatura, vedantes, O-rings, adesivos.	3-10	- 120 a - 160

A Figura 12.44. mostra exemplos de diversos componentes criados com recurso a elastómeros, ilustrando a grande diversidade de produtos que podem ser criados com estes materiais.

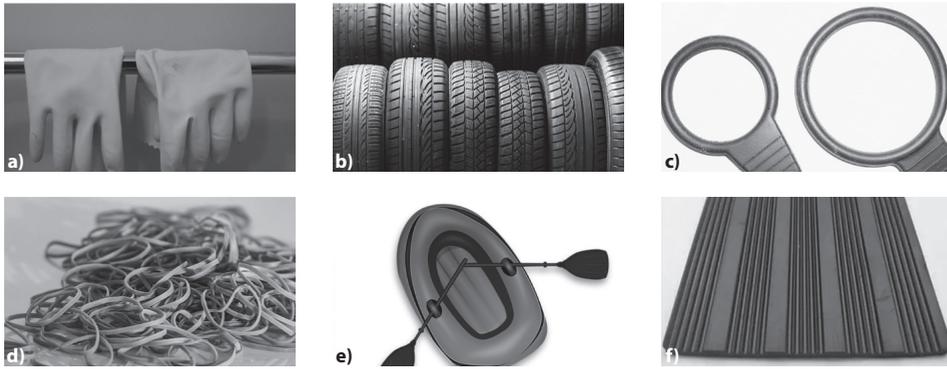


Figura 12.44. Exemplos de alguns produtos fabricados com elastômeros. Luvas de proteção **a)**, pneus **b)**, anéis de fixação **c)**, elásticos **d)**, barcos insufláveis **e)** e telas de borracha **f)**.

12.4. FABRICAÇÃO E PROCESSAMENTO DE POLÍMEROS

12.4.1. Processos de fabricação de polímeros termoplásticos

Conforme referido anteriormente, o processamento de termoplásticos é um processo relativamente simples e económico, o qual pode ser feito de diversas formas.

O processo de extrusão simples, permite obter produtos sobre a forma de monofilamentos, folhas, filmes, tubos, perfis e revestimentos. É o processo mais utilizado para o processamento de materiais poliméricos termoplásticos. Em muitos casos, a extrusão pode ser seguida de uma operação adicional, como por exemplo uma moldação por sopro, aplicação de um filme tubular ou a realização de um revestimento adicional por extrusão.

Um processo também amplamente utilizado para obter produtos constituídos por materiais termoplásticos é o processo de moldação, que poderá ser executado por injeção, por compressão e por vazamento. Mais recentemente surgiram também os processos de fabrico aditivo, frequentemente referidos como processos de impressão 3D. Nestas tecnologias o material é fundido e depositado de forma precisa por um sistema robotizado, sendo especialmente adequado para a produção de protótipos.

12.4.1.1. Extrusão

A extrusão é uma técnica de transformação de termoplásticos que permite obter em contínuo objetos, acabados ou semi-acabados, com uma secção geométrica constante. É um processo muito económico e amplamente usado. É sabido que cerca de 60% de todos os termoplásticos passam por um processo de extrusão nos processos de manufatura em que estão presentes.

Neste processo, grânulos de polímero são introduzidos num parafuso sem-fim que roda dentro de um cilindro aquecido, como se mostra na Figura 12.45. O parafuso sem-fim

movimenta, compacta e mistura o polímero que vai fundindo gradualmente à medida que se aproxima da parte final aquecida do cilindro. Uma vez no estado fundido, a massa de material termoplástico é forçada a passar através de uma feira e a seguir arrefecida. É a geometria desta feira que confere ao produto a sua forma final. É possível produzir tubos, chapas, filmes para embalagens, revestimentos de cabos elétricos, fitas e varões, bem como placas de material sólido para subsequente termoformação.

Note-se que as dimensões do produto solidificado e arrefecido não são apenas dependentes da forma e dimensões da feira, sendo também condições de processamento e arrefecimento são também importantes. Durante o arrefecimento, o polímero sofre uma expansão importante na direção transversal. Feiras com uma forma complexas causam uma recuperação de forma irregular, o que faz com que a secção final do produto extraído não seja correspondente à forma da feira. No entanto, é possível projetar as feiras de forma a incluir correções geométricas que compensam estas diferenças. Note-se também que o processo de extrusão permite conferir aos produtos acabados propriedades mecânicas mais favoráveis, uma vez que o escoamento de corte que ocorre na feira orienta as moléculas do polímero na direção da extrusão e aumenta a resistência do polímero nessa direção.

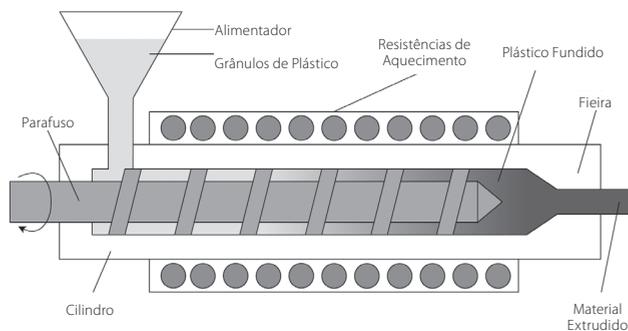


Figura 12.45. Representação esquemática do processo de extrusão de um polímero termoplástico.

12.4.1.2. Moldação por injeção

O processo de injeção é também de elevada importância industrial na produção de componentes termoplásticos. Neste caso, um sistema de parafuso sem-fim é também utilizado para transportar os grânulos de material termoplásticos ao longo de um cilindro equipado com elementos de aquecimento, conforme mostrado na Figura 12.46. O material funde durante este processo e é injetado diretamente num molde frio. O polímero toma a forma do molde e solidifica. O molde é então aberto e a peça resultante é extraída. Note-se que neste processo é fundamental injetar um volume de material superior ao do molde de forma a compensar a contração térmica que o material sofre durante o processo de arrefecimento.

Durante um processo de moldação, as moléculas de polímero ficam orientadas na direção do escoamento, o que dá origem a propriedades anisotrópicas (propriedades que são dependentes da direção). O processo de injeção permite obter peças com grande dimensão

dimensional, uma vez que o polímero arrefece sob pressão elevada, garantindo um perfeito enchimento do molde. peças de elevada precisão porque o polímero arrefece sob pressão. Tipicamente, as temperaturas de injeção variam entre 150 e 350°C (1,3 a 1,6 da T_g) e as pressões utilizadas podem atingir 120 MPa.

Embora este seja um processo relativamente simples e que permite produzir um elevado número de peças com elevada precisão dimensional de forma relativamente económica, os ciclos de trabalho são relativamente longos para peças mais complexas (até 5 minutos) e o elevado preço do molde representa uma barreira de entrada significativa. Desta forma, o investimento num equipamento deste tipo apenas é justificável para grandes séries de produção.

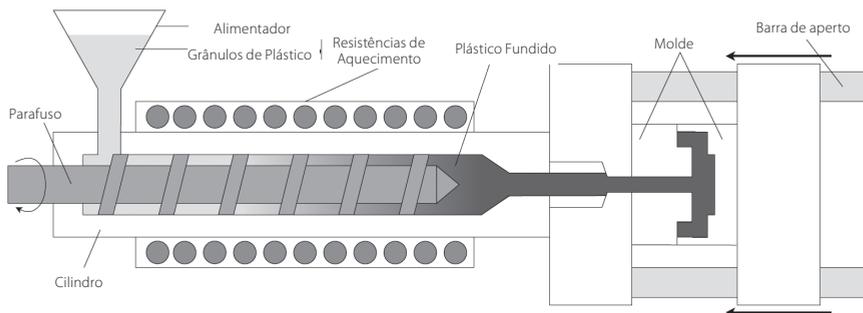


Figura 12.46. Representação esquemática do processo de moldagem por injeção de um polímero termoplástico.

12.4.1.3. Moldagem por sopro

A moldagem por sopro é um processo de moldagem alternativo, especialmente adequado para a produção de peças ocas. Um exemplo clássico de um produto manufaturado por este processo são as garrafas plásticas de água ou de refrigerantes, mas também pode ser utilizado para fabricar produtos de formas e dimensões diversas, como por exemplo esferas de poucos milímetros de diâmetro ou tanques para armazenamento de líquido de elevada capacidade. Neste processo, os moldes são constituídos por duas partes fêmeas que formam uma cavidade quando unidas. Numa primeira fase, um tubo vertical, conhecido como parison é extrudido e aquecido entre as secções do molde aberto. O molde é então fechado e ar comprimido é injetado dentro do parison forçando-o a expandir e a contactar a superfície interior do molde, tomando a sua forma. Este processo é mostrado de forma esquemática na Figura 12.47. Este processo pauta-se por boa precisão dimensional nas paredes exteriores das peças produzidas e, devido as baixas pressões utilizadas, usa um molde que é bastante mais económico do aquele necessário para a moldagem por injeção, facto que torna este processo muito atractivo para séries de produção mais baixas. No entanto, os tempos de arrefecimento podem ser relativamente longos, uma vez que a transferência de calor apenas pode ocorrer pela parte exterior do molde.

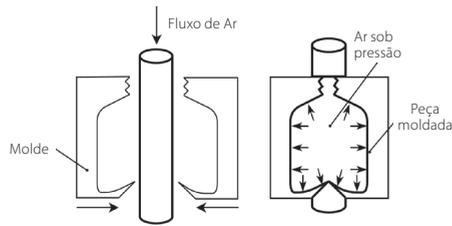


Figura 12.47. Representação esquemática de um processo de moldação por sopro de um polímero termoplástico.

12.4.1.4. Fabrico aditivo

O fabrico aditivo de materiais termoplásticos é fundamentalmente baseado na fusão de filamentos poliméricos, os quais são depositados com precisão num volume tridimensional, controlado por um sistema robotizado com controlo numérico. Este processo é conhecido como a fabricação de filamentos fundidos (FFF), também conhecida sob o termo de marca registada FDM (fused deposition modeling). O filamento é alimentado a partir de uma bobina e passado através de uma cabeça de extrusão, móvel e aquecida, sendo depois depositado na área de trabalho. Normalmente, a cabeça de extrusão move-se em duas dimensões para depositar material no plano horizontal. Completada uma camada horizontal, a peça (ou, alternativamente, a cabeça de impressão) é movida verticalmente para iniciar a deposição de uma nova camada. A velocidade de extrusão da cabeça extrusora pode ser controlada para parar e iniciar o processo de deposição e para criar cordões consistentes de material depositado, sem falhas e irregularidades. A Figura 12.48. mostra de forma esquemática este processo.

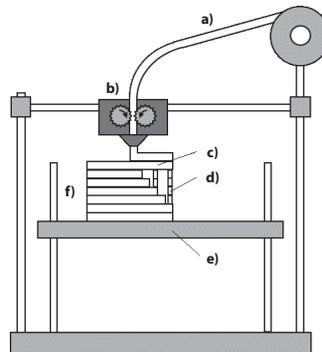


Figura 12.48. Processo de fabrico aditivo por deposição de filamentos fundidos. Filamento termoplástico **a)**, cabeça extrusora **b)**, peça **c)**, suportes **d)**, mesa de trabalho móvel **e)**, área de trabalho **f)**.

12.4.2. Processos de fabricação de polímeros termoendurecíveis

Os materiais termoendurecíveis podem ser processados através de quatro técnicas principais, sendo estas a moldação por injeção, moldação por compressão, moldação por transferência de resina e o fabrico aditivo.

12.4.2.1. Moldação por injeção

O processo de injeção de moldação descrito para os materiais termoplásticos também poderá ser utilizado para processar materiais termoendurecíveis, usando equipamento em tudo similar. No entanto, para estes polímeros, é crítico que o material não cure enquanto está a ser transportado para o molde. Caso contrário, poderão ocorrer danos no equipamento. De forma a minimizar esta possibilidade, a temperatura do cilindro que contem o sistema de parafuso sem fim é relativamente reduzida (tipicamente é mantida numa gama entre 50 e 115 °C).

12.4.2.2. Moldação por compressão

A moldação por compressão é uma técnica especialmente adequada para uso com materiais termoendurecíveis (embora também possa ser adaptada ao uso com termoplásticos). Neste processo, o polímero (ou uma mistura precursora de resina e endurecedor) é previamente aquecido e comprimido entre duas matrizes. Este método também é usado para produzir compósitos com uma matriz polimérica como é o caso de para-choques de automóveis. Como os termoendurecíveis podem ser removidos mesmo ainda quentes, o tempo de um ciclo pode ser reduzido para valores próximos dos 10 segundos para peças pequenas ou cerca de 10 minutos para grandes peças com parede espessas. Este processo é mostrado de forma esquemática na Figura 12.49. É importante também ressaltar que este processo funciona com pressões muito inferiores às utilizadas num processo de moldação, o que implica o uso de equipamento mais simples e de custos mais reduzidos.

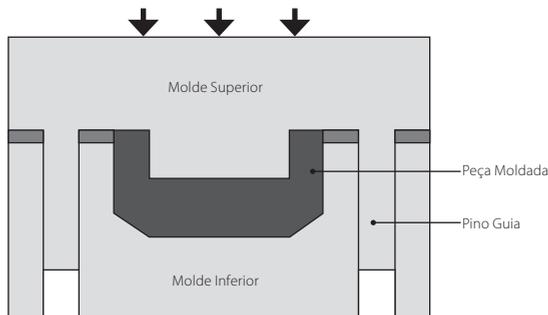


Figura 12.49. Representação esquemática de um processo de moldação por compressão de um polímero termoendurecível.

12.4.2.3. Moldação por transferência de resina

Outro processo muito utilizado para processar materiais termoendurecíveis é o processo de moldação por transferência de resina. Ao invés do que ocorre na moldação por compressão, neste caso a resina não é aplicada dentro de um molde ou matrizes. Numa moldação por transferência de resina, um termoplástico, numa forma ainda não polimerizada,

é injetado para dentro do molde após o fecho do mesmo. Este processo de injeção é efetuado com recurso a um mecanismo do tipo pistão que injeta o polímero dentro do molde fechado. Normalmente resinas de dois componentes são utilizadas, e a polimerização processa-se fundamentalmente após a injeção estar completa. Graças ao uso de pressão, é possível obter peças com formas intrincadas e complexas, com excelente acabamento. A Figura 12.50. mostra esquematicamente este processo de manufatura.

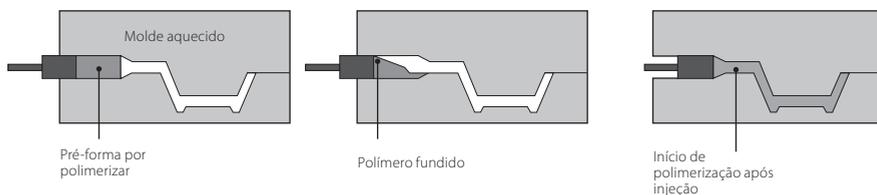


Figura 12.50. Representação esquemática de um processo de moldagem por transferência de resina de um polímero termoendurecível.

12.4.2.4. Fabrico aditivo

Um processo amplamente utilizado para o fabrico aditivo de peças com polímeros termoendurecíveis é a estereolitografia (SLA). Neste método, um laser de luz UV é usado para curar seletivamente uma resina fotopolimérica no estado líquido que se encontra dentro de um tanque. O laser é controlado com recurso a um sistema de lentes e um espelho automatizado que orienta o laser para o local onde se deseja que a resina em estado líquido seja convertida num material sólido através de polimerização. Como é o caso na maior parte dos métodos de fabrico aditivo, peça é construída camada por camada. Quando uma camada é completamente fotopolimerizada, a plataforma que suporta a peça movimenta-se uma pequena distancia, expondo uma nova camada de material não polimerizada para que o laser reinicie o processo de solidificação. As peças fabricadas por estereolitografia são por norma mais resistentes que as conseguidas por um processo de deposição de termoplástico e mais resistentes à temperatura. No entanto, o processo tem alguns inconvenientes, como o facto de ser impossível criar seções verdadeiramente ocas nas peças, uma vez que a resina não polimerizada fica aprisionada no seu interior. O processo de estereolitografia é mostrado de forma esquemática na Figura 12.51.

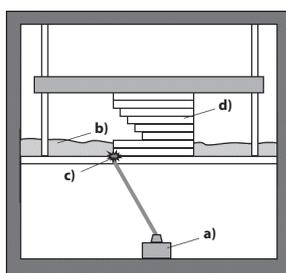


Figura 12.51. Processo de fabrico aditivo por estereolitografia. Laser **a)**, resina líquida **b)**, polimerização **c)**, peça **d)**.

12.4.3. Processos de fabricação de elastômeros

12.4.3.1. Vulcanização

O processamento de materiais elastômeros recorre quase exclusivamente ao processo de vulcanização, um processo que origina uma rede reticulada que une as cadeias poliméricas e confere ao elastômero o seu comportamento altamente elástico. Este processo foi descoberto por Charles Goodyear em 1838 de uma forma fortuita. Nas suas experiências com borrachas de origem natural, Charles Goodyear verificou que uma mistura de borracha e enxofre que caiu sobre um fogão quente não se danificou e aparentou até tornar-se mais resistente. Após perceber que a adição de enxofre poderia melhorar significativamente as características de uma borracha, Goodyear desenvolveu o processo de vulcanização, cujo nome é uma homenagem ao deus grego do fogo, Vulcano.

O processo de vulcanização é realizado a uma temperatura entre 150 e 180 °C, necessitando a adição de uma pequena quantidade de enxofre ao elastômero (cerca de 0,25 a 5% em massa). Este processo é normalmente ativado com óxido de zinco e ácido esteárico, os quais aumentam a eficiência da reticulação e aceleram o processo de vulcanização. Durante a vulcanização os átomos de enxofre quebram as ligações duplas e passam a formar ligações que unem as moléculas da borracha, criando os isopropilenos já discutidos neste capítulo. Quanto maior for a quantidade de enxofre adicionado à borracha, mais ligações serão criadas e maior será a dureza da borracha. O processo de vulcanização é representado de forma esquemática na Figura 12.52.

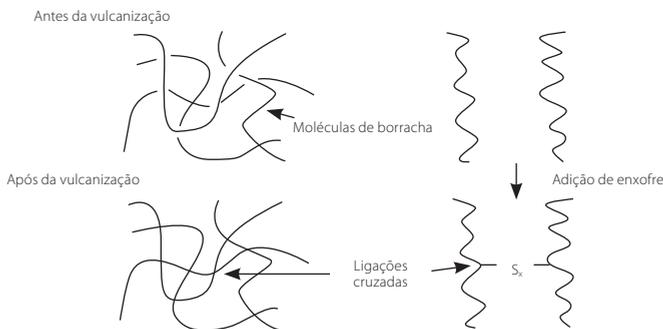


Figura 12.52. Processo de vulcanização de um material elastomérico.

Antes da completa vulcanização de um material elastomérico é possível moldá-lo numa forma final recorrendo a processos de moldação por compressão, transferência e injeção, seguindo os procedimentos já descritos para os termoplásticos e termoendurecíveis.

12.5. PROPRIEDADES MECÂNICAS DE POLÍMEROS

12.5.1. Comparação do comportamento mecânico dos polímeros com outros materiais de construção mecânica

Conforme já foi mencionado nas páginas introdutórias deste capítulo, os diversos tipos de polímeros e as suas diferentes estruturas conferem aos polímeros uma ampla variedade de propriedades físicas e mecânicas.

Analisando a performance dos polímeros em termos de densidade, Figura 12.53., torna-se evidente que estes apresentam densidades geralmente baixas, inferiores à grande maioria dos metais e cerâmicos.

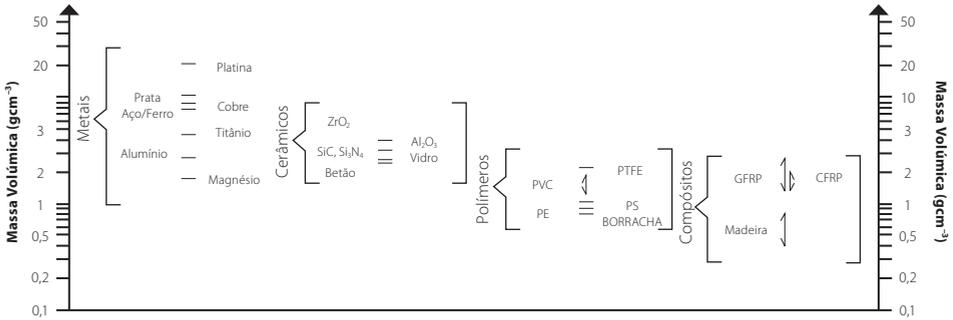


Figura 12.53. Densidades típicas dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.

Uma análise à rigidez dos mesmos, Figura 12.54., mostra que os polímeros são de longe os materiais menos rígidos que podem ser utilizados em construção mecânica, com os termoplásticos a apresentar valores de rigidez extremamente baixos, o que lhes confere excelentes capacidades de absorção de impactos e vibrações.

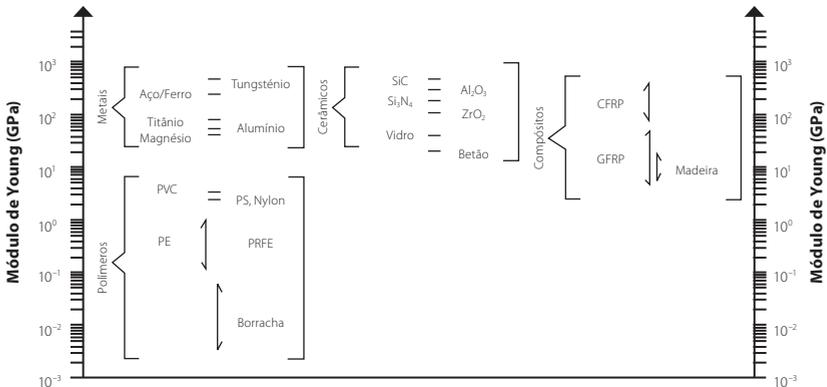


Figura 12.54. Valores de rigidez típicos dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.

A análise da resistência à tração, Figura 12.55., demonstra que a mesma segue uma tendência similar à do módulo de Young. Os polímeros apresentam-se como materiais geralmente fracos, apresentando resistências à tração muito aquém das exibidas pelos materiais metálicos e cerâmicos.

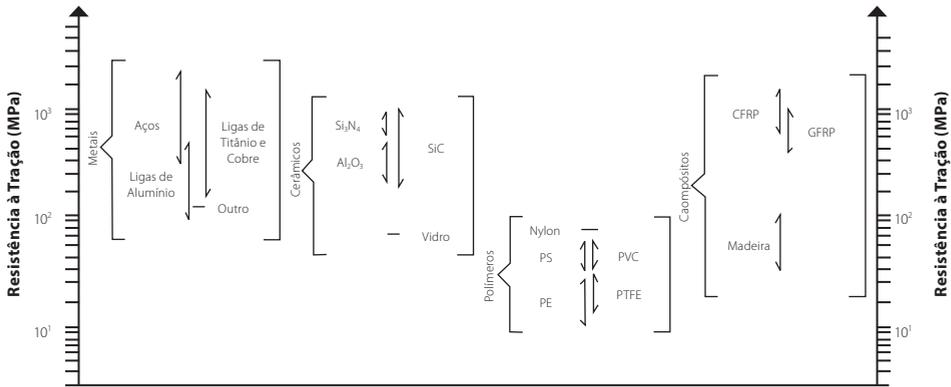


Figura 12.55. Valores de resistência à tração típicos dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.

Finalmente, analisemos comparativamente o comportamento dos polímeros no que toca à sua tenacidade, Figura 12.56. Neste caso, embora a tenacidade dos polímeros seja relativamente baixa, estes apresentam valores de tenacidade que são superiores a alguns cerâmicos mais frágeis.

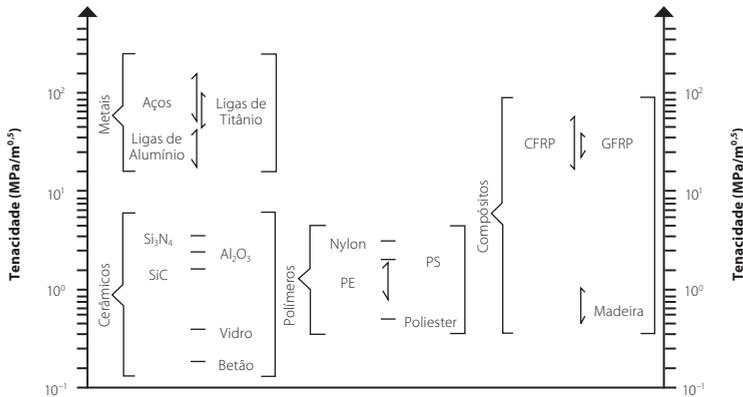


Figura 12.56. Valores típicos de tenacidade dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.

12.5.2. Processos de deformação plástica em polímeros

Existem três principais mecanismos de deformação em materiais poliméricos. Estes são a deformação elástica por extensão das cadeias principais de átomos de carbono, a deformação elástica ou plástica devido ao desenrolamento das cadeias principais e o mecanismo de deformação plástica por deslizamento das cadeias. Estes três mecanismos principais são mostrados de forma esquemática na Figura 12.57.

Quando uma cadeia polimérica é esticada ou comprimida a partir do estado de equilíbrio e por ação de uma força externa, exercerá uma força de reação. Quando a força aplicada é libertada, voltará ao estado original como uma mola. Para pequenas deformações o polímero tem um comportamento similar a uma mola de Hooke (Figura 12.57.a).

No caso de uma cadeia polimérica enrolada entre si, o comportamento é bastante mais complexo, pois poderá exibir um comportamento altamente não linear, típico de um material viscoelástico e viscoplástico (Figura 12.57.b). Isto ocorre porque o processo de desenrolamento das cadeias é relativamente difícil de prever, dependendo da forma como as cadeias estão enroladas e da distância das mesmas em cada ponto, gerando um gradiente de forças intermoleculares não linear.

Finalmente, o mecanismo de deslizamento das cadeias contribui para a deformação plástica e relaxação de polímeros. Este mecanismo ocorre quando um polímero que contém uma rede densa de cadeias poliméricas é solicitado de uma forma que origina zonas dentro do material onde existe velocidade de deslocamento relativo entre diferentes moléculas (ou ramos de moléculas) poliméricas. Neste caso, as forças intermoleculares existentes entre as diferentes cadeias de polímeros serão temporariamente quebradas com a energia fornecida pela carga aplicada e novas posições de equilíbrio vão sendo encontradas até ao final da aplicação de carga. Uma vez que o material não retorna ao estado inicial, o efeito da carga aplicada é permanente e uma deformação plástica é induzida no polímero. Quando uma carga estática é aplicada, isto leva a um relaxamento permanente do material. A secção dedicada sobre a fluência presente no final deste capítulo inclui mais considerações sobre este tipo de comportamento dependente do fator tempo.

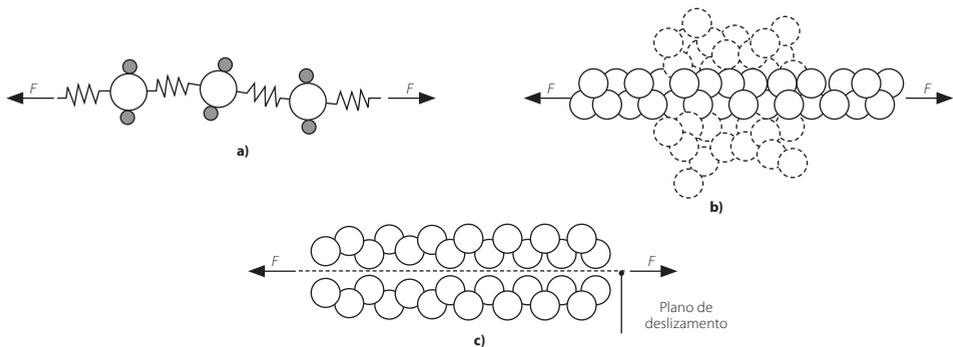


Figura 12.57. Mecanismos de deformação em polímeros. Extensão das cadeias principais de átomos de carbono **a)**, deformação elástica ou plástica devido ao desenrolamento das cadeias principais **b)** e mecanismo de deformação plástica por deslizamento das cadeias **c)**.

12.5.3. Mecanismos de endurecimento de polímeros

Conforme visto na secção anterior, o comportamento elastoplástico de um polímero depende da forma com as suas cadeias deslizam entre si. Como tal, os materiais poliméricos podem ser endurecidos recorrendo a métodos e modificações que atuam de forma a impedir o deslizamento relativo das suas cadeias moleculares. Os métodos mais eficazes para este propósito incluem a mistura de um polímero com outros polímeros, os processos de estiramento, a criação de ligações tridimensionais (como é o caso dos termoendurecíveis) e a adição de reforços sob a forma de partículas, fibras ou tecidos.

A natureza frágil dos termoendurecíveis por vezes impede a sua aplicação no fabrico de estruturas e produtos que sejam sujeitos a cargas de impacto ou cíclicas, pese embora estes sejam dos polímeros com maior resistência mecânica. De forma a corrigir esta deficiência, foram desenvolvidas algumas técnicas que permitem aumentar significativamente a tenacidade de materiais poliméricos frágeis. Talvez a mais popular destas técnicas seja a combinação de termoendurecíveis com partículas de elastómeros. Através desta técnica consegue-se que as fendas que são criadas na matriz termoplástica sejam travadas pelas partículas de borracha durante o processo de propagação. As partículas agem como molas e atuam contra a abertura da fenda, aumentando de forma significativa a força necessária para a propagação da fenda.

Finalmente, importa também discutir o processo de aumento de tenacidade associado aos polímeros reforçados com fibras. O processo de reforço de um polímero com fibras dá origem a uma série de compósitos de elevado desempenho mecânico, com é o caso do compósito de polímero reforçado com fibra de vidro (GFRP) e polímero reforçado com fibra de carbono (CFRP). No caso do GFRP, encontramos um aparente paradoxo, pois ao reforçar um polímero com vidro, estamos a introduzir um material com uma tenacidade que é cerca de 3 vezes inferior à do polímero de base e, no entanto, o material final apresenta uma tenacidade superior à do polímero que serve de matriz. Esta dualidade deve-se ao facto de o processo de formação de fenda ser um processo de rotura múltiplo, em que as fibras não partem imediatamente e totalmente e na prática formam pontes entre as faces da fenda (um processo com alguma equivalência ao descrito para a partículas de borracha). Recorrendo à regra das misturas é possível determinar com bastante precisão a resistência de um compósito reforçado com fibras longas. É apenas necessário conhecer a resistências dos materiais de base e as suas frações volúmicas.

Os processos de reforço de matrizes poliméricas são descritos em maior detalhe no Capítulo 13, dedicado aos materiais compósitos.

12.5.4. Mecanismos de rotura

Uma característica chave dos polímeros é o facto do seu modo de falha ser altamente dependente da temperatura à qual os mesmos são solicitados. Um processo similar à temperatura de transição dúctil-frágil dos metais ocorre nos polímeros na proximidade da T_g . Conforme já referido neste capítulo, abaixo da sua T_g os polímeros apresentam um comportamento muito frágil. A título de exemplo, uma borracha, extremamente flexível à temperatura ambiente, torna-se num material muito frágil e quebradiço quando arrefecido por contacto com azoto líquido. Nos polímeros termoendurecíveis, como é o caso dos epóxidos, este efeito não é tão pronunciado, uma vez que estes possuem uma densa rede de ligações covalentes tridimensionais os que os leva a apresentar um comportamento geralmente frágil dentro de uma gama de temperaturas mais ampla.

Já os termoplásticos são materiais que se podem deformar elasticamente e plasticamente. No caso de solicitações a temperaturas abaixo da T_g encontramos uma deformação de natureza fundamentalmente elástica. Acima da T_g já existe uma grande contribuição da deformação plástica no desempenho mecânico do material.

12.5.4.1. Estiramento a frio

O mecanismo de estiramento a frio (*cold drawing*) é um processo que confere aos materiais termoplásticos excelentes propriedades mecânicas. Este processamento é obtido quando um material termoplástico é solicitado à tração a temperaturas próximas ou acima da T_g , forçando o alinhamento das cadeias poliméricas na direção do carregamento. O material resultante será mais resistente e rígido devido a esta orientação organizada das moléculas. As fibras poliméricas, utilizadas nas mais diversas aplicações como cablagens e têxteis são produzidas desta forma, garantindo elevada resistência à tração. O processo de estiramento e forma como a reorientação das moléculas influencia o desempenho do material encontra-se explicado na Figura 12.58.

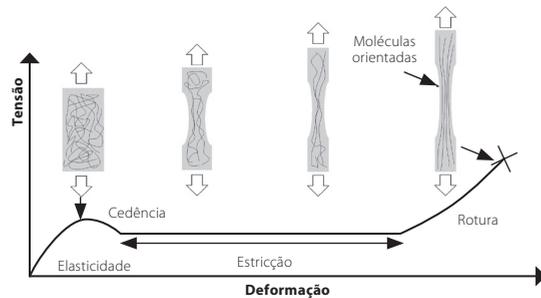


Figura 12.58. Processo de estirção de um polímero e a sua influência na curva tensão deformação.

12.5.4.2. Crazing

Um tipo de rotura muito específica que ocorre num polímero solicitado abaixo da T_g é o mecanismo de rotura por *crazing*. Neste fenómeno ocorre a formação de pequenas regiões com forma de fenda que se desenvolvem no material, Figura 12.59. Estas secções são chamadas de *crazes* e dispersam luz, conferindo um tom esbranquiçado aos plásticos quando estes são carregados e sofrem deformação plástica.

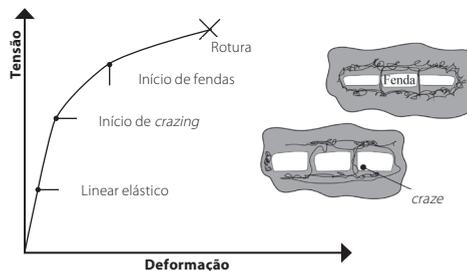


Figura 12.59. Representação esquemática do mecanismo de rotura por crazing.

12.5.4.3. Formação de bandas de corte

Um outro mecanismo tipicamente associado à rotura de polímeros carregados em compressão consiste na formação de bandas de corte, conforme mostrado na Figura 12.60. Note-se que polímeros que apresentam limitada ductilidade em tração devido ao fenómeno de *crazing* descrito acima podem, no entanto, apresentar grande tolerância para suportar cargas compressivas, exibindo as chamadas bandas de corte.

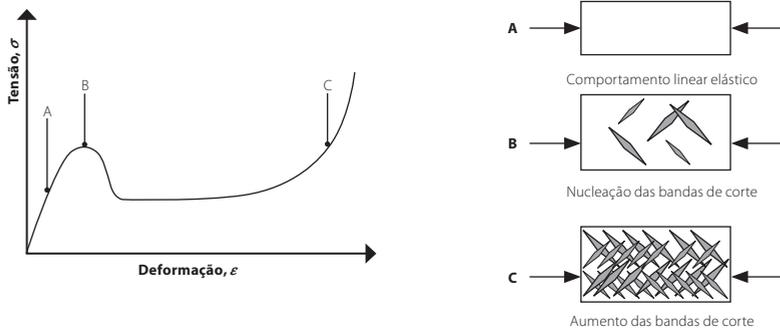


Figura 12.60. Formação de bandas de corte durante o processo de compressão de polímeros.

12.5.4.4. Fluência

Os polímeros (e os metais, quando solicitados a altas temperaturas) são materiais viscoelásticos, ou seja, o seu comportamento mecânico varia em função do tempo, podendo exibir fenómenos de relaxação das suas propriedades em serviço. Esta relaxação é induzida por cargas muito inferiores às que normalmente causariam cedência no material em condições quasi-estáticas, mas que, quando aplicadas por períodos relativamente longos, tornam-se capazes de causar deformações excessivas e até levar o material à rotura. A este fenómeno chama-se de fluência.

Nos materiais viscoelásticos e suscetíveis à fadiga, a resposta instantânea a uma solicitação mecânica é uma pequena fração da sua resposta total, pois existe também uma importante componente que depende do tempo. Existem vários modelos capazes de representar o comportamento de materiais viscoelásticos, praticamente todos eles baseados nas molas de Hooke (resposta em função do deslocamento, sem influência do tempo) e nos amortecedores definidos por Newton (resposta em função da velocidade imposta e como tal dependentes do tempo). Um exemplo de um modelo desse tipo é o modelo de Voight Kelvin, que propõe uma mola e um amortecedor a funcionar em paralelo (Figura 12.61.). Num polímero, para temperaturas abaixo da T_g , o comportamento viscoelástico é reduzido, e o amortecedor é eliminado. Desta forma temos uma resposta imediata à aplicação de tensão. Em contraste, a temperaturas próximas da T_g , como já visto anteriormente neste capítulo, o material passa a ter um comportamento fortemente viscoelástico com grande capacidade de amortecimento, e um tempo de relaxação significativo.

MODELO DE VOIGHT-KELVIN

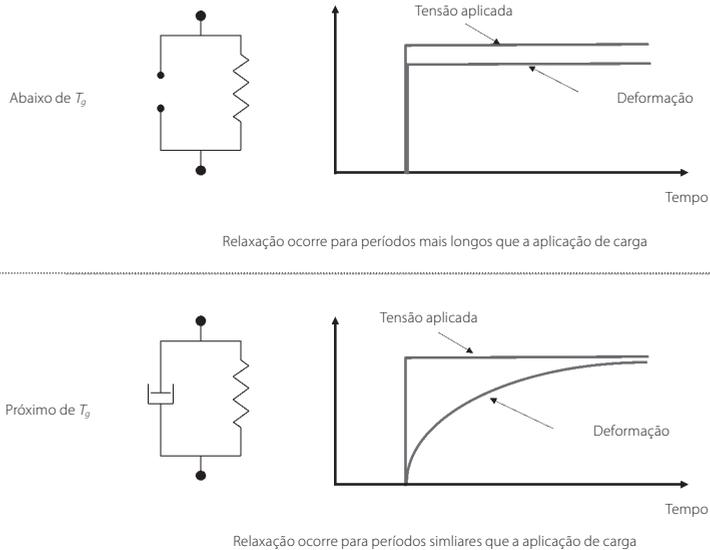


Figura 12.61. Modelo de fluência de Voight-Kelvin e a evolução temporal da tensão aplicada e a deformação resultante num material visco elástico em função da T_g .

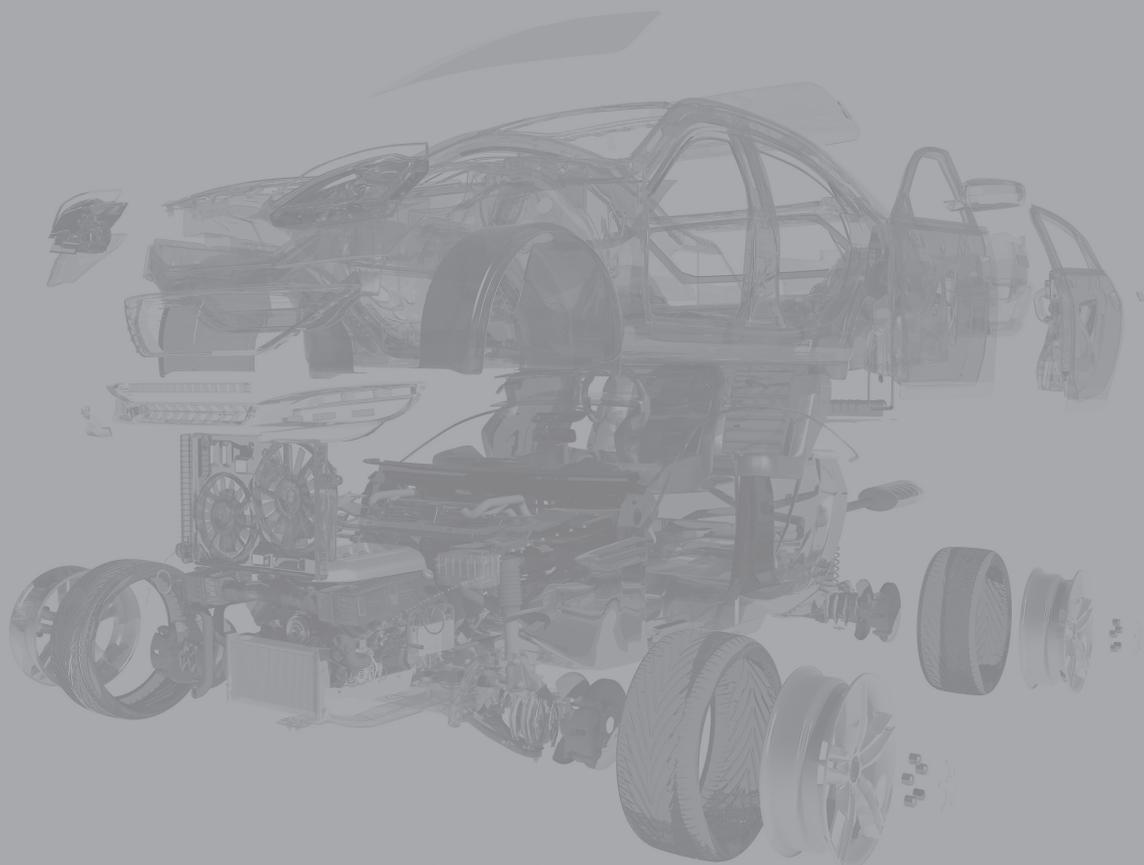
Note-se que os polímeros termoendurecíveis, como os epóxidos, são menos suscetíveis a fenômenos de fluência pois a sua T_g é geralmente mais elevada que a dos termoplásticos. Desta forma, os polímeros destinados a operar a temperaturas relativamente altas são invariavelmente do tipo termoendurecível. As poliimidas são um excelente exemplo, apresentando valores de T_g que podem atingir os 400°C.

Nos materiais termoplásticos, o nível de viscosidade acima da T_g é fundamentalmente dependente da massa molecular, sendo que os materiais com maior massa molecular apresentam uma maior viscosidade e, conseqüentemente, um comportamento mais marcadamente viscoelástico. Adicionalmente, é também sabido que os termoplásticos cristalinos ou parcialmente cristalinos são mais resistentes à deformação de fluência do que os termoplásticos completamente vítreos, fruto da sua estrutura molecular mais organizada e com menos liberdade de movimento relativo entre as cadeias.

Existem diversas abordagens que permitem reduzir a suscetibilidade dos polímeros à fluência. Uma técnica simples e eficaz, muito adotada para este efeito, consiste em adicionar partículas de vidro ou sílica aos polímeros. Existindo um bom nível de adesão entre as partículas rígidas e a matriz polimérica, o processo de iniciação e de progressão dos danos de fluência é travado por estas partículas e, por conseqüente, a resistência do material à fluência aumenta significativamente. Nos compósitos de matriz polimérica, reforçados com fibras longas de vidro ou carbono (compósitos) o fenômeno de fluência é também praticamente inexistente, pois a elevada resistência das fibras impede o polímero de sofrer fluência.

13. COMPÓSITOS

13.1.	Introdução	339
13.2.	Reforços e matrizes	340
13.3.	Fabricação	349
13.4.	Compósitos reforçados com fibras	357
13.5.	Compósitos reforçados com partículas	363
13.6.	Outros compósitos	363



13. COMPÓSITOS

13.1. INTRODUÇÃO

Os materiais compósitos são materiais que resultam da combinação de dois ou mais materiais distintos, sendo a mistura realizada à escala macroscópica. O principal objetivo destes materiais é a obtenção de um material com propriedades melhoradas, que não seriam possíveis de alcançar com a utilização isolada dos diferentes materiais que o compõem. De um modo geral, estes materiais resultam da combinação de um elemento mais rígido, um reforço, no seio de um elemento mais tenaz, a matriz.

Alguns exemplos de compósitos podem ser encontrados na natureza. A título de exemplo, os ossos são compostos por cristais inorgânicos duros de hidroxiapatite numa matriz tenaz de colagénio. A madeira é também um compósito de matriz de lignina reforçada por fibras de celulose.

Ao longo da História, os materiais compósitos têm vindo a ser fabricados pelo Homem para as mais diversas aplicações, como é o exemplo claro da junção de palha e argila de modo a obter um material de construção melhorado. A argila, quando em forma de blocos, tem boa resistência à compressão, mas má resistência à flexão ou tração. A palha tem boa resistência à tração, mas é fácil de deformar à compressão. Como tal, juntando os dois, consegue obter-se um material com bom comportamento tanto à compressão como à tração.

Em aplicações industriais os compósitos têm também vindo a ser utilizados em setores altamente tecnologicamente evoluídos, como a aeronáutica ou automóvel, visto que permitem o desenvolvimento de estruturas com boas propriedades mecânicas e um peso mais reduzido que o obtido com metais que confeririam propriedades semelhantes. Esta substituição de metais por compósitos apresenta-se muito vantajosa visto que a redução de peso da estrutura final resulta também numa redução dos consumos energéticos do veículo, Figura 13.1.a. Os materiais compósitos são também utilizados para melhorar os resultados de atletas de alta competição, dando origem a raquetes, caiaques e bicicletas mais leves e rígidas, Figura 13.1.b.



Figura 13.1. Aplicação de compósitos na indústria automóvel **a)** e **b)** em desportos de alta competição **c)**.

13.2. REFORÇOS E MATRIZES

Os compósitos podem ser classificados de diversas formas, como pelo tipo de reforço ou estrutura, ou pela natureza da matriz, que pode ser polimérica metálica ou cerâmica. Esta classificação é mostrada na Figura 13.2.

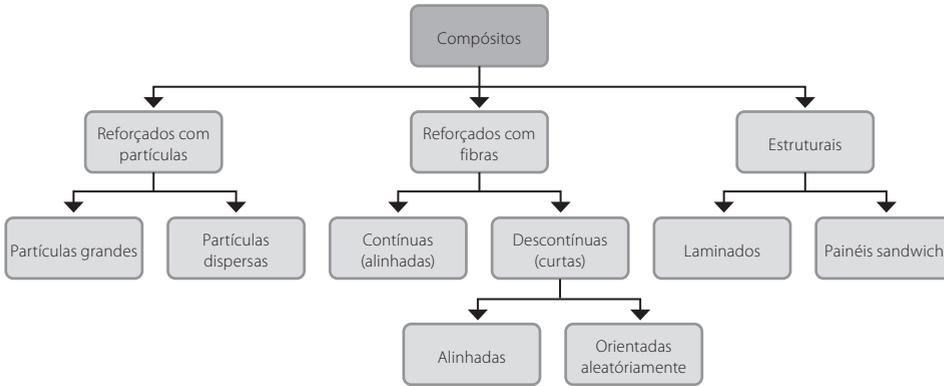


Figura 13.2. Classificação de compósitos.

Na Figura 13.3. podem observar-se diferentes exemplos de estruturas de materiais compósitos.

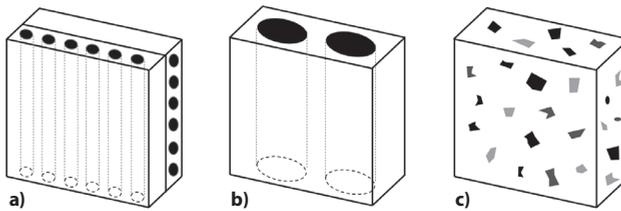


Figura 13.3. Exemplos de estrutura de materiais compósitos: laminado com camadas de matriz de epóxico e reforço de fibras de carbono **a)**, matriz metálica de alumínio com reforço de fibras de carboneto de silício **b)** e matriz de cimento com partículas de areia e brita, que compõe o cimento **c)**.

Os compósitos, na sua maioria, são anisotrópicos, ou seja, as suas propriedades variam com a direção. Isto ocorre particularmente quando reforçados com fibras visto que, sendo as fibras mais resistentes que a matriz, a resistência do material será consideravelmente maior na direção das fibras do que na direção transversal. No exemplo da madeira, para suportar as elevadas cargas à flexão devidas ao vento, as propriedades no sentido das fibras ao longo do eixo são muito superiores às propriedades no sentido transversal às fibras.

Quando se projeta um material compósito para uma dada aplicação é importante considerar as propriedades mecânicas do reforço e da matriz, contudo, é também fulcral compreender a sua interação química, mecânica ou térmica. A título de exemplo, se for projetado um material para uma aplicação com uma amplitude térmica significativa e se este utilizar fibras e matriz com coeficientes de expansão térmica muito díspares, isto resultará em tensões internas na interface entre a fibra e a matriz, que podem contribuir para a descoesão entre elas.

13.2.1. Reforços

A maioria dos compósitos utilizados em aplicações industriais são reforçados com fibras, sendo as mais comuns as fibras de vidro. As fibras de carbono têm também vindo a ser cada vez mais utilizadas em aplicações que requerem melhores propriedades mecânicas, visto que as fibras de vidro têm menor resistência e rigidez específica que as fibras de carbono. Porém, a ampla utilização das fibras de vidro prende-se fundamentalmente com o seu custo reduzido. Fibras de cerâmico, whiskers (cristais quase perfeitos de um material, ou seja, sem defeitos e, conseqüentemente, com uma resistência muito elevada), e partículas podem ser utilizadas para reforçar matrizes metálicas ou cerâmicas. Todos os reforços utilizados têm elevada rigidez e relativamente baixa densidade. As propriedades dos reforços mais comuns podem ser consultadas na Tabela 13.1.

Tabela 13.1. Reforços mais comuns e respetivas propriedades.

Fibra	Densidade (Mg · m ⁻³)	Módulo de Young (GPa)	Resistência à tração (GPa)	Deformação de rotura (%)	Coefficiente de expansão térmica (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Preço (€/kg)
Carbono HM	1,8-2,15	370-830	2-2,4	0,5-2	-1 a -0,4	30-110
Carbono HS	1,75-1,84	225-245	3,4	1,1	-0,1 a -0,4	90-120
Vidro E-glass	2,5-2,66	70-85	2,0	2,7	4,9	1-2,5
Aramídicas	1,43-1,48	60-190	2,5-3,6	1-4	-5 a -2	20-165

13.2.1.1. Fibras de vidro

Fibras de vidro são obtidas da sílica com adição de óxidos de alumínio, boro, cálcio e sódio. Geralmente estas fibras são amorfas, podendo ocorrer cristalização a altas temperaturas.

As fibras de vidro mais usadas são *E-glass* (E de elétrico) que têm boas propriedades elétricas e ambientais, boa resistência e rigidez e são fáceis de esticar. Existem ainda outras fibras, menos utilizadas devido ao seu preço mais elevado como as *G-glass* (G de corrosão), que têm melhor resistência à corrosão.

As fibras de vidro podem ser encontradas sob a forma de *roving*, manta ou tecido, Figura 13.4. O *roving* é um cordão de fibras contínuas enroladas de forma helicoidal em bobines, que podem ser utilizadas na produção de mantas e tecidos ou de outras disposições de fibras, como as fibras curvilíneas. A manta é composta por uma distribuição aleatória de fibras, ligadas com uma emulsão ou pó que deve ser solúvel na impregnação. O tecido é obtido por um entrelaçado de fibras numa dada disposição, que segue um padrão repetitivo, produzido com métodos típicos da indústria têxtil.

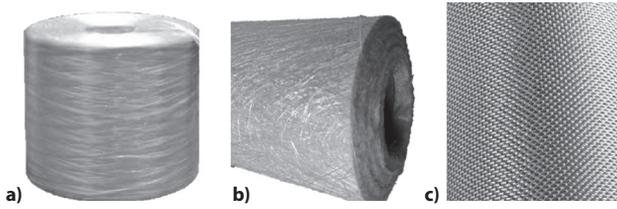


Figura 13.4. Fibras de vidro sob a forma de: roving **a)**, manta **b)** e tecido **c)**.

As fibras de vidro são as fibras mais utilizadas, encontradas tanto em aplicações exigentes (como painéis de veículos e aviões, pás de eólicas e capacetes) como em aplicações sujeitas a esforços mais reduzidos (como caixas para diferentes componentes eletrônicos e cadeiras).

13.2.1.2. Fibras de carbono

As fibras de carbono são produzidas a partir da celulose, do poliacrilonitrilo (PAN) ou do alcatrão. As mais comuns são as obtidas do PAN. Esta mais ampla utilização acontece porque as fibras obtidas a partir da celulose necessitam de temperaturas muito elevadas no processo de grafitação (o que torna o processo muito dispendioso) e as fibras obtidas do alcatrão têm propriedades mecânicas inferiores. Inicialmente, o polímero é estirado e alongado em fibras, produzindo um alinhamento das cadeias. Depois, as fibras são aquecidas até 1000-1500°C, para se transformarem em fibras de carbono pela eliminação de O, H e N.

As fibras de carbono, mostradas na Figura 13.5., são classificadas a partir das suas propriedades mecânicas de rigidez resistência. De um modo geral existem fibras normais (cujo módulo de Young está entre 230 e 240 GPa), fibras intermédias (cujo módulo de Young está entre 250 e 400 GPa) e fibras de alto módulo (cujo módulo de Young está entre 450 e 800 GPa). Tipicamente, as fibras mais rígidas são também as mais frágeis.

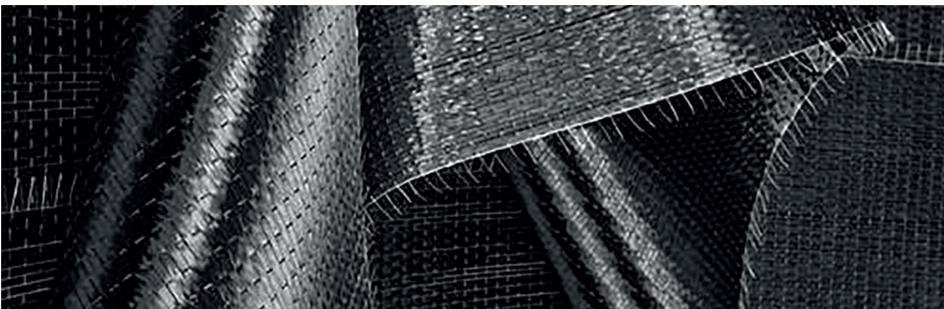


Figura 13.5. Fibras de carbono tecidas.

Os compósitos reforçados com fibras de carbono representam já uma percentagem considerável dos materiais utilizados na produção de aviões, incluindo aplicações estruturais como a parte frontal do avião e na fuselagem, Figura 13.6. Estes materiais podem também ser utilizados em automóveis, de modo a diminuir o peso da carroçaria e, conseqüentemente, limitar o consumo energético, Figura 13.7. Adicionalmente, estas fibras podem ser

utilizadas para produzir bicicletas ou raquetes de ténis mais leves, conseguindo melhorar a performance do atleta.

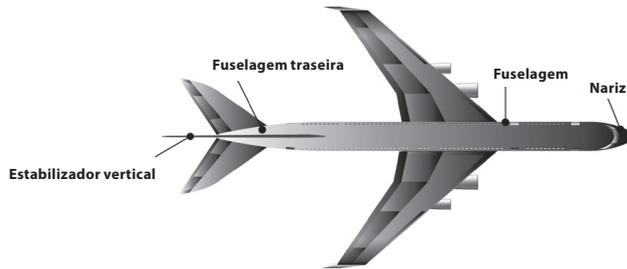


Figura 13.6. Aplicações estruturais de materiais compósitos reforçados com fibras de carbono em aviões.



Figura 13.7. Materiais compósitos reforçados com fibras de carbono utilizados em aplicações automotivas.

13.2.1.3. Fibras aramídicas

As fibras aramídicas foram desenvolvidas pela Dupont e são comumente denominadas como *Kevlar*®. Estas fibras são fibras orgânicas desenvolvidas a partir de poliamidas aromáticas e são muito utilizadas em aplicações balísticas, como coletes à prova de bala.

As fibras aramídicas são anisotrópicas, visto que as propriedades na direção da fibra são muito superiores às propriedades na direção transversal. Mais detalhe sobre anisotropia devido às ligações químicas entre elementos pode ser encontrado no Capítulo 12, dedicado aos polímeros.

Estas fibras têm, além de excelente resistência mecânica, excelente resistência química, rigidez específica, boa resistência ao impacto e fadiga e boa capacidade de amortecimento de vibrações. Contudo, apresentam ainda baixa resistência à compressão e flexão e elevada sensibilidade ao corte interlaminar.

13.2.1.4. Fibras naturais

As fibras naturais provêm de diferentes fontes, como a madeira, vegetais, animais e minerais. As fibras de madeira podem variar entre macias a duras e incluem ainda madeira reciclada. As fibras vegetais englobam as fibras de sisal, banana, ananás, algodão, cânhamo,

palha, couro, arroz, cana, linho, juta, entre outras. As fibras animais englobam a seda, teias de aranha, lã, penas, entre outras. Podem ainda ser consideradas fibras naturais as fibras minerais sob a forma de *whiskers* inorgânicos.

A maior vantagem da utilização de fibras naturais nos materiais compósitos prende-se com motivos de sustentabilidade e aproveitamento de recursos naturais, não sendo as propriedades mecânicas, geralmente, tão competitivas.

13.2.2. Matriz

A matriz de um material compósito pode ser polimérica, metálica ou cerâmica. A principal função da matriz é transferir os esforços suportados pelas fibras e garantir uma boa coesão do material como um todo. As matrizes mais comuns e as suas respetivas propriedades podem ser analisadas na Tabela 13.2.

Tabela 13.2. Matrizes mais comuns e respetivas propriedades.

Matrizes	Densidade (Mg · m ⁻³)	Módulo de Young (GPa)	Resistência à tração (MPa)	Deformação de rotura (%)	Coefficiente de expansão térmica (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Condutividade térmica (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)
Termoendurecíveis						
Epoxidas	1,1-1,4	2-5	50-100	2-8	30-115	0,18-0,2
Poliésteres insaturados	1,1-1,5	2,0-4,5	40-90	2-2,5	100 a 200	0,28-0,3
Termoplásticos						
PA 6,6 (seco)	1,14	2,4-2,8	70-80	100-200	80-90	0,2-0,33
PP	0,9	1,0-1,5	25-40	20-800	110-150	0,2
PEEK	1,3	3,7	100	30-150	50-60	0,25
Metais						
Al	2,70	70	200-600	6-20	24	130-230
Mg	1,80	45	100-300	3-10	27	100
Ti	4,5	110	300-1000	4-12	9	6-22
Cerâmicos						
Vidro de borossilicatos	2,3	64	100	0,2	3	12
SiC	3,4	400	400	0,1	4	50
Al ₂ O ₃	3,8	380	500	0,1	8	30

13.2.2.1. Matriz polimérica

As matrizes mais comumente encontradas em materiais compósitos são poliméricas, sendo as mais utilizadas epóxidos, poliésteres insaturados ou vinil ésteres. Estas matrizes, além de garantirem a coesão do material e transferência da carga, absorvem deformações a que o material pode estar sujeito e contribuem para a resistência à compressão

do material. As matrizes poliméricas podem ser termoplásticas ou termoendurecíveis. Mais informação sobre estes materiais pode ser consultada no Capítulo 12, dedicado aos polímeros.

O processamento dos materiais termoplásticos é muito mais difícil que dos termoendurecíveis, visto que são mais viscosos, mesmo acima da temperatura de transição vítrea, dificultando a impregnação das fibras, e sendo necessário aplicar elevadas pressões ou tempos longos.

13.2.2.2. Matriz metálica

Nos compósitos de matriz metálica (MMC), os materiais mais comumente utilizados são ligas metálicas leves de alumínio, magnésio e titânio, sendo normalmente utilizados metais ligados e sujeitos a tratamentos prévios, de modo a melhorar as suas propriedades mecânicas.

Nestes compósitos, geralmente, os reforços são utilizados para melhorar a resistência ao desgaste, a estabilidade a altas temperaturas e a resistência à fluência, e não as propriedades mecânicas de rigidez e resistência. Os reforços mais comuns são partículas ou fibras de carboneto de silício, alumina e grafite. Nestes casos é particularmente importante garantir a compatibilidade entre o reforço e a matriz, visto que podem ocorrer reações nas suas interfaces, que resultam numa diminuição da adesão.

13.2.2.3. Matriz cerâmica

Os compósitos de matriz cerâmica (CMC), devido à sua natureza, são compósitos com matrizes muito duras, mas muito pouco dúcteis e muito pouco resistentes ao impacto e aos choques térmicos. As matrizes cerâmicas utilizadas na fabricação de materiais compósitos podem ser divididas em quatro tipos: cerâmicos vítreos, cerâmicos técnicos, cimento e carbono.

Os cerâmicos vítreos são óxidos complexos, como por exemplo borossilicatos ou aluminossilicatos, sujeitos a tratamentos térmicos que provocam a formação de uma fase cristalina vítrea. Os cerâmicos técnicos são cristalinos e apresentam uma orientação aleatória dos grãos na sua microestrutura. Alguns exemplos destes cerâmicos são o carboneto de silício, o nitreto de silício, a alumina e o dióxido de zinco. Os cerâmicos técnicos têm uma temperatura de amolecimento superior à dos vítreos. Porém, os vítreos facilitam os processos de fabrico.

Os reforços são adicionados a materiais cerâmicos principalmente para aumentar a tenacidade, visto que esta é uma das principais limitações dos materiais cerâmicos. Neste caso, os reforços atuam como obstáculos à propagação de fenda. Os reforços mais típicos são fibras de vidro, carbono ou carboneto de silício.

13.2.3. Semi-produtos

Os semi-produtos são produtos intermédios que necessitam ainda de ser transformados para serem aplicados em diversas aplicações, incluindo aplicações estruturais. Semi-produtos compreendem os compostos de moldação, pré-impregnados (*pre-pregs*), pré-formas e termoplásticos reforçados de fibras curtas, longas e contínuas.

13.2.3.1. Compostos de moldação

Os compostos de moldação são semi-produtos compósitos com uma matriz termoen-durecível reforçados com fibras curtas de vidro, agentes espessantes e cargas. Existem diversos tipos de compostos de moldação, como os DMC (*Dough Moulding Compound*) ou composto de moldação em 'massa', BMC (*Bulk Moulding Compound*) ou composto de moldação em 'volume' ou SMC (*Sheet Moulding Compound*) ou composto de moldação em folha. Os DMC e BMC são materiais a granel, processados através de prensagem a quente ou por moldação por injeção. Os compostos de moldação competem com peças estampadas de metal, como aço e alumínio. Aplicações típicas dos DMC são: puxadores de portas, peças de máquinas de lavar, armários para contadores elétricos e de gás, caixas de bateria e pequenas peças para automóveis. Os BMC são muito usados em comutadores e interruptores, carcaças de bombas para a indústria química, bombas de água e componentes diversas no motor de automóveis.

Os SMC distinguem-se dos DMC e BMC porque são fornecidos em chapas ou folhas relativamente finas. São feitos com uma mistura de resina termoendurecível (contendo espessantes e partículas de reforço, como carbonato de cálcio ou pó de sílica) e fibras. Estas fibras são normalmente curtas e cortadas ou podem estar sob a forma de um *roving*. As fibras ficam mais ou menos paralelas ao plano da folha, mas, em geral, são distribuídas aleatoriamente no plano. No tipo SMC mais comum as fibras ocupam 10 a 40% em volume e têm uma espessura de 3 a 10 mm. As folhas de SMC podem ser prensadas a quente para obter peças de bom desempenho mecânico de uma forma muito rápida e económica. Para-choques, painéis de automóvel, armários elétricos e para contadores de gás, caixas para embalagem e bagagens, são algumas das aplicações típicas dos SMC.

13.2.3.2. Pré-impregnados

O termo pré-impregnado refere-se a reforços tais como carbono, grafite, ou fibras de vidro que são fornecidos sob a forma de telas embebidas numa resina de um só componente. Para evitar a cura prematura da resina, os materiais pré-impregnado são normalmente armazenados a altas temperaturas. Estes materiais são destinados a ser laminados na forma desejada e posteriormente curados com temperatura. Normalmente são conhecidos pelo termo inglês *pre-preg*. Os primeiros pré-impregnados consistiam em fibras de linho impregnadas com resina fenólica, e foram utilizados para a construção de aeronaves

e componentes de veículos na Segunda Grande Guerra mundial. O desempenho destes pré-impregnados iniciais era relativamente limitado. Só na segunda metade do século XX foram introduzidos os primeiros pré-impregnados de poliéster e epóxico.

Os pré-impregnados são produzidos dispondo fibras e resina entre folhas de silicone (que agem como separadoras das diferentes camadas). Este processo é mostrado na Figura 13.8. As fibras utilizadas são tipicamente fibras unidirecionais ou fibras unidas sob a forma de um tecido. A combinação de fibras e resina é posteriormente prensada ou laminada, de modo que a pressão promova uma boa molhagem das fibras pela matriz. De seguida, a matriz é parcialmente curada para que o pré-impregnado possa ser manuseado.

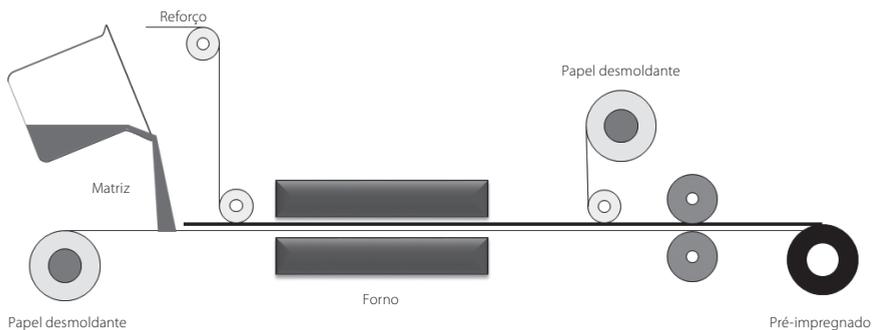


Figura 13.8. Produção de pré-impregnados.

Os uso de pré-impregnados apresenta vantagens importantes sobre os processos de laminação manual. Uma dessas vantagens é a elevado teor de fibra conseguido. Num processo manual de laminação é difícil conseguir um teor de resina inferior a 50%, mesmo quando um sistema de vácuo é utilizado para compactar o material, o que leva a uma redução do desempenho. Em contraste, com um pré-impregnado moderno é possível obter um teor de resina de 35%, possibilitando a obtenção de compósitos com excelentes propriedades mecânicas. Graças ao seu excelente desempenho mecânico, os pré-impregnados são atualmente utilizados em diversos tipos de estruturas aeronáuticas, automóveis e artigos desportivos de alta qualidade, onde alta resistência e rigidez específica são indispensáveis.

Outra vantagem importante associada aos pré impregnado é a repetibilidade e menor desperdício associado ao processo. Uma vez que a distribuição de resina pelo laminado é uniforme, a peça final não irá exibir áreas com excesso de resina nem desprovidas de resina. A espessura será uniforme e cada parte que sai do molde tem uma probabilidade teórica de ser idêntica. E uma vez que o material é cortado à medida da peça que está a ser fabricada, o material consumido e os desperdícios são reduzidos.

A principal desvantagem deste material é o seu custo. Devido ao processo de fabrico dos pré-impregnados, estes são materiais dispendiosos, com um preço mais elevado do que aquisição da resina e do reforço em separado. Um outro problema associado aos pré-impregnados é o seu limitado tempo de armazenamento à temperatura ambiente,

que requer sistemas de armazenamento refrigerado, o que também acresce ao custo ao processo de manufatura.

13.2.3.3. Pré-formas

As pré-formas são semi-produtos ditos “secos”, construídos apenas com material de reforço e sem resina, sendo o reforço disposto em estruturas tridimensionais complexas, próximas das do componente final desejado. As pré-formas podem ser criadas a partir de um processo de tecelagem ou costura tridimensional, garantindo a coesão das fibras.

Estes materiais foram criados para simplificar o processo de manufatura de componentes com formas complexas, evitando longos e dispendiosos processos de laminação manual ou automatizada. Existindo uma pré-forma, é apenas necessário proceder à aplicação de resina e iniciar o processo de cura para a obtenção do produto final.

O uso de pré-formas permite melhorar a qualidade, repetibilidade e custo das estruturas compósitas ao reduzir significativamente os custos de mão-de-obra e com o material de fabrico (inferior aos pré-impregnados).

13.2.3.4. Termoplásticos reforçados por fibras

Os semi-produtos termoplásticos reforçados com fibra são matérias-primas de material termoplástico que incluem fibras de reforço misturadas com um polímero de base. Estes semi-produtos são adequados a diversos processos de fabrico típicos dos termoplásticos, como a extrusão e injeção em molde, mas dão origem a componentes com desempenho superior, por efeito do reforço de fibra. Normalmente são classificados de acordo com o comprimento das fibras utilizado, podendo incluir fibras curtas, longas ou até fibras contínuas. Note-se que mesmo nos termoplásticos reforçados por fibras longas o comprimento de fibra é bastante reduzido (cerca de 6 mm no máximo) de forma a garantir compatibilidade com os processos produtos de materiais termoplásticos. Embora importantes melhorias no comportamento mecânico possam ser conseguidas com os compósitos de fibra curta, os compósitos de fibra longa são preferidos em aplicações de engenharia, pois permitem obter componentes termoplásticos com altos níveis de rigidez, resistência e tenacidade num único material. O alto desempenho mecânico dos compósitos de fibra longa é a razão pela qual são frequentemente selecionados como substitutos de metais e polímeros de engenharia de alto custo. Devido ao curto tamanho de fibra, estes subprodutos são normalmente fornecidos sob a forma de grânulos.

Os termoplásticos reforçados com fibra contínua, são materiais que incluem uma fibra contínua de alto desempenho (fibra de carbono, vidro ou *kevlar*), embebida numa matriz de termoplástica (como um policarbonato). Os subprodutos destes materiais são fornecidos em formato de fita, ou placa, os quais se destinam a um processo posterior de termoformagem.

Note-se que o comprimento das fibras é dito contínuo porque tende a ser várias ordens de magnitude maior do que a largura ou espessura da forma do subproduto.

13.3. FABRICAÇÃO

13.3.1. Matriz polimérica

No grupo dos processos para fabricação de compósitos de matriz polimérica, destacam-se como sendo os mais comuns três para os materiais com matrizes termoendurecíveis e dois para os materiais com matrizes termoplásticas. Os processos para os termoendurecíveis são: impregnação de resina líquida, consolidação de pré-pregs e consolidação de compostos de moldação. Enquanto os processos para os termoplásticos são: injeção e moldação por compressão. Além dos fatores técnicos, aquando da escolha do processo a utilizar no fabrico de uma dada peça, é crucial ter em conta o custo do processo. A título exemplificativo, um processo mais automatizado pode oferecer melhor acabamento superficial e qualidade dimensional. Contudo, para fabricar séries mais pequenas, o custo inicial do processo não é sustentado pela produção sendo, portanto, nesta situação, melhor optar por um processo mais manual.

O principal objetivo de todos estes processos de fabrico é assegurar que as fibras estão bem impregnadas, que a sua distribuição é uniforme e que estão corretamente alinhadas.

13.3.1.1. Impregnação de resina líquida

A impregnação de resina líquida consiste na embebição de fibras secas com uma matriz líquida, o que pode ser feito de diversas formas, a destacar, *wet lay-up*, enrolamento filarmenar, pultrusão, *resin transfer moulding* (RTM) e *reaction injection moulding* (RIM).

O *wet lay-up*, Figura 13.9., é o mais simples destes métodos, consistindo na colocação de fibras, geralmente na forma de manta, na superfície de um molde onde são posteriormente impregnadas de resina através de um rolo ou *spray*. Este processo é maioritariamente utilizado para peças pequenas, como pequenas reparações de automóveis. Porém, pode ser utilizado para peças com tamanhos bastante superiores, como é o caso de peças para a indústria naval, que podem chegar a 50 m. A grande variedade de peças que podem ser executadas recorrendo a este método é a sua principal vantagem. Adicionalmente, requer uma quantidade reduzida de ferramentas e equipamentos, especialmente se se recorrer a resinas que curam à temperatura ambiente, sendo muito simples de executar e especialmente vantajoso para séries pequenas, uma vez que não apresenta um elevado custo inicial. As principais limitações do processo são a dificuldade de impregnação e a necessidade de mão de obra intensiva. Como é um processo fortemente manual, a qualidade da peça final será também dependente da experiência e sensibilidade do operador.

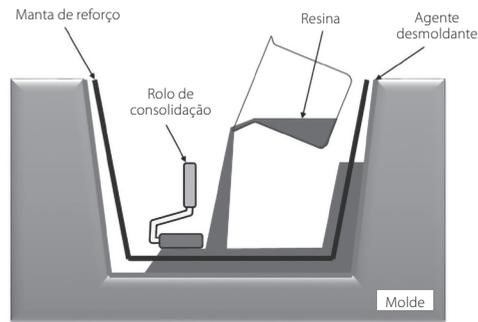


Figura 13.9. Processo de wet lay-up.

No enrolamento filamental, Figura 13.10., as fibras ainda em rolo (*roving*) são direcionadas para um banho de resina e posteriormente enroladas sobre um mandril em rotação, que tem a forma interior da peça final. Após a cura da resina, o mandril pode ser ou retirado ou utilizado como parte integrante da estrutura. Este processo é automatizado e a qualidade das peças obtidas é elevada, contudo, a geometria é limitada a peças tubulares, devido ao movimento de rotação imposto. Durante o enrolamento filamental é crucial controlar a tensão da fibra, a sua impregnação e a geometria do enrolamento. Este processo é atualmente utilizado, por exemplo, na produção de recipientes para armazenamento de gases de peso reduzido, conforme visto na Figura 13.11.

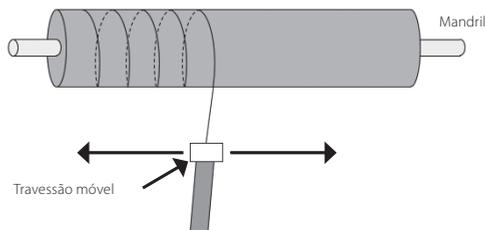


Figura 13.10. Processo de enrolamento filamental.



Figura 13.11. Recipientes de alta pressão obtidos por enrolamento filamental.

A pultrusão, Figura 13.12., permite a obtenção de perfis contínuos, podendo ser feito em paralelo entre este processo para compósitos de matriz polimérica e a extrusão para metais. Assim, este processo é utilizado para obter semi-produtos e não peças acabadas. Analogamente ao que acontece no enrolamento filamental, o primeiro passo deste processo é a impregnação das fibras, partindo do *roving*. De seguida, as fibras seguem para uma fieira com

a geometria do perfil desejado. Por fim, a resina em que as fibras foram embebidas é curada. O movimento das fibras ao longo deste percurso ocorre devido à rotação de rolos localizados no seu final. A velocidade dos rolos deve ser ajustada de modo a garantir que o material se encontra no dispositivo de cura tempo suficiente para a correta cura da resina. Este processo é automatizado e permite a obtenção de perfis com bom acabamento e boas propriedades mecânicas na direção longitudinal, visto que esta é a direção das fibras.

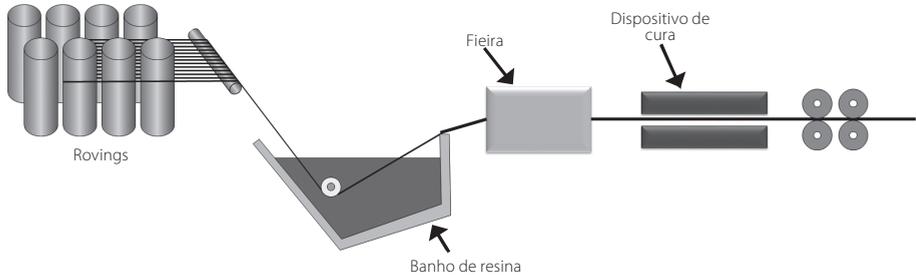


Figura 13.12. Processo de pultrusão.

Nos métodos de moldação por transferência de resina, RTM e RIM, a resina é injetada num molde (geralmente metálico) onde as fibras foram previamente colocadas, Figura 13.13. Nestes processos, a resina pode ser introduzida no molde por pressão ou gravidade. A principal diferença entre o RTM e o RIM é que no primeiro a resina é injetada após uma pré-cura, enquanto no segundo a resina e endurecedor são misturados e rapidamente injetados no molde. Este processo é utilizado na execução de diversas chapas e painéis utilizados na indústria automóvel.

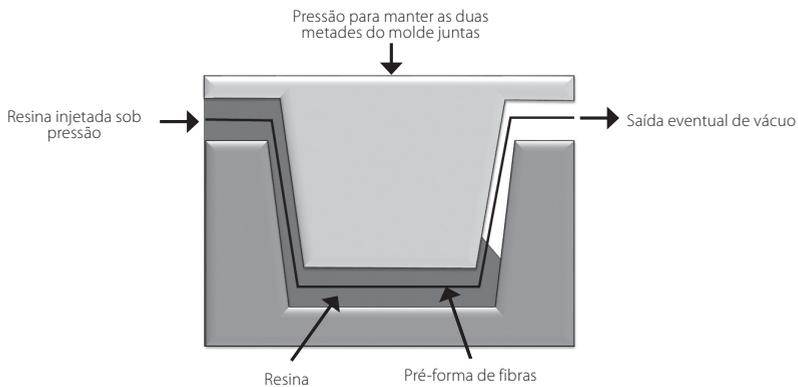


Figura 13.13. Moldação por transferência de resina.

A moldação por transferência de resina é extensivamente utilizada na indústria automóvel, permitindo criar peças de grande dimensão, baixo peso e boa resistência aos impactos. O exemplo mais emblemático de um desses componentes são os para-choques, como o exibido na Figura 13.14.



Figura 13.14. Exemplo de um componente automóvel (para-choques) produzido por impregnação de resina.

13.3.1.2. Consolidação de pré-impregnados

Tipicamente, os pré-impregnados são pré-curados pelo fornecedor, podendo ser armazenados entre 6 a 12 meses em ambiente frio e seco. Posteriormente, o pré-impregnado deve ser moldado à geometria pretendida e curado. A cura representa um passo crucial para a qualidade final do material.

Peças podem depois ser fabricadas partindo de pré-impregnados, através do seu empilhamento numa determinada direção e posterior consolidação, recorrendo a pressão e temperatura. A pressão e temperatura podem ser aplicadas de diferentes formas, sendo que as mais comuns recorrem a prensas de pratos quentes, sacos de vácuo e autoclaves.

As prensas de pratos quentes, Figura 13.15, são o método mais expedito para produzir peças partindo de *pré-pregs*. Nestas prensas, a pressão é aplicada recorrendo a um mecanismo hidráulico e a temperatura é garantida pelos pratos aquecidos. Este método pode ser utilizado para peças planas ou peças mais complexas, recorrendo a um molde adequado.

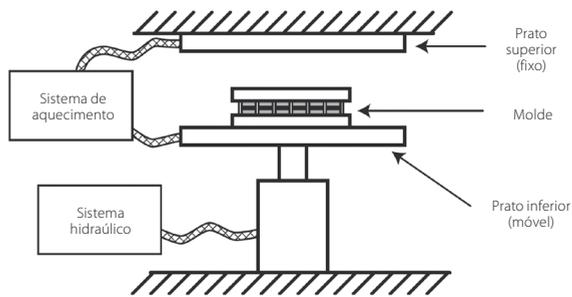


Figura 13.15. Prensa de pratos quentes.

Outro mecanismo que pode ser utilizado para a consolidação de pré-impregnados são os sacos de vácuo que, através de uma válvula colocada na sua membrana geram uma pressão que atua sobre os materiais. Quando as resinas necessitam de temperaturas elevadas para curar, os sacos de vácuo podem ser colocados num forno.

O autoclave, Figura 13.16., um equipamento que permite controlo de pressão e temperatura, pode também ser utilizado na consolidação de pré-impregnados em geometrias mais complexas e com uma peça final com maior qualidade, como por exemplo as asas de um avião. O procedimento adotado é semelhante ao do saco de vácuo, sendo que este é colocado numa câmara sob pressão que permite atingir pressões de 10 a 20 atmosferas.

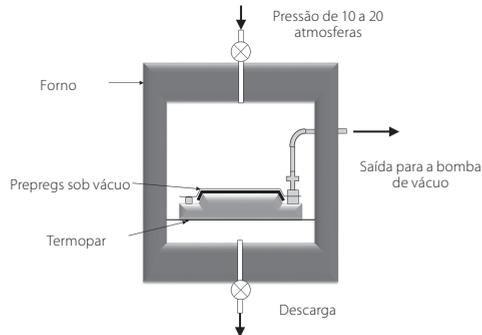


Figura 13.16. Autoclave equipada com saco de vácuo.

Os pré-impregnados consolidados permitem obter componentes de elevada resistência específica, destinados a indústrias onde o desempenho mecânico é um critério essencial. Um exemplo desses produtos são as estruturas de veículos.

13.3.1.3. Consolidação de compostos de moldação

O procedimento adotado para compostos de moldação é semelhante ao adotado para pré-impregnados, sendo neste caso utilizadas fibras curtas. O material obtido é chamado *sheet moulding compound* (SMC) e é composto por fibras curtas, cortadas a partir de *roving*, embebidas em resina e tem geralmente, entre 3 e 10 mm de espessura. As fibras são molhadas por uma mistura de resina que contém espessantes e partículas de reforço, como carbonato de cálcio. As fibras representam, tipicamente, 10 a 40% em volume da mistura. Esta mistura é colocada entre dois filmes de um material termoplástico, sendo depois pressionada por rolos, de modo a garantir uma boa molhagem e impregnação das fibras, Figura 13.17

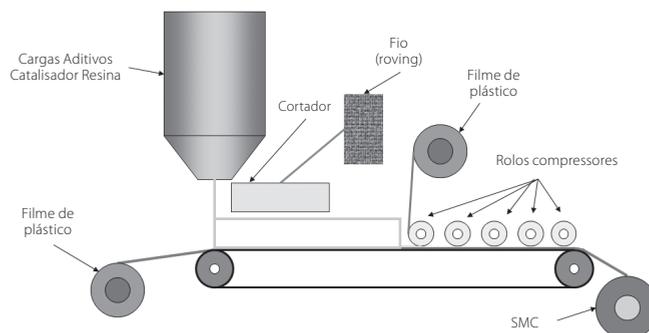


Figura 13.17. Produção de um composto para moldação.

Novamente, a indústria automóvel é uma grande utilizadora de compostos de moldação, existindo diversas aplicações destes componentes nas estruturas dos veículos, mais concretamente em embaladeiras e tampas de mala.

13.3.1.4. Fabrico aditivo

Conforme já foi descrito no Capítulo 12, relativo aos materiais poliméricos, os processos de fabrico aditivo são baseados em tecnologias muito recentes e em constante evolução que lhes conferem novas capacidades. Uma dessas capacidades é o fabrico de materiais compostos, com matrizes de diversa natureza (termoplásticas, termoendurecíveis, metálicas e cerâmicas). Estes processos incluem a fabricação por filamentos contínuos (CFF), sinterização seletiva a laser (SLS), fusão seletiva a laser (SLM) e estereolitografia (SLA), entre outros.

O processo CFF evoluiu do processo de fabricação por filamentos fundidos (FFF ou FDM) normalmente utilizado para a fabricação de polímeros de matriz termoplásticas com a adição de um sistema de uma cabeça extrusora adicional que permite a adição direta do reforço sob a forma de fibra uma matriz plástica. A deposição de material é feita alternadamente ou em sequência, sendo primeiramente realizada a deposição de fibra, seguida da extrusão de material termoplástico fundido (Figura 13.18). A utilização deste método permite obter protótipos e peças em pequenas séries de uma forma rápida e com elevada resistência à tração.

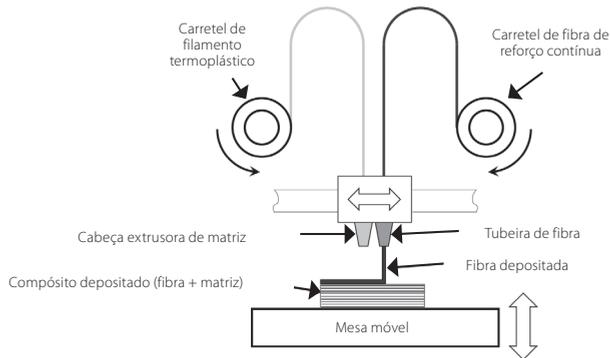


Figura 13.18. Processo de fabricação por filamentos contínuos.

O processo SLS é mais utilizado para a fabricação de polímeros termoplásticos reforçados com partículas. Neste caso, o pó é misturado com a resina e a mistura é endurecida de forma localizada até atingir a geometria desejada. O endurecimento/sinterização é conseguido usando a energia fornecida por um laser cujo ponto de focagem é controlado com precisão. Note-se que este método é relativamente complexo de implementar porque exige uma mistura muito uniforme entre a matriz líquida e o reforço sólido.

13.3.2. Matriz metálica

A produção de compósitos com matrizes metálicas (*metal matrix composites*, MMC) é uma área ainda pouco desenvolvida. Contudo, tem sido um foco importante de investigação, com o objetivo de desenvolver um processo facilmente implementável na indústria. As técnicas desenvolvidas para processar estes materiais podem ser divididas em três grandes grupos: as técnicas no estado líquido, no estado sólido e por deposição.

13.3.2.1. Técnicas no estado líquido

As técnicas no estado líquido mais relevantes são *stir casting* e *squeeze infiltration*. O *stir casting* consiste numa mistura, efetuada mecanicamente, entre uma fase dispersa, de partículas de cerâmico ou fibras curtas, e uma matriz de metal líquido. Geralmente, as partículas constituem, no máximo, 30% em volume da mistura. Posteriormente, a mistura é vazada utilizando os métodos convencionais para metais. No *squeeze infiltration* os reforços são colocados numa pré-forma onde, posteriormente, o metal líquido é injetado, Figura 13.19.

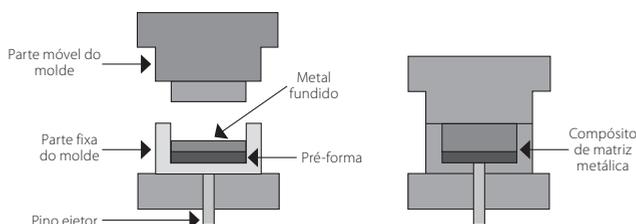


Figura 13.19. Técnica de *squeeze infiltration*.

13.3.2.2. Técnicas no estado sólido

As técnicas no estado sólido mais relevantes são a ligação por difusão e a sinterização. Na ligação por difusão, Figura 13.20., camadas de fibras longas e de metal são dispostas alternadamente, devendo ser a primeira e última camada (as camadas exteriores) de metal. Posteriormente, as camadas são pressionadas a alta temperatura, obtendo-se assim uma estrutura final em camadas. Este método é bastante utilizado com titânio e é adequado para fabricar peças com geometrias simples, como chapas ou tubos. Na sinterização, partículas metálicas são misturadas com os reforços, tipicamente partículas ou fibras curtas. A mistura é então compactada e sintetizada. Neste método, o volume de reforços pode chegar a 50%. A consolidação final pode ser efetuada recorrendo a prensagem ou extrusão.

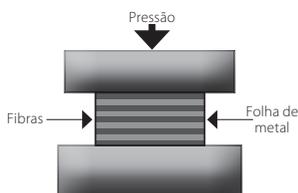


Figura 13.20. Ligação por difusão.

13.3.2.3. Técnicas por deposição

As técnicas por deposição mais utilizadas são a deposição por spray e a deposição em fase vapor (que pode ser *physical vapor deposition*, PVD, e *chemical vapor deposition*, CVD). Na deposição por spray a matriz metálica é utilizada sob a forma de gotículas. Essas gotículas são depositadas, em conjunto com uma fase dispersa de partículas, a alta velocidade num substrato, permitindo obter peças muito próximas das finais. Na deposição em estado vapor, um revestimento é formado na superfície de um substrato devido à condensação de vapor, no PVD, ou a uma reação química, no CVD. Esta deposição é utilizada para revestir fibras e permite criar compósitos com nanoestruturas.

Existem diversos componentes fabricados por deposição em matriz metálica, conforme exibido na Figura 13.21.



Figura 13.21. Exemplos de produtos fabricados por matriz metálica. Pastilhas de corte de composto cermet (Co+WC) **a)**, pá de turbina de composto de alumínio com partículas cerâmicas **b)**, disco de travão metálico com revestimento cerâmico **c)** e pistão de alumínio com revestimento cerâmico.

Matriz cerâmica

Os cerâmicos são, materiais particularmente frágeis o que implica que, na fabricação de materiais compósitos, têm limitações que se prendem com a sua falta de capacidade de acomodar variações de volume sem o aparecimento de fendas. Portanto, estes materiais não permitem grandes deformações durante o processo. Outra das dificuldades no fabrico, está relacionada com a necessidade de elevadas temperaturas de processamento, o que aumenta a complexidade e o custo do processo.

Os principais processos utilizados na fabricação de materiais compósitos de matriz cerâmica são a infiltração química em fase vapor, infiltração no estado líquido, sol-gel e oxidação direta.

13.3.2.4. Infiltração química em fase vapor

A infiltração química em fase vapor, *chemical vapor infiltration* (CVI), consiste na infiltração de um gás reativo numa pré-forma porosa de fibras contínuas. A deposição vai preencher o espaço entre as fibras criando um material compósito. Uma analogia pode ser estabelecida entre este processo e o CVD discutido acima. Este processo tem um custo elevado, devido ao longo tempo requerido para o executar, que se deve à baixa velocidade de difusão da matriz.

13.3.2.5. Infiltração no estado líquido

A infiltração no estado líquido pode ser efetuada pela infiltração de cerâmico fundido, infiltração de uma barbotina, infiltração reativa e infiltração de um polímero e pirólise. Na infiltração de cerâmico fundido, infiltração reativa e infiltração de um polímero uma pré-forma com o reforço é infiltrada pela matriz. No último caso é necessária uma posterior pirólise para o polímero ser convertido num cerâmico. No caso da infiltração de uma barbotina, as fibras são passadas pela barbotina, sendo de seguida enroladas num mandril e secas.

13.3.2.6. Sol-gel

O processo de sol-gel consiste na impregnação de uma pré-forma com uma suspensão coloidal com partículas finas de cerâmico. Esta mistura transforma-se num sólido por secagem. Posteriormente, o material é levado a alta temperatura e pressão.

13.3.2.7. Oxidação direta

A oxidação direta é um processo pelo qual uma matriz é formada a partir da reação entre um metal fundido e um gás oxidante, que é passado por uma pré-forma com reforços. O metal líquido ao oxidar forma um cerâmico com uma fase dispersa.

Alguns exemplos de componentes fabricados com base numa matriz cerâmica são exibidos na Figura 13.22.

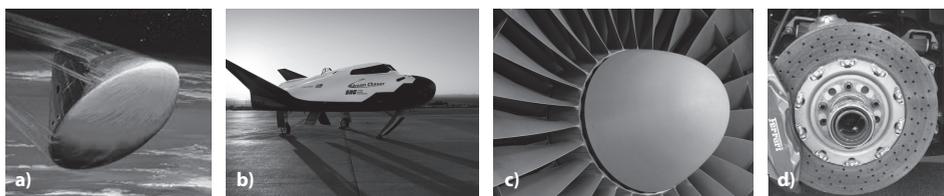


Figura 13.22. Exemplos de produtos compósitos de matriz cerâmica. Painéis de proteção térmica para a parte inferior de veículos espaciais, constituídos por SiC com fibras de carbono **a)** ou grafite com fibras de carbono **b)**, componentes de turbinas de nitreto de boro com fibras de SiC **c)** e discos de travão de carbono revestidos com SiC **d)**.

13.4. COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS

Os materiais compósitos com fibras pretendem um material final com a resistência elevada das fibras, mas com uma tenacidade melhorada pela matriz. Os compósitos mais comuns são formados por matrizes poliméricas com reforços com fibras, como os polímeros reforçados com fibras de vidro (*glass fibre-reinforced polymers*, GFRP), polímeros reforçados com fibras de carbono (*carbon fibre-reinforced polymers*, CFRP) e os polímeros reforçados com fibras de kevlar (*kevlar fibre reinforced polymer*, KFRP). Uma estrutura clássica de material compósito reforçado com fibras é mostrada na Figura 13.23.



Figura 13.23. Estrutura compósita de resina epóxida reforçada com fibra de carbono (monocoque de automóvel de competição).

O comportamento do material compósito, se as fibras estiverem alinhadas com a solitação e, portanto, o ângulo entre elas for 0° , poderá ser aproximadamente calculada a partir da média entre as propriedades da matriz e das fibras. Na direção das fibras, e considerando que a coesão entre as fibras e a matriz é eficiente, ou seja, que a deformação da matriz, ϵ_m , das fibras, ϵ_f , e do compósito, ϵ_c , são iguais:

$$\epsilon_m = \epsilon_f = \epsilon_c \quad (13.1)$$

O módulo de Young do compósito na direção das fibras é dado por:

$$\epsilon_{c0} = V_f + (1 - V_f)E_m \quad (13.2)$$

Em que V_f é a fração volúmica de fibras, E_f o módulo de Young das fibras e E_m o módulo de Young da matriz. Da mesma forma, a resistência na direção das fibras é dada pela regra das misturas por:

$$\sigma_{c0} = V_f \sigma_f + (1 - V_f) \sigma_m \quad (13.3)$$

Em que ϵ é o estado de tensão da matriz, σ_f das fibras e σ_c do compósito.

Na direção perpendicular às fibras, o estado de tensão da matriz, das fibras, e do compósito são iguais:

$$\sigma_m = \sigma_f = \sigma_{c90} \quad (13.4)$$

O módulo do mesmo material, quando solitado perpendicularmente às fibras é dado por:

$$E_{c90} = \left(\frac{V_f}{E_f} + \frac{1 - V_f}{E_m} \right)^{-1} \quad (13.5)$$

Partindo das equações anteriores facilmente se conclui que o módulo de Young na direção das fibras é muito superior ao módulo de Young na direção transversal, como pode ser compreendido partindo das expressões anteriores. Assim, um material compósito com fibras unidirecionais será fortemente anisotrópico, Figura 13.24.a e Figura 13.24.b. Para obter um material que tenha um módulo de Young igual na direção longitudinal e transversal, pode utilizar-se um laminado com camadas alternadas com fibras a 0° e 90° , Figura 13.24.c. Contudo, neste caso, as propriedades a 45° (ângulo intermédio entre as duas camadas) serão ainda inferiores também muito inferiores. Assim, são efetuados laminados com fibras a 0° , 45° , 90° e 135° , Figura 13.24.d, que formam um material quase isotrópico.

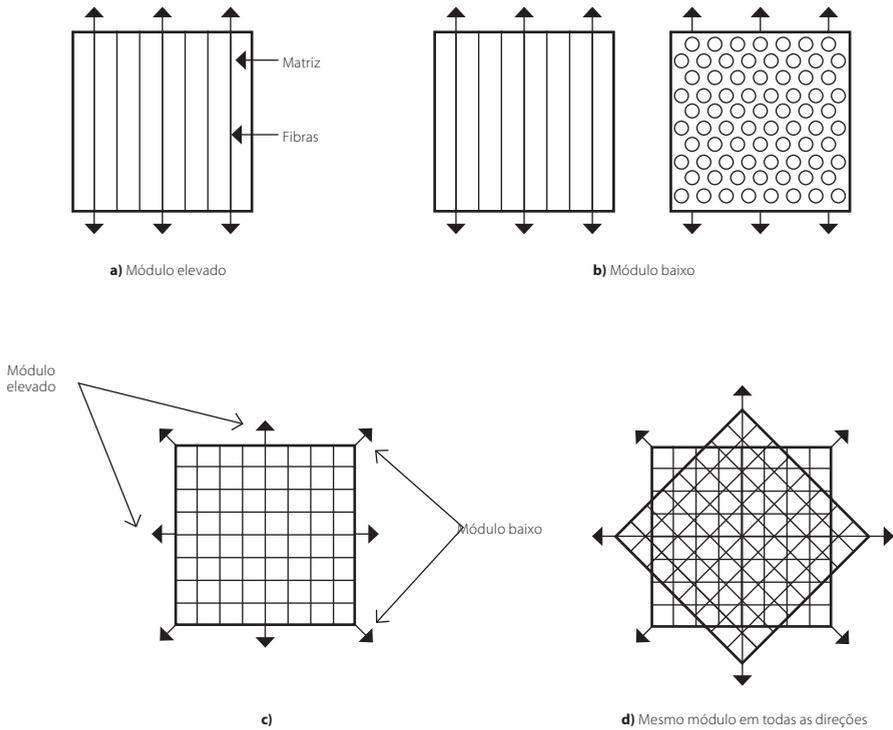


Figura 13.24. Compósito de fibras **a)** unidirecionais a 0°, **b)** unidirecionais a 90°, **c)** a 0° e 90°, **d)** a 0°, 45°, 90° e 135°.

Um material compósito pretende ser um material que tira partido da maior resistência e rigidez das fibras e da ductilidade da matriz. A curva de tensão-deformação do compósito, Figura 13.25., será inicialmente linear, com uma rigidez intermédia entre a das fibras e a da matriz. Isto acontece até à cedência da matriz, ponto a partir do qual passa a haver deformação plástica da matriz e a maior parte da carga é suportada pelas fibras, que deformam plasticamente até à rotura. Quando há fratura das fibras, a tensão diminui até à tensão de cedência da matriz. Quando a matriz falha, dá-se a rotura final do material.

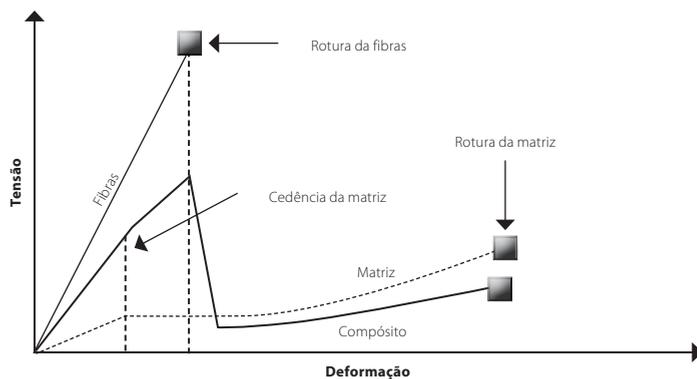


Figura 13.25. Curva tensão-deformação de um compósito.

Aquando do projeto de um componente utilizando um material compósito, de um modo geral, deve considerar-se a tensão máxima a que o material pode ser sujeito. Esta tensão é obtida através da regra das misturas, partindo da tensão de cedência da matriz, σ_y^m , e a tensão de rotura das fibras, σ_r^f .

$$\sigma_c = V_f \sigma_r^f + (1 - V_f) \sigma_y^m \quad (13.6.)$$

Após as roturas das fibras, a tensão aumenta até um segundo máximo, governado pela tensão de rotura da matriz:

$$\sigma_c = (1 - V_f) \sigma_r^m \quad (13.7.)$$

Para frações volúmicas de fibras baixas, a resistência será prejudicada pela adição de fibras. Assim, há um volume mínimo de fibras que deve ser ultrapassado de modo a beneficiar a resistência do material e, se tal não acontecer, ocorrerá rotura das fibras antes do pico de tensão e a tensão de rotura do material será mais reduzida.

As fibras contínuas apresentam uma maior influência na resistência de um material compósito do que as fibras curtas. Contudo, os materiais compósitos com fibras curtas são mais vantajosos para processos de fabricação por moldação. Para que os materiais compósitos com fibras curtas tenham propriedades semelhantes às obtidas com fibras contínuas, o comprimento das fibras deve ser superior a um dado valor crítico.

As fibras de vidro ou carbono aumentam a tenacidade de um material compósito, apesar de serem materiais com uma tenacidade inferior àquela da matriz. Contudo, à medida que uma fenda aparece numa matriz polimérica as fibras do compósito não partem e é criada uma ponte entre as duas faces da fenda, o que promove um mecanismo de rotura múltiplo, que permite uma maior dissipação de energia. Quando se dá a rotura das fibras, parte das fibras ficará dentro da matriz, e à medida que a fenda se propaga, o arrancamento das fibras dissipará energia por fricção. Como tal, quanto melhor a adesão entre as fibras e a matriz, maior a energia dissipada. A Figura 13.26. ilustra esse processo de arrancamento e dissipação de energia durante a falha de um material compósito.

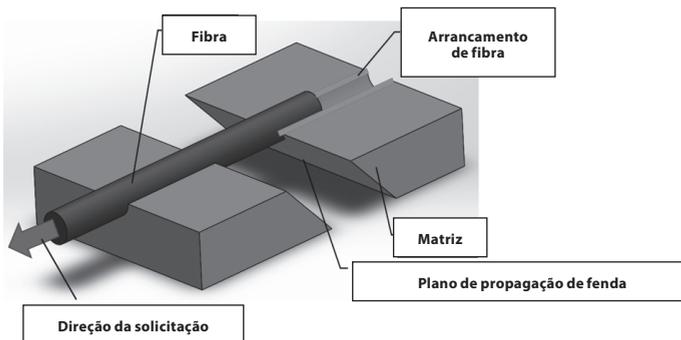


Figura 13.26. Processo de arrancamento de fibra durante a falha de materiais compósitos.

Note-se que, quando eventualmente as fibras partem, uma porção delas fica retida na matriz. À medida que a fenda propaga, existe a tendência para algumas destas fibras serem arrancadas para fora de matriz, um processo que apresenta elevada capacidade de dissipação de energia (*fiber pull-out*). O nível de energia dissipada por este processo é altamente dependente do nível de adesão entre as fibras e a matriz. Caso exista baixa adesão as fibras deslizam muito facilmente para fora de matriz e contribuem muito pouco para aumentar a tenacidade durante o processo de rotura.

Os compósitos reforçados com fibras estão a ser cada vez mais utilizados em indústrias como a automóvel, aeronáutica ou aeroespacial devido às suas boas propriedades mecânicas aliadas a um peso reduzido, que permite reduzir as emissões de gases e o consumo energético dos veículos.

Assim, num material compósito, o peso e as propriedades específicas são extremamente relevantes, em particular na área dos transportes. As propriedades de compósitos reforçados com fibras comuns e, em particular, as propriedades específicas são apresentadas na Tabela 13.3. e comparadas com metais.

Tabela 13.3. Compósitos reforçados com fibras e metais para comparação.

Material	Densidade, ρ ($\text{Mg} \cdot \text{m}^{-3}$)	Módulo de Young, E (GPa)	Resistência, σ_y (MPa)	Tenacidade, Kc ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	E/ρ	σ_y/ρ
Compósitos						
CFRP (epóxico com 58% de C uniaxial)	1,5	189	1050	32-45	126	700
GFRP (poliéster com 50% de vidro uniaxial)	2,0	48	1240	42-60	24	620
KFRP (epóxico com 60% de kevlar® uniaxial)	1,4	76	1240	–	54	886
Metais						
Aço tratado	7,8	207	1000	100	27	128
Duraluminio	2,8	71	500	28	25	179

Estruturas fabricadas a partir de materiais compósitos são geralmente ligadas utilizando juntas adesivas. A principal vantagem das juntas adesivas para ligar materiais compósitos é o facto de não necessitarem que furos sejam criados nos materiais a unir, como seria necessário se parafusos ou rebites fossem utilizados. Estas furações são altamente indesejáveis, pois criam zonas de concentração de tensões, fragilizando os materiais compósitos a unir.

Uma junta adesiva, geralmente deve ser carregada ao corte, de forma a maximizar a área resistente. Na Figura 13.27. pode ser observada uma junta de sobreposição simples e a respetiva distribuição de tensões de corte ao longo da zona colada.

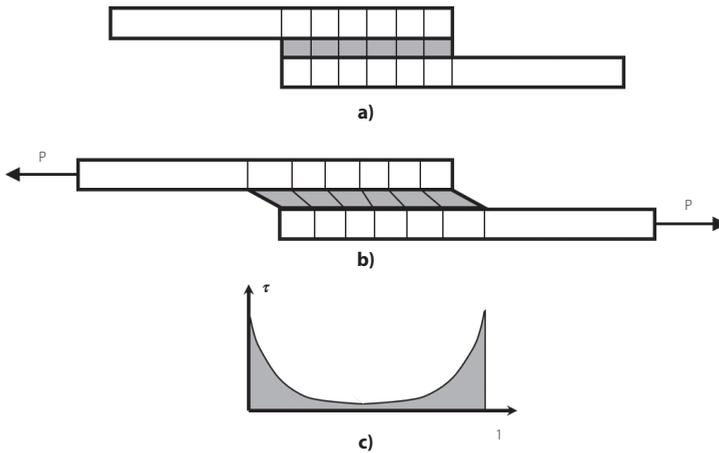


Figura 13.27. Junta de sobreposição simples sem carga **a)**, carregada **b)** e distribuição de tensões **c)**.

Nestas juntas, a falha pode ocorrer no adesivo, na interface adesivo/substrato ou no substrato. Quando a falha ocorre no substrato, sendo este um material compósito, pode haver uma descoesão entre as fibras e a matriz, como pode ser observado na Figura 13.28.

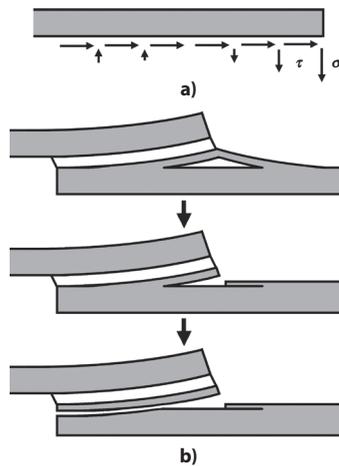


Figura 13.28. Descoesão fibra/matriz num material compósito tensões atuantes **a)** e descoesão do material compósito **b)**.

Isto normalmente é causado pelas tensões de arrancamento que podem surgir em ligações por juntas de sobreposição simples, conforme mostrado na Figura 13.27. Estas tensões atuam perpendicularmente à direção do plano de colagem e das fibras e sujeitam o material compósito na sua direção menos resistente. Nesta solicitação, a resistência interlaminar do compósito é apenas conferida pela resistência da matriz, sendo esta muito inferior à do material reforço. Como tal, é fundamental que as ligações adesivas de componentes compósitos sejam realizadas de forma a minimizar o aparecimento de tensões de arrancamento.

13.5. Compósitos reforçados com partículas

Os materiais compósitos podem ser ainda reforçados com partículas, que têm uma influência menor nas propriedades finais do compósito do que as fibras. Porém, têm um preço mais reduzido e as partículas mais duras têm boa resistência à abrasão. Exemplos de compósitos reforçados com partículas são o betão e os termoendurecíveis reforçados com elastômeros.

O betão é obtido da mistura de pedra e areia, o agregado, colados por cimento endurecível, o ligante. O agregado é mais denso e resistente enquanto o ligante é a fase mais macia. Sendo o agregado o mais barato, o que se pretende no betão é maximizar a quantidade de agregado, não prejudicando as propriedades do compósito. Esta combinação de pequenas pedras e areia ligadas por cimento é utilizada já há vários séculos devido às suas boas propriedades à compressão. Contudo, mais recentemente foi também compreendido que adicionando varas de metal ou arames o betão adquire também boas propriedades à tração. As propriedades do betão podem ser determinadas a partir das propriedades do agregado e do cimento, a partir da regra das misturas.

A tenacidade e resistência ao impacto de termoendurecíveis podem ser melhoradas com a adição de elastômeros a esta matriz, Figura 13.29. Contudo, esta adição resultará também numa redução do módulo de elasticidade. O que acontece nestes materiais é que a fenda, ao propagar, irá intersear e deformar as partículas de elastómero, que atuam como pequenas molas, mantendo a fenda fechada e aumentando assim a força para a sua propagação.

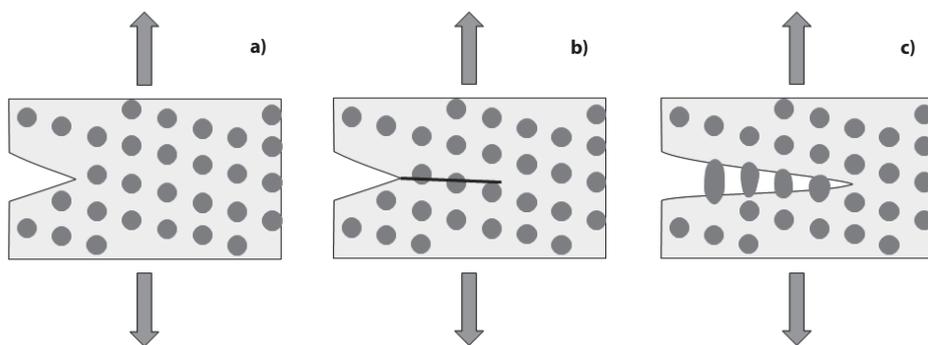


Figura 13.29. Polímeros termoendurecíveis reforçados com partículas de elastômeros.

13.6. OUTROS COMPÓSITOS

13.6.1. Madeira

A madeira é um material compósito natural, formado por celulose e lignina. A celulose é também encontrada, por exemplo, no algodão. Porém, neste caso, sem a matriz de lignina, apresenta propriedades mecânicas muito inferiores.

A madeira é um dos materiais de construção utilizados há mais de 5000 anos na construção de diversas estruturas, como edifícios e navios, sendo ainda hoje muito utilizada, especialmente em construções simples e peças de mobiliário.

As propriedades da madeira variam com a árvore e região de que é extraída e podem ser observadas através de valores indicativos na Tabela 13.4. As propriedades indicadas podem variar ainda com a humidade, temperatura e densidade. É importante ressaltar a forte anisotropia da madeira, que pode também ser constatada pela elevada diferença das propriedades mecânicas nas direções paralela e perpendicular ao grão. Na direção do grão a resistência depende de ligações covalentes entre as microfibras de celulose, enquanto na direção perpendicular estão dependentes de ligações por pontes de hidrogénio, muito mais fracas.

A madeira é fortemente higroscópica, isto é, é capaz de absorver quantidades significativas de água, além de as suas dimensões serem fortemente influenciadas pela quantidade de água que contém. A madeira seca será mais compacta e resistente enquanto na madeira verde há um aumento de volume devido ao conteúdo de humidade e a formação de pontes de hidrogénio com a água o que contribui para a degradação das propriedades da madeira.

Analisando a estrutura macroscópica da madeira através de um corte transversal no tronco de uma árvore, Figura 13.30., pode observar-se que as células principais estão alinhadas axialmente, sendo esta a direção em que a madeira tem maior resistência. Adicionalmente, conseguem observar-se anéis de crescimento. Cada anel de crescimento corresponde ao crescimento num ano e apresenta duas regiões distintas devido às condições climáticas ao longo do ano, o lenho inicial, correspondente à primavera e verão, e o final, correspondente ao outono e inverno. O lenho inicial é mais poroso e menos resistente. Contudo, no outono e inverno o crescimento é mais lento, obtendo uma estrutura mais densa e resistente.

Tabela 13.4. Propriedades de diferentes tipos de madeira.

Tipo de madeira	Densidade (Mg · m ⁻³)	Módulo de Young (GPa)		Resistência // ao grão (MPa) ²		Tenacidade (MPa·m ^{1/2})	
		// ao grão	⊥ ao grão	Tração	Compressão	// ao grão	⊥ ao grão
Balsa	0,1-0,3	4	0,2	23	12	0,05	1,2
Mogno	0,53	13,5	0,8	90	46	0,25	6,3
Pinheiro do Oregon	0,55	16,4	1,1	70	42	0,34	6,2
Pinheiro silvestre	0,55	16,3	0,8	89	47	0,35	6,1
Bétula	0,62	16,3	0,9	–	–	0,56	–
Freixo	0,67	15,8	1,1	116	53	0,61	9,0
Carvalho	0,69	16,6	1,0	97	52	0,51	4,0
Faia	0,75	16,7	1,5	–	–	0,95	8,9

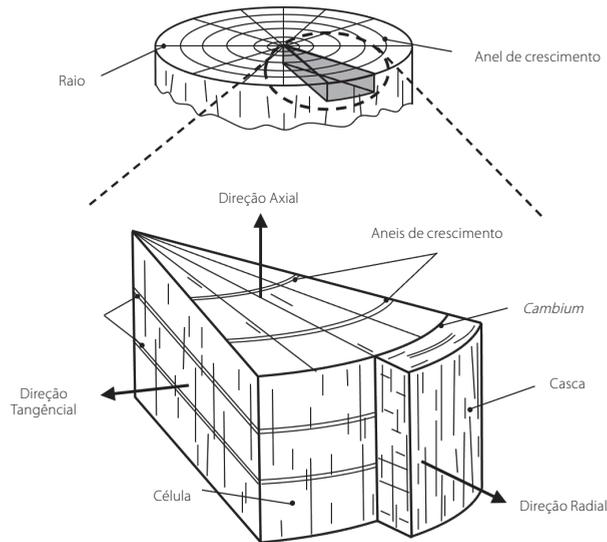


Figura 13.30. Corte transversal no tronco de uma árvore.

Atualmente, é comum encontrar compósitos que combinam madeira (no estado granulado ou laminada) com materiais termoplásticos, como o polipropileno (PP), polietileno (PE), policloreto de vinilo (PVC) ou ácido poliláctico (PLA). Estes compósitos apresentam desempenho mecânico relativamente modesto, higroscópicos, mas são relativamente conformáveis. Estes materiais são frequentemente considerados um material sustentável porque podem ser fabricados utilizando plásticos reciclados e os resíduos resultantes da indústria da madeira. No entanto, é importante referir que a massa combinada de madeira-plástico torna o compósito difícil de reciclar novamente após o fim de vida do componente.

13.6.2. Compósitos celulares

Os materiais com uma estrutura celular, ou de espuma, são muito leves, tendo muito boa rigidez e resistência específica. Apresentam também excelentes propriedades de absorção de energia (porque podem deformar-se facilmente) e de isolamento (porque no seu interior existem vazios que dificultam a transferência de calor). Estes materiais são muito comuns na natureza, e podem ser encontrados, por exemplo, na cortiça, nos corais ou no interior dos ossos. A madeira também pode ser considerada um material celular, mas apresenta uma densidade de células muito superior aos estes exemplos, pelo que não será discutida nesta secção.

Embora até este ponto tenham sido discutidos apenas materiais celulares de origem natural, existe também um intenso desenvolvimento de espumas sintéticas para uso, por exemplo, em amortecedores, isolamento e embalagens. Muitos destes materiais ainda se encontram em fase de desenvolvimento, apresentando muito potencial.

Os materiais celulares podem ser usados como reforço distribuído na matriz de um material compósito ou podem ser usados para criar o núcleo de uma estrutura sandwich (descritas em detalhe na secção seguinte). Os materiais celulares podem também aplicados de forma isolada, onde a sua geometria lhes confere um desempenho mecânico muito peculiar.

A maioria dos materiais poliméricos podem ser obtidos na forma de espuma através da mistura de um agente expansivo com grânulos do polímero antes do processamento. Este agente liberta dióxido de carbono durante o ciclo térmico, criando bolhas de gás na peça final. A estrutura de uma espuma polimérica é constituída por células poliédricas, podendo ser abertas, Figura 13.31.a, como nas esponjas ou fechadas, Figura 13.31.b.

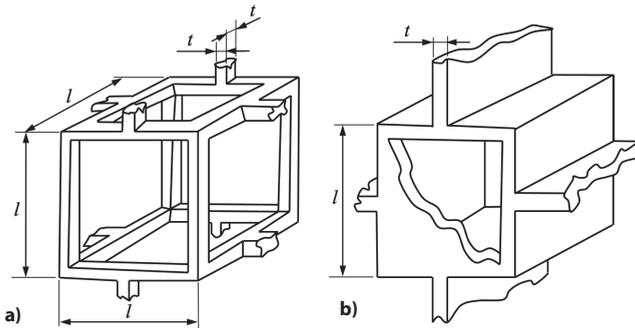


Figura 13.31. Espuma com células poliédricas abertas a) e fechadas b).

A curva tensão-deformação à compressão de uma espuma, Figura 13.32., pode ser dividida em três zonas distintas. A primeira zona, para deformações pequenas, corresponde a um comportamento linear elástico. Nesta zona há uma flexão e distorção das células. À medida que a deformação aumenta passa-se a um *plateau* de tensão para uma dada gama de deformações, que corresponde a uma encurvadura elástica das colunas ou placas das células ou à deformação plástica das mesmas. A parte final da curva representa um rápido aumento da tensão que corresponde à rotura das células.

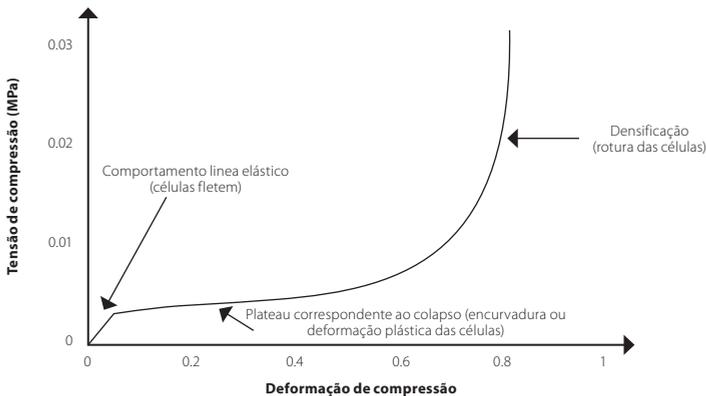


Figura 13.32. Curva tensão-deformação à compressão de uma espuma.

As espumas são muito utilizadas em estruturas *sandwich*, combinadas com peles rígidas, de modo a obter um material final leve e resistente. Mais informação sobre esta aplicação em específico é dada na secção seguinte.

A cortiça é uma espuma natural cuja estrutura celular é representada na Figura 13.33. Este material apresenta uma impermeabilidade substancial ao líquido e gás e boas propriedades de isolamento acústico, térmico, elétrico e de vibrações. Apresenta ainda a capacidade de ser comprimida sem exibir expansão lateral.

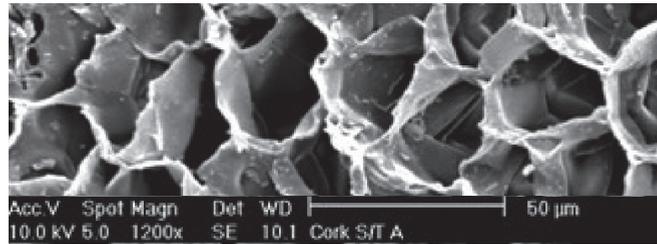


Figura 13.33. Estrutura celular da cortiça.

O efeito da adição de partículas de cortiça a uma matriz de epóxido, provou melhorar as suas propriedades de resistência e tenacidade.

A cortiça tem bom comportamento ao impacto visto que, devido à sua estrutura celular, se comporta como um bom amortecedor. Isto ocorre porque, quando sujeitas a um impacto, as células comprimem, absorvendo-o, Figura 13.34.a. Contudo, se a resina penetrar na estrutura celular da cortiça, Figura 13.34.b, esta ficará impedida de se deformar, perdendo as capacidades absorventes da cortiça. Deste modo, como tal, quando a cortiça é utilizada nestes reforços, a sua estrutura celular deve ser cuidadosamente conservada.

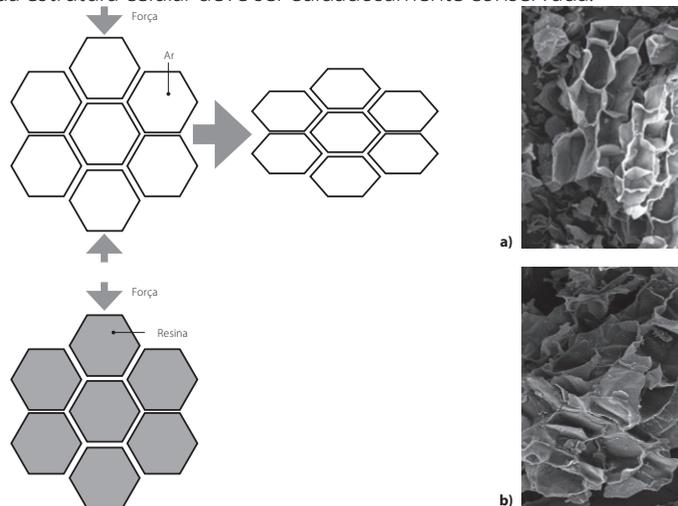


Figura 13.34. Representação esquemática do comportamento ao impacto da cortiça se as células estiverem cheias de ar **a)** e resina **b)**.

Adicionalmente, em juntas adesivas, partículas de cortiça com um revestimento magnético podem ser dispostas de forma graduada ao longo do comprimento de sobreposição de uma junta de sobreposição simples, de modo a obter propriedades graduais ao longo do adesivo, de modo a uniformizar a distribuição de tensões.

13.6.3. Estruturas *sandwich*

As estruturas *sandwich*, combinam duas placas finas, ou peles, com um núcleo composto por uma estrutura de favo de abelha ou espuma. A ligação entre estes componentes é normalmente feita com recurso a um filme de adesivo, conforme mostrado na Figura 13.35.

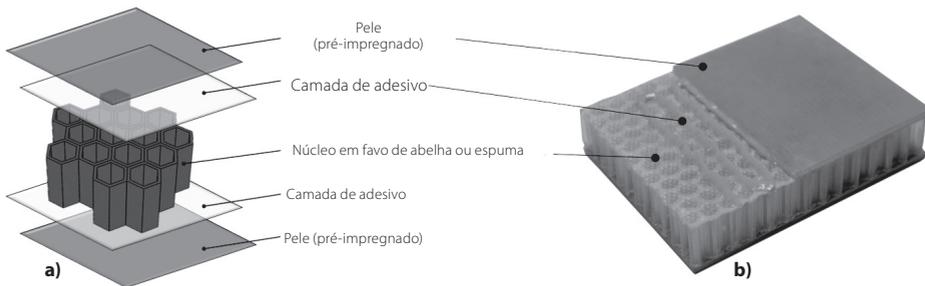


Figura 13.35. Componentes de uma estrutura sandwich típica esquemáticos **a)** e reais **b)**.

Os materiais resultantes têm excelentes propriedades de rigidez e resistência com um peso muito reduzido. Estes materiais começaram a ser desenvolvidos para uso na indústria aeronáutica sendo atualmente utilizadas em diversas indústrias como a automóvel, naval ou a construção civil.

As peles são geralmente de alumínio ou de um compósito reforçado com fibras e a estrutura em favo de abelha é geralmente de alumínio, nomex (aramida), kevlar, fibra de vidro ou fibra de carbono. Na sua forma metálica, as estruturas do núcleo são produzidas a partir de um conjunto de folhas onduladas empilhadas e posteriormente soldadas por pontos, Figura 13.36.

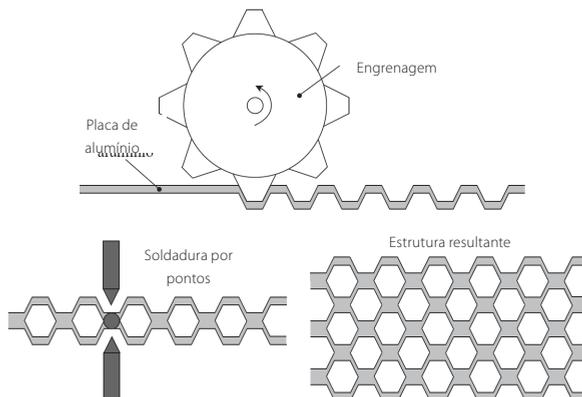


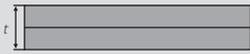
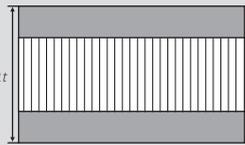
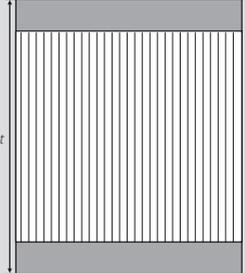
Figura 13.36. Produção do núcleo de uma estrutura sandwich.

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 e de elevada resistência. Para se compreender as características das estruturas sandwich, podemos começar por imaginar uma configuração geométrica em que o núcleo não tem espessura.

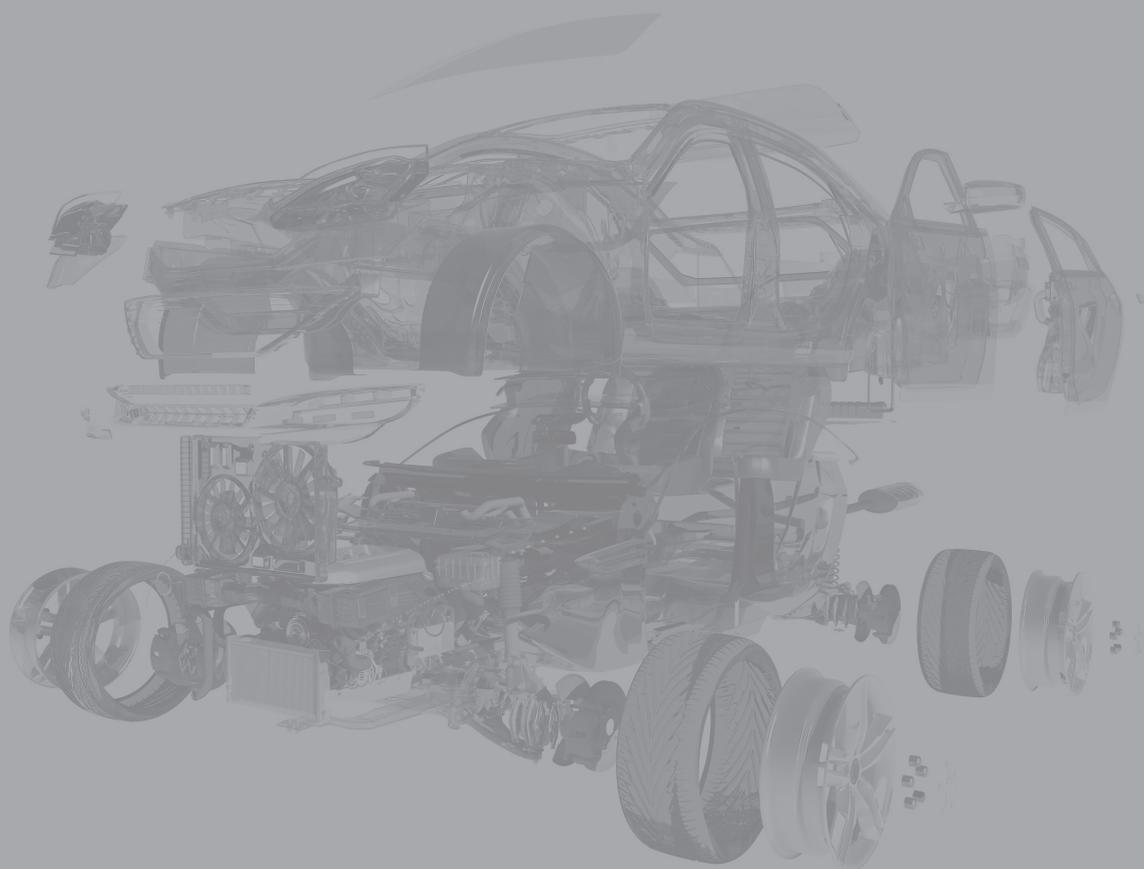
Neste primeiro caso, a resistência à tração, ao corte e à flexão é conferida apenas pelos materiais das peles, indicado como o caso “material maciço” na Tabela 13.5. Sabe-se que a rigidez de uma viga à flexão é dada por EI , sendo E o módulo de Young e I o momento de inércia. O momento de inércia é uma propriedade que indica a resistência que um dado material ou estrutura oferece à flexão. O momento de inércia aumenta exponencialmente com o afastamento do material do seu centro de massa. Neste primeiro exemplo, o momento de inércia é relativamente reduzido, pois todo o material está concentrado perto do centro de massa.

Agora consideremos um caso em que temos uma grande separação entre as duas peles, criada pela presença do núcleo (por exemplo, o caso “sandwich de espessura $4t$ ” na Tabela 13.5. Neste caso, o núcleo resistirá fundamentalmente aos esforços de corte, aumentando ligeiramente a resistência do material, pois o material do núcleo usualmente tem um desempenho mecânico limitado. No entanto, a verdadeira vantagem de um núcleo de grande espessura é o facto de este aumentar exponencialmente o momento de inércia e, conseqüentemente, a rigidez à flexão da estrutura sandwich. Neste caso, as peles vão suportar as cargas de flexão, estando uma das peles sujeita a compressão e outra a tensão. À medida que a espessura do núcleo aumenta, o momento de inércia aumenta também, aumentando a rigidez à flexão do conjunto.

Tabela 13.5. Rigidez resistência e peso de uma estrutura sandwich em função da espessura do núcleo.

	Material maciço	Sandwich de espessura $2t$	Sandwich de espessura $4t$
Propriedade (normalizada em relação ao material maciço)			
Rigidez	1,0	7,0	37,0
Resistência	1,0	3,5	9,2
Peso	1,0	1,03	1,06

BIBLIOGRAFIA E REFERÊNCIAS

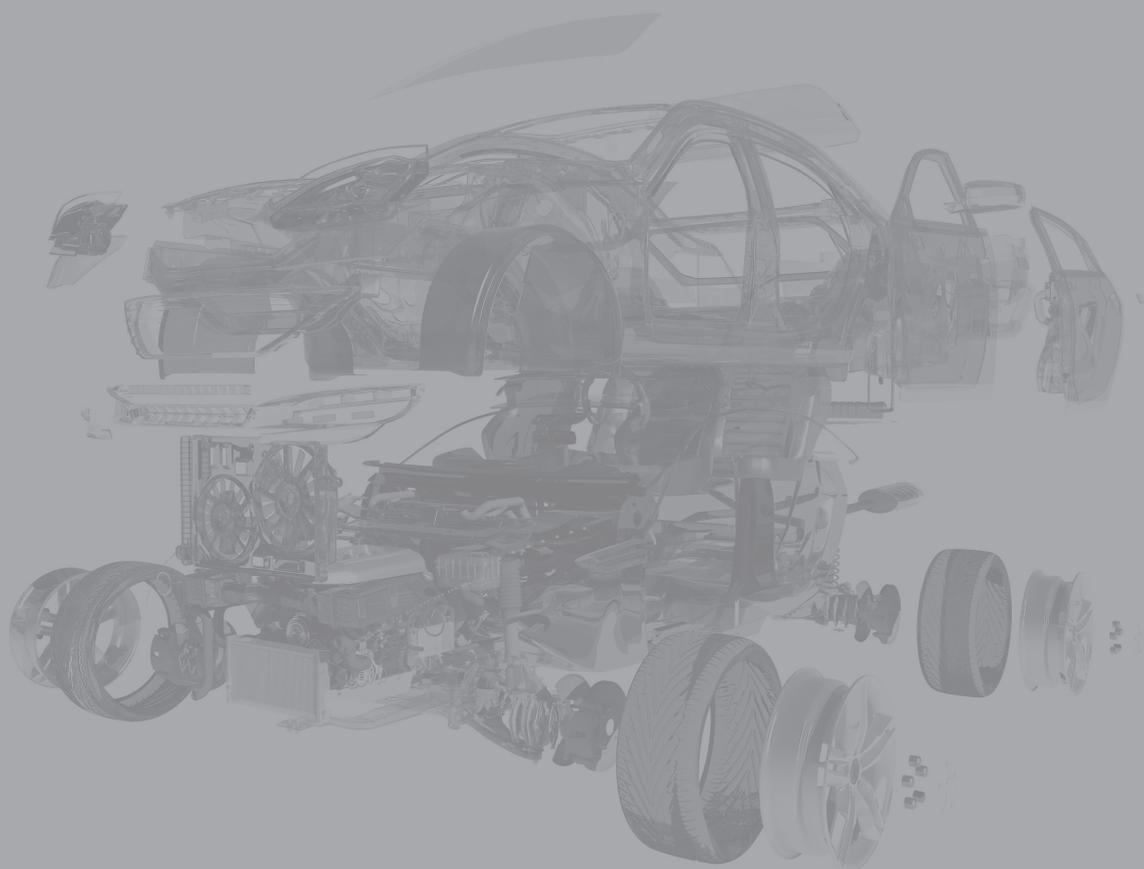


- Alves, F.J.L., Effect of Liquid Phase on Coarsening Behavior in Porous Single-Phase and Duplex Microstructures, Tese de Doutorado, Universidade de Lehigh, Pennsylvania, 1997.
- Ashby, M.F., Jones D.R.H., *Engineering Materials 1*, 2.ª edição, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2000.
- Ashby, M.F., Jones D.R.H., *Engineering Materials 2*, 2.ª edição, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2000.
- Ashby, M., Shercliff H, Cebon D, *Materials Engineering, Science, Processing and Design*, Butterworth-Heinemann, Londres, 2007.
- Askeland, D.R., *The Science and Engineering of Materials*, Thomson, Toronto, Ontario, 2006.
- Barralis, J., Maeder G., *Prontuário de Metalurgia*, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 2005.
- Barsoum, M., *Fundamentals of Ceramics*, McGraw-Hill, Nova York, 1997.
- Becher, P.F., Microstructural Design of Toughened Ceramics, *Journal of the American Ceramic Society* 74: 255-269, 1991.
- Bennison, S., Lawn B., Flaw Tolerance in Ceramics with Rising Crack Resistance Characteristics, *Journal of Materials Science* 24: 3169-3175, 1989.
- Bennison, S., Lawn B., Role of Interfacial Grain Bridging Sliding Friction in the Crack-Resistance and Strength Properties of Nontransforming Ceramics, *Acta Metallurgica* 37: 2659-2671, 1989.
- Callister, W.D., *Materials Science and Engineering: An Introduction*, 5.ª edição, John Wiley, Nova York, 2000.
- CES, EduPack 2012, Granta, UK, <http://www.grantadesign.com/education/> (Dezembro 2013).
- Chantikul, P., Bennison S., Lawn B., Role of Grain Size in the Strength and R-Curve Properties of Alumina, *Journal of the American Ceramic Society* 73: 2419-2427, 1990.
- da Silva, L.F.M., Alves, F J L, Marques, A T *Materiais de construção*, Publindústria, Porto, 2013.
- da Silva, L.F.M., Duarte T., Antunes V. *Problemas e trabalhos práticos de Metalurgia*, Publindústria, Porto, 2016.
- da Silva, L.F.M., *Comportamento Mecânico dos Materiais*, Publindústria, Porto, 2012.
- da Silva, L.F.M., *Introdução à resistência dos materiais*, Publindústria, Porto, 2010.

- da Silva, L.F.M., Alves F.J.L., Marques A.T., Duarte T., Antunes V., Nóvoa P. *Problemas e trabalhos práticos de materiais de construção*, Publindústria, Porto, 2017.
- Dieter, G.E., *Mechanical Metallurgy SI Metric Edition*, McGraw-Hill, Londres, 1988.
- Ehrenstein, G.W., *Polymeric Materials: Structure, Properties, Applications*, Hanser, Munich, 2001.
- Harmer, M.P., Chan H., Miller G., Unique Opportunities for Microstructural Engineering with Duplex and Laminar Ceramic Composites, *Journal of the American Ceramic Society* 75: 1715-1728, 1992.
- Huang, W.M., Song C.L., Fu Y.Q., Wang C.C., Zhao Y., Purnawali H., Lu H.B., Tang C., Ding Z., Zhang J.L., Shaping tissue with shape memory materials, *Advanced Drug Delivery Reviews*, in press, 2012.
- Hull, D., Clyne T.W., *An Introduction to Composite Materials*, 2.^a edição, Cambridge University Press, 1996.
- Khan, A., Chan H.M., Harmer M.P., Cook R.F., Toughness-Curve Behavior of an Alumina-Mullite Composite, *Journal of the American Ceramic Society* 81: 2613-2623, 1998.
- Knehans, R., Steinbrech R., Memory Effect of Crack Resistance During Slow Crack Growth in Notched Al₂O₃ Bend Specimens, *Journal of Materials Science Letters* 1: 327-329, 1982.
- Lawn, B., *Fracture of Brittle Solids*, 2.^a edição, Cambridge University Press, 1993.
- Li, C-W., Yamanis J, Super-Tough Silicon Nitride With R-Curve Behavior, *Ceramic Engineering and Science Proceedings* 10: 632-645, 1989.
- Padture, N P, *Crack Resistance and Strength Properties of Some Alumina-Based Ceramics with Tailored Microstructures*, Tese de Doutorado, Universidade de Lehigh, Pennsylvania, 1991.
- Ramachandran, N., Shetty D., Rising Crack-Growth-Resistance (R-curve) Behavior of Toughened Alumina and Silicon Nitride, *Journal of the American Ceramic Society* 74: 2634-2641, 1991.
- Smith, W.F., *Principles of Materials Science and Engineering*, 3.^a edição, McGraw Hill, Nova York, 1996.
- Soares, P., *Aços, Características, Tratamentos*, 5.^a edição, Livraria Livroluz (distrib.), Porto, 1992.

- Swanson, P., Fairbanks C., Lawn B., Mai Y-W, Hockey B., Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics: I, Experimental Study on Alumina, *Journal of the American Ceramic Society* 70: 279-289, 1987.
- Trotignon, J.P., Verdu J., Dobraczynski A., Piperaud M., *Précis de Matières Plastiques*, Nathan, Paris, 1996.
- Yuexiang, H., *Aluminium Titanate-Mullite Composites*, Tese de Doutorado, Universidade de Aveiro, 1998.

ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS



ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1.	Classes de materiais e alguns exemplos.	19
Figura 1.2.	Evolução dos materiais de construção de aeronaves.	21
Figura 1.3.	Exemplo do efeito das diferentes propriedades mecânicas no comportamento de um avião. Avião devidamente projetado a) e o que aconteceria se se adotassem materiais com baixa rigidez b) , baixa resistência c) , baixa tenacidade d) e alta densidade e) .	22
Figura 1.4.	Representação de uma sollicitação de tração e a respetiva área resistente.	23
Figura 1.5.	Tipos de sollicitação a que os materiais podem estar sujeitos. Corte a) , tração b) , flexão c) , compressão d) e torção e) .	23
Figura 1.6.	Deformação normal.	24
Figura 1.7.	Deformação transversal de um sólido.	24
Figura 1.8.	Comportamento de um material no domínio elástico.	25
Figura 1.9.	Relação linear entre tensão e deformação e respetiva definição do módulo de Young.	26
Figura 1.10.	Módulo de Young em função da densidade de vários materiais.	27
Figura 1.11.	Efeito na flexão de uma viga do módulo de Young a) e da secção reta b) .	27
Figura 1.12.	Estrutura atómica de um átomo de hidrogénio.	28
Figura 1.13.	Tabela periódica.	29
Figura 1.14.	Ligação iónica entre o cloro e o sódio.	30
Figura 1.15.	Orbital híbrida sp^3 no carbono.	31
Figura 1.16.	Tetraedro da ligação covalente do diamante.	31
Figura 1.17.	Elementos metálicos e não metálicos da Tabela periódica.	32
Figura 1.18.	lões metálicos e eletrões livres presentes na ligação metálica.	32
Figura 1.19.	Ligação de van der Waals.	32
Figura 1.20.	Representação esquemática de um átomo de ferro. Modelo de Camadas a) e modelo de esfera b) .	33
Figura 1.21.	Rotura frágil intergranular observada em microscopia eletrónica de varrimento.	33
Figura 1.22.	Monocristal a) , policristal monofásico b) e policristal polifásico c) .	34
Figura 1.23.	Características principais de uma rede cristalina.	34
Figura 1.24.	Os 7 sistemas cristalinos e as 14 células de Bravais.	35
Figura 1.25.	Exemplo de uma direção cristalográfica.	36
Figura 1.26.	Exemplo de um plano cristalográfico.	37
Figura 1.27.	Exemplos de diferentes direções cristalográficas no sistema cúbico.	37
Figura 1.28.	Exemplos de diferentes planos cristalográficos no sistema cúbico.	37
Figura 1.29.	Principais elementos metálicos e respetiva estruturas cristalinas CFC, CCC e HC.	38
Figura 1.30.	Estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Representação dos átomos a) , representação dos átomos contidos numa célula unitária à escala b) e representação do plano mais denso (110) e das direções [111] (direção de máxima compacidade atómica), [001] e [110] c) .	38
Figura 1.31.	Estrutura cúbica de faces centradas (CFC). Representação dos átomos a) , representação dos átomos contidos numa célula unitária à escala b) e representação do plano de máxima compacidade atómica (111) e das direções de máxima compacidade [0 $\bar{1}$ 1], [$\bar{1}$ 01] e [$\bar{1}$ 10] c) .	39
Figura 1.32.	Estrutura hexagonal compacta (HC). R Representação dos átomos a) , representação dos átomos contidos numa célula unitária à escala b) e representação do plano de máxima compacidade atómica (0001) c) .	39
Figura 1.33.	Comparação do empilhamento das estruturas cristalinas HC e CFC.	40
Figura 1.34.	Os planos da família {010} para as estruturas CFC e CCC.	41
Figura 1.35.	Distância interplanar (100) na CFC.	42

Figura 1.36.	Cerâmicos iônicos. Sal de cozinha, NaCl a) e Zirconia, ZrO ₂ b) .	43
Figura 1.37.	Vazios octaédricos e tetraédricos numa célula CFC.	43
Figura 1.38.	Polimerização do polietileno (PE).	44
Figura 1.39.	Polimerização do polipropileno (PP) e do cloreto de vinilo (PVC).	44
Figura 1.40.	Alguns exemplos de estrutura física: amorfo isotrópico a) e semi-cristal b) .	45
Figura 2.1.	Difusão de ferro e carbono em função do tempo. $t = 0$ a) , $t > 0$ (tempo intermédio) b) e $t \rightarrow \infty$ c) .	50
Figura 2.2.	Variação da taxa e do tempo de um processo em função da temperatura.	51
Figura 2.3.	Mecanismos de difusão à escala atômica, difusão intersticial a) e difusão por lacunas b) .	52
Figura 2.4.	Exemplo de uma transformação do estado líquido no estado sólido.	52
Figura 2.5.	Taxas de transformação, germinação e crescimento em função da temperatura.	53
Figura 2.6.	Taxa de transformação a) e tempo de transformação b) em função da temperatura.	53
Figura 2.7.	Diferentes zonas de solidificação num lingote.	54
Figura 2.8.	Diagrama de fases de água e açúcar.	55
Figura 2.9.	Interstícios nas estruturas CCC e CFC.	56
Figura 2.10.	Plano (100) da super-rede Au-Cu.	56
Figura 2.11.	Exemplo de uma microestrutura de um latão $\alpha + \beta$ obtida por microscopia ótica.	57
Figura 2.12.	Exemplo de um diagrama de fases.	59
Figura 2.13.	Diagrama de equilíbrio Ni-Cu com liga com 50% de Cu assinalada.	60
Figura 2.14.	Diferentes tipos de transformações isotérmicas.	62
Figura 2.15.	Diagrama de fases genérico com uma transformação eutética.	62
Figura 2.16.	Diagrama de fases e microestruturas genéricas com transformação eutética para ligas em que $0 \leq x \leq x(c_1)$.	63
Figura 2.17.	Diagrama de equilíbrio A-B com transformação eutética para determinação das fases à temperatura ambiente.	64
Figura 2.18.	Diagrama de fases e microestruturas genéricas com transformação eutética para uma liga eutética ($X = x(E)$).	65
Figura 2.19.	Diagrama de fases e microestruturas genérico com transformação eutética para ligas hipoeutéticas $x(C_1) < X < x(E)$.	66
Figura 2.20.	Diagrama de equilíbrio metaestável ferro-carbono.	67
Figura 2.21.	Diagrama de fases a) e de constituintes b) genérico com transformação eutética.	68
Figura 2.22.	percentagem de eutético em função da composição da liga para um diagrama de equilíbrio genérico com transformação eutética.	68
Figura 2.23.	Esquema ilustrativo da análise térmica simples.	69
Figura 2.24.	Curvas de análise térmica para um diagrama de equilíbrio genérico com um eutético.	70
Figura 3.1.	Comportamento de um material linear sob carregamentos de tração e compressão e definição da energia armazenada durante uma solitação.	74
Figura 3.2.	Comportamento de um material não linear sob carregamentos de tração e compressão e definição da energia armazenada durante uma solitação.	74
Figura 3.3.	Definição do limite de elasticidade de um dado material.	75
Figura 3.4.	Encruamento de um material.	76
Figura 3.5.	Interação entre processos de encruamento e diminuição de área e a sua influência no comportamento do material.	77
Figura 3.6.	Diferentes comportamentos mecânicos exibidos por um único material polimérico em função da proximidade da temperatura de transição vítrea.	77

Figura 3.7.	Exemplo de uma cadeia polimérica compacta, típica de um polímero abaixo da sua temperatura de transição vítrea.	78
Figura 3.8.	Comportamento mecânico típico de um material rígido.	79
Figura 3.9.	Comportamento à tração e compressão de um material com elevada deformação plástica.	80
Figura 3.10.	Comparação entre a curva real e a curva convencional.	81
Figura 3.11.	Representação da região de deformação plástica uniforme que pode ser aproximada pela equação de Ludwig.	82
Figura 3.12.	Representação da equação de Ludwig em escala logarítmica.	82
Figura 3.13.	Aproximação para a determinação da equação de Ludwig.	83
Figura 3.14.	Representação esquemática de uma máquina de ensaio de tração de acionamento mecânico.	83
Figura 3.15.	Provetes utilizados num ensaio de tração seguindo a norma NP10002).	84
Figura 3.16.	Determinação da tensão de cedência convencional e da tensão de rotura.	85
Figura 3.17.	Representação gráfica da extensão após rotura.	85
Figura 3.18.	Representação gráfica de resiliência.	86
Figura 3.19.	Representação gráfica da tenacidade e aproximação para a determinação do módulo de tenacidade para materiais dúcteis a) e frágeis b) .	87
Figura 3.20.	Ensaio de dureza Vickers.	88
Figura 3.21.	Ensaio de dureza Brinell.	89
Figura 3.22.	Ensaio de dureza Rockwell C.	90
Figura 3.23.	Célula cúbica simples sujeita a um carregamento ao corte.	91
Figura 3.24.	Tensão de corte para um deslocamento.	91
Figura 3.25.	Diversas etapas do processo de fabrico de um material desde matéria prima ao produto acabado.	93
Figura 3.26.	Defeitos cristalinos pontuais numa rede cristalina.	94
Figura 3.27.	Representação de uma deslocação canto (ou cunha) a) e definição do vector de Burgers b) .	95
Figura 3.28.	Representação de uma deslocação parafuso a) e definição do respetivo vector de Burgers b) .	95
Figura 3.29.	Juntas de grão com dois níveis de desorientação.	96
Figura 3.30.	Movimento da deslocação canto quando sujeita a uma tensão de corte.	96
Figura 3.31.	Exemplos de deslocamentos progressivos de uma lagarta a) e minhoca b) .	97
Figura 3.32.	Diferentes planos de deslizamento para os três estruturas cristalinas.	98
Figura 3.33.	Deformação por maclagem. Antes da deformação a) e depois da deformação b) .	98
Figura 3.34.	Diferença de orientação da rede para o deslizamento a) e a maclagem b) .	99
Figura 4.1.	Movimento da deslocação na presença de precipitados.	104
Figura 4.2.	Precipitados coerentes a) e incoerentes b) .	104
Figura 4.3.	Variação da resistência à deformação plástica com o tipo e o tamanho do precipitado.	104
Figura 4.4.	Diferentes tipos de solução sólida.	105
Figura 4.5.	Modelo de uma linha de deslocação a passar por átomos de soluto.	105
Figura 4.6.	Efeito da introdução de solução sólida numa curva de tensão-deformação.	105
Figura 4.7.	Imagem com a presença de várias deslocações.	106
Figura 4.8.	Efeito de encruamento e aumento da tensão limite de elasticidade por deformação plástica.	106
Figura 4.9.	Esquema de deslocações próximas de uma fronteira de grão.	107
Figura 4.10.	Efeito de Bauschinger.	107
Figura 4.11.	Curvas de tensão-deformação para diferentes tamanhos de grão d ou índice do tamanho de grão G (que é definido pelo número de grãos por unidade de volume).	108

Figura 4.12.	Microestruturas esquemáticas com duas fases: estrutura agregada a) e estrutura dispersa b) .	108
Figura 4.13.	Diagrama e microestruturas de um latão beta numa matriz de latão α .	109
Figura 4.14.	Diagrama metaestável Fe-C com indicação da composição dos aços.	109
Figura 4.15.	Comportamento típico do patamar de cedência.	110
Figura 4.16.	Ilustração das atmosferas de Cottrell.	111
Figura 4.17.	Material deformado plasticamente para evitar o fenómeno de cedência.	111
Figura 4.18.	Envelhecimento por deformação presente numa curva tensão-deformação para aços com baixo teor de carbono.	112
Figura 4.19.	Efeito de Portevin-LeChatelier no ferro.	112
Figura 4.20.	Módulo de elasticidade de polímeros em função da fração volúmica.	113
Figura 5.1.	A transição dúctil-frágil e os parâmetros que a influenciam.	117
Figura 5.2.	Influência da temperatura(T) e da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) no comportamento mecânico de uma liga metálica.	118
Figura 5.3.	Representação esquemática do ensaio de tenacidade ao choque ou Charpy.	118
Figura 5.4.	Identificação da transição dúctil-frágil com os resultados do ensaio Charpy e as superfícies de rotura características dos provetes após o ensaio.	119
Figura 5.5.	Diferença de resultados de energia absorvida registada com os ensaios Charpy V e Charpy U.	119
Figura 5.6.	Representação esquemática da diferente sensibilidade à temperatura exibida por diferentes estruturas cristalinas quando sujeita a ensaios de tenacidade.	120
Figura 5.7.	Representação esquemática de uma fenda segundo a teoria de Griffith.	121
Figura 5.8.	A zona de processo de fratura e tensões geradas nessa zona em função da tensão remota aplicada.	122
Figura 5.9.	Representação esquemática do aumento da área na extremidade de uma fenda.	123
Figura 5.10.	Representação esquemática das propriedades que contribuem para o cálculo do fator de intensidade de tensão e como os mesmos se relacionam com as propriedades de base do material.	124
Figura 5.11.	Fator geométrico Y para uma fenda lateral a) , uma fenda thumbnail b) e uma fenda central c) .	124
Figura 5.12.	Ensaio do tipo compact tension a) e flexão em três pontos b) , usados para determinação da tenacidade de um material.	126
Figura 5.13.	Processo de rotura dúctil de um metal e aspeto microscópico da superfície de rotura.	126
Figura 5.14.	Mecanismo de propagação de uma fenda com a nucleação e coalescência de vazios na zona de processo de fratura.	127
Figura 5.15.	Mecanismo de propagação de fendas em materiais frágeis	127
Figura 5.16.	Rotura frágil de um metal através de planos de clivagem representada esquematicamente a) e em imagem real b) .	128
Figura 5.17.	Rotura frágil de um metal através de falha intergranular.	128
Figura 5.18.	Representação esquemática do efeito do uso de partículas de borrachas para reforçar a tenacidade de um polímero frágil.	129
Figura 5.19.	Representação esquemática do processo de rotura de um compósito de matriz polimérica com reforço de fibra, mostrando o fenómeno de pull-out das fibras.	130
Figura 6.1.	Ciclos de fadiga: tensão alternada a) , tensão repetida b) e tensão irregular c) .	133
Figura 6.2.	Número de ciclos de um componente à fadiga.	134
Figura 6.3.	Representação esquemática da superfície de fratura em fadiga devido a diversos tipos de solicitação, para tensão nominal elevada e baixa, com e sem entalhe.	135
Figura 6.4.	Ensaio de fadiga em flexão rotativa. Representação esquemática do ensaio a) e ciclo tensão alternada b) .	135

Figura 6.5.	Representação esquemática de curvas SN.	136
Figura 6.6.	Representação esquemática dos três domínios de uma curva SN.	137
Figura 6.7.	Amplitude de tensão.	137
Figura 6.8.	Domínio de limite de fadiga inimitada para estruturas CCC, HC e CFC.	138
Figura 6.9.	Representação esquemática de critérios para a determinação da tensão alternada de um ciclo de fadiga quando a tensão média é diferente de zero.	139
Figura 6.10.	Critério de Soderberg.	140
Figura 6.11.	Exemplo de determinação do carregamento de fadiga pelo critério de Soderberg.	140
Figura 6.12.	Espectro de fadiga de uma solicitação real a) e a sua simplificação b) .	141
Figura 6.13.	“Linhas de força” de uma placa com entalhe tracionada.	141
Figura 6.14.	Distribuição de tensões numa placa infinita sujeita a uma tensão σ devido a um furo.	142
Figura 6.15.	Encruamento e amaciamento devido a fadiga plástica.	143
Figura 6.16.	Amplitude de deformação em função do número de ciclos até à rotura para baixo e alto número de ciclos.	144
Figura 6.17.	Representação esquemática de provete compact tension em ensaio de fadiga.	145
Figura 6.18.	Ciclo de tensão considerado para provetes fendidos com .	145
Figura 6.19.	Velocidade de propagação de uma fenda à fadiga.	146
Figura 6.20.	Velocidade de propagação de fenda em função da amplitude de fator de intensidade de tensão, em escala logarítmica.	146
Figura 6.21.	Microdeformação estática a) e microdeformações de fadiga que levam à formação de uma intrusão b) e e extrusão b).	148
Figura 6.22.	Processo de rotura por fadiga.	148
Figura 6.23.	Zonas típicas na rotura por fadiga de um componente.	149
Figura 6.24.	Mecanismos de aparecimento de estrias de fadiga.	149
Figura 7.1.	Determinação da curva de fluência de um material.	156
Figura 7.2.	Curva de fluência.	156
Figura 7.3.	Componentes da deformação que influenciam o comportamento à fluência.	157
Figura 7.4.	Influência da tensão e temperatura na fluência.	157
Figura 7.5.	Representação esquemática da Lei de Norton.	158
Figura 7.6.	Dano causado pela fluência na microestrutura do material a) e região da curva de fluência a que corresponde a acumulação de dano b).	159
Figura 7.7.	Tensão em função do tempo de rotura.	159
Figura 7.8.	Extrapolação recorrendo ao parâmetro de Larson-Miller.	160
Figura 7.9.	Variação do parâmetro de Larson Miller com a tensão.	161
Figura 7.10.	Curva mestra de fluência.	161
Figura 7.11.	Difusão causada pela aplicação de uma força mecânica.	162
Figura 7.12.	Difusão de átomos que permitem a subida de uma deslocação.	163
Figura 7.13.	Subida de deslocações que permite a passagem por um precipitado.	163
Figura 7.14.	Deformação por difusão de um material policristalino.	164
Figura 7.15.	Módulo de fluência de um material polimérico.	166
Figura 8.1.	Pontos de transformação do ferro em função da temperatura.	171
Figura 8.2.	Estrutura cristalina CCC.	172
Figura 8.3.	Estrutura cristalina CFC.	173
Figura 8.4.	Vazios intersticiais na estrutura CFC: vazio octaédrico e vazio tetraédrico.	173
Figura 8.5.	Vazios intersticiais na estrutura CCC: vazio octaédrico e vazio tetraédrico.	173

Figura 8.6.	Diagrama de equilíbrio Fe-C metaestável.	174
Figura 8.7.	Constituição dos aços no estado recozido.	175
Figura 8.8.	Transformação eutetoide perlítica.	176
Figura 8.9.	Influência da velocidade de arrefecimento sobre o ponto eutetoide.	177
Figura 8.10.	Representação de um equipamento para a determinação do diagrama dilatométrico absoluta.	177
Figura 8.11.	Evoluções das microestruturais durante o arrefecimento para um aço com 0,4%C.	179
Figura 8.12.	Curva de tração de diferentes aços não ligados.	180
Figura 8.13.	Curva de tenacidade ao choque de diferentes aços não ligados.	180
Figura 8.14.	Curvas de tração de um aço com diferentes tamanhos de grão ferríticos.	181
Figura 8.15.	Curvas de tenacidade ao choque de um aço com aproximadamente 0,1 %C para diferentes tamanhos de grão ferríticos.	181
Figura 8.16.	Exemplos de algumas aplicações do aço CK10 a) e St37 b).	181
Figura 8.17.	Estruturas micrográficas em função da velocidade de arrefecimento.	183
Figura 8.18.	Bainite superior: microestrutura eletrónica a) e microestrutura ótica b).	183
Figura 8.19.	Bainite inferior: microestrutura eletrónica a) e microestrutura ótica b).	184
Figura 8.20.	Formação de uma agulha de martensite a) e malha de martensite b).	185
Figura 8.21.	Microestrutura da martensite de um aço com elevada %C a) e baixa %C b).	185
Figura 8.22.	Dureza de várias estruturas micrográficas em função da percentagem de carbono.	185
Figura 8.23.	Temperaturas Ms e Mf em função da percentagem de carbono.	186
Figura 8.24.	Evolução da austenite durante um estágio isotérmico entre Ac1 e Ms.	186
Figura 8.25.	Determinação esquemática de um diagrama TTT isotérmico.	187
Figura 8.26.	Os fenómenos de germinação e crescimento explicam a forma em "C" das curvas de transformação da austenite.	187
Figura 8.27.	Transformação sem difusão ou martensítica.	188
Figura 8.28.	Influência dos elementos de liga nas curvas de transformação da austenite.	188
Figura 8.29.	Diagrama TTT isotérmico do aço 30NC11 (F – ferrite, A – austenite, C – carbonetos).	189
Figura 8.30.	Diagrama TRC do aço 30NC11.	190
Figura 8.31.	Lei de arrefecimento ilustrativa.	192
Figura 8.32.	Influência dos elementos de liga no do ponto eutetoide.	193
Figura 8.33.	Influência dos elementos de liga sobre a temperatura eutetoide.	194
Figura 8.34.	Exemplos de aplicações de aços de construção ligados	196
Figura 8.35.	Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.	197
Figura 8.36.	Influência da percentagem de Ni no domínio austenítico γ .	197
Figura 8.37.	Representação num diagrama de equilíbrio das temperaturas de diferentes tratamentos de recozidos.	199
Figura 8.38.	Afinamento do grão no recozido de normalização.	200
Figura 8.39.	Microestrutura de um aço normalizado.	200
Figura 8.40.	Microestrutura globulizada de um aço.	201
Figura 8.41.	Recozido de globulização.	201
Figura 8.42.	Métodos de aquecimento em função da massividade da peça: baixa massividade a) e alta massividade b).	202
Figura 8.43.	Temperatura de austenitização em função da percentagem de carbono do aço.	203
Figura 8.44.	Curvas de arrefecimento em diferentes meios em função de diversos diâmetros.	204
Figura 8.45.	Diagrama TRC do aço 30NC11 com as curvas de arrefecimento a óleo sobrepostas.	204
Figura 8.46.	Tensões residuais num veio devido à contração a) e devido à transformação da austenite em martensite b).	205

Figura 8.47.	Fratura causada por um campo de tensões residuais elevado.	205
Figura 8.48.	Representação esquemática de um tratamento martêmpera.	206
Figura 8.49.	Representação esquemática de um tratamento têmpera bainítica ou austêmpera.	206
Figura 8.50.	Velocidade crítica superior de têmpera para dois aços.	208
Figura 8.51.	Variação da dureza em função da percentagem de carbono para percentagens acima da dureza crítica.	208
Figura 8.52.	Influência da percentagem de carbono na dureza máxima.	209
Figura 8.53.	Geometria do provete Jominy com dimensões em mm e procedimento de arrefecimento a) e medição da dureza ao longo de uma geratriz b).	209
Figura 8.54.	Curvas de arrefecimento de vários pontos Jx ao longo do tempo.	210
Figura 8.55.	Curvas de arrefecimento para diferentes pontos Jominy para sobrepostas no digrama TRC do aço 30NC11.	210
Figura 8.56.	Curvas Jominy de diferentes aços.	210
Figura 8.57.	Revenido para transformar austenite residual em bainite e ou em perlite.	212
Figura 8.58.	Transformação da austenite residual.	212
Figura 8.59.	Influência de elementos de liga não carborígeno, Si a) e carborígeno, Mo b) nas curvas de revenido.	213
Figura 8.60.	Curva de revenido de um aço rápido.	213
Figura 8.61.	Esquema da têmpera superficial: aquecimento superficial a) e arrefecimento b).	214
Figura 8.62.	Esquema do tratamento de cementação. a) enriquecimento da camada superficial em carbono e b) arrefecimento.	214
Figura 8.63.	Medição de microdureza para determinar a a profundidade da camada nitrurada.	215
Figura 8.64.	Comparação entre aços ao carbono e AHSS de primeira, segunda e terceira geração.	216
Figura 9.1.	Exemplo de um processo de forjamento a quente, usando uma liga trabalhada a) e processo de fundição, com uma liga fundida b).	219
Figura 9.2.	Diagrama Fe-C metaestável. A zona marcada a cinzento marca o intervalo que origina ferros fundidos.	221
Figura 9.3.	Diagrama Fe-C metaestável com liga hipoeutética assinalada.	221
Figura 9.4.	Microestrutura de um ferro fundido hipoeutético a uma temperatura imediatamente superior à temperatura eutética a) e imediatamente inferior à temperatura eutética b).	222
Figura 9.5.	Curva de arrefecimento de um ferro fundido branco hipoeutético.	223
Figura 9.6.	Diagrama Fe-C metaestável considerando uma liga hipereutética assinalada.	224
Figura 9.7.	Microestrutura de um ferro fundido branco hipereutético à temperatura ambiente.	224
Figura 9.8.	Aplicações típicas de ferros fundidos cinzentos. Maxilas de trituradoras a), betoneiras b), tubeiras fundidas c) e moinhos de bolas d).	225
Figura 9.9.	Diagrama Fe-C estável com transição para o diagrama metaestável.	226
Figura 9.10.	Constituintes finais de um ferro fundido ligado com silício em função do diâmetro de uma peça.	228
Figura 9.11.	Efeito das lamelas de grafite na seção resistente de um ferro fundido e o efeito de entalhe gerado.	229
Figura 9.12.	As cinco formas de grafite resultantes de diferentes processos de arrefecimento.	230
Figura 9.13.	Aplicações típicas de ferros fundidos cinzentos. Máquinas ferramentas a), camisas de blocos de motor b), tubagem resistente à corrosão c) e radiadores de aquecimento d).	231
Figura 9.14.	Aspetto da grafite esferoidal gerada num ferro fundido dúctil.	232
Figura 9.15.	Aplicações típicas do ferro fundido dúctil. Cambotas para motores de combustão a), cubos de rotores de aerogeradores b), tubos para águas e esgotos c), transmissões d).	233
Figura 9.16.	Aplicações típicas de ferros fundidos maleáveis. Tornos de bancada a), acessórios para tubagens b), guinchos de elevação c).	235

Figura 10.1.	Representação esquemática de um sistema de anodização.	240
Figura 10.2.	Estrutura típica de uma superfície de alumínio anodizada.	240
Figura 10.3.	Principais ligas de alumínio trabalhadas e respetiva resistência mecânica.	242
Figura 10.4.	Diagrama de equilíbrio das ligas de alumínio e cobre.	243
Figura 10.5.	Processo de endurecimento de precipitação de uma liga de alumínio.	244
Figura 10.6.	Processo de formação de precipitados na microestrutura de uma liga de alumínio.	244
Figura 10.7.	Diagrama de fases de um liga de alumínio e magnésio.	245
Figura 10.8.	Exemplos de produtos fabricados em ligas de alumínio. Latas, liga 3004 a), embalagens de alimentação, liga 1100 b) e estrutura de aeronave ligeira, liga 2024 c).	246
Figura 10.9.	Diagrama de fases das ligas vazadas de alumínio - silício.	247
Figura 10.10.	Componentes fabricados em ligas vazadas de alumínio. Jante de veículo automóvel a), bloco de motor b) e peça decorativa c).	248
Figura 10.11.	Diagrama de equilíbrio de ligas cobre-zinco.	249
Figura 10.12.	Exemplos de componentes fabricados em latões. Cartuchos de munições a) e hélice de navios b).	251
Figura 10.13.	Diagrama de equilíbrio de ligas cobre-estanho.	252
Figura 10.14.	Processo de criação de reservatórios de óleo em bronzes $\alpha + \delta$.	253
Figura 10.15.	Chumaceira com manga em bronze para redução do atrito durante o funcionamento.	253
Figura 10.16.	Processo de transição de um material de memória de forma.	255
Figura 10.17.	Exemplo de painel solar extensível com recurso a uma estrutura em liga de memória de forma	256
Figura 10.18.	Exemplo de componentes fabricados em ligas de magnésio. Componente de motor de motociclo a), componente forjado de fuselagem de aeronave militar b).	257
Figura 10.19.	Exemplos de componentes fabricados em ligas de titânio. Turbina de turbocompressor a), fuselagem de aeronave supersónica b), implante médico c).	260
Figura 10.20.	Componentes e estruturas fabricados em ligas de níquel. Tanque e reatores para a indústria química a). Turbinas de alta pressão para a motores a reação b). Câmaras de combustão para motores de foguete c).	262
Figura 10.21.	Aplicações de zinco e suas ligas. Revestimentos para edifícios a), componentes por fundição injetada b).	264
Figura 10.22.	Diagrama de equilíbrio das ligas de zinco e alumínio.	265
Figura 11.1.	Exemplos de aplicações típicas de cerâmicos tradicionais. Telhas para construção civil a), materiais refratários para a construção de fornos b) e louças e artigos decorativos c).	270
Figura 11.2.	Exemplos de aplicações típicas de óxidos cerâmicos. Velas de ignição com corpo em alumina a), materiais abrasivos em zircónia b) e componentes eletrónicos em óxido de magnésio c).	271
Figura 11.3.	Exemplos de aplicações típicas de nitretos e carbonetos cerâmicos. Ferramentas de corte para maquinaria em nitreto de boro a), revestimentos de alta temperatura para componentes de motores em nitreto de silício b) e rolamentos de baixo desgaste em carboneto de silício c).	271
Figura 11.4.	Exemplos de aplicações típicas de vidros. Painéis de vidro para construção civil a), material de laboratório em vidro de borossilicato b) e cablagens e fibra ótica c).	272
Figura 11.5.	Estruturas de cerâmicos iónicos simples. Sal de cozinha a) e zircónia cúbica b).	273
Figura 11.6.	Estrutura de materiais cerâmicos covalentes. Diamante a), carboneto de silício b).	274
Figura 11.7.	Estrutura atómica dos vidros, Si-O organizado a), Si-O com menor organização b).	276
Figura 11.8.	Processo de fabricação de peças cerâmicas.	280
Figura 11.9.	Processo de conformação manual de materiais cerâmicos.	281
Figura 11.10.	Passos principais de um processo de prensagem unidirecional. Admissão de material a), enchimento do molde b), compactação do material c), ejeção do componente compactado d).	282

Figura 11.11.	Ferramentas de corte para maquinagem fabricadas por prensagem unidirecional a frio.	282
Figura 11.12.	Molde para prensagem isostática de materiais cerâmicos.	282
Figura 11.13.	Vela de ignição de um automóvel fabricada por prensagem isostática a frio.	283
Figura 11.14.	Forno de prensagem unidirecional a quente.	283
Figura 11.15.	Representação esquemática do processo de prensagem isostática a quente.	284
Figura 11.16.	Processamento de uma peça por vazamento de barbotina onde o molde é rodado para drenagem do líquido a) e o molde é poroso, absorvendo a fase líquida b).	284
Figura 11.17.	Cerâmico de casa de banho fabricado por vazamento de uma barbotina.	285
Figura 11.18.	Representação esquemática do processo de conformação por extrusão de um componente cerâmico.	285
Figura 11.19.	Componentes de material cerâmico fabricados por extrusão. Telhas a), tijolos b) e isoladores c).	285
Figura 11.20.	Fases do processo de sinterização e detalha da união das partículas de material cerâmico.	286
Figura 11.21.	Processo de sinterização em fase sólida. Os pescoços formados entre as partículas são mostrados a preto para facilitar a visibilidade do processo de aglomeração e coalescência.	287
Figura 11.22.	Ciclo térmico para sinterização da alumina, recorrendo a uma fase inicial de calcinação.	287
Figura 11.23.	Processo de prensagem de vidro.	288
Figura 11.24.	Representação esquemática do processo de moldação por sopro.	289
Figura 11.25.	Processo de manufatura de vidro plano.	289
Figura 11.26.	Equilíbrio de tensões internas e externas numa placa de vidro temperado.	290
Figura 12.1.	O processo básico de formação de um polímero.	293
Figura 12.2.	Diferentes etapas de formação de polímeros por reação de adição a) e condensação b)	294
Figura 12.3.	Cadeia genérica de um polímero (acima) e cadeias de polipropileno (PP) e do policloreto de vinilo (PVC).	295
Figura 12.4.	Visualização de um polímero (polipropileno – PP) desde a escala macromolecular a) até à escala molecular b) e c).	296
Figura 12.5.	Exemplos de copolímeros constituídos por vários tipos de monómeros. Aleatório a), alternado b), em bloco c) e ramificado d).	296
Figura 12.6.	Diferentes tipos de sequências de monómeros assimétricos. Isotática a), sindiotática b) e atática c).	297
Figura 12.7.	Organização das cadeias poliméricas e sua influência nas propriedades mecânicas do polímero.	297
Figura 12.8.	Principais tipos de estruturas macromoleculares. Linear a), ramificada b), reticulada c) e em rede tridimensional d).	298
Figura 12.9.	Diagrama de variação do volume específico em função da temperatura de um polímero, permitindo identificar a temperatura de transição vítrea.	299
Figura 12.10.	Pico de amortecimento existente na região de transição vítrea (a) e representação esquemática de um sistema de medição de Tg baseado na análise dinâmica.	300
Figura 12.11.	Estrutura química do polistereno	302
Figura 12.12.	Estrutura química do estireno-acrilonitrilo	302
Figura 12.13.	Estrutura química do acrilonitrilo-butadienoestireno	303
Figura 12.14.	Exemplos de produtos fabricados a partir de polímeros baseados em estireno. Garfo em PS a), Caneta em PS b), Espuma em XPS c), recipiente para líquidos em SAN d), brinquedos em ABS e) e capacete em ABS f).	304
Figura 12.15.	Estrutura química do policloreto de vinilo	304
Figura 12.16.	Exemplos de produtos fabricados em policloreto de vinilo. Perfis extrudidos a), filme transparente b) e tubagens c).	305
Figura 12.17.	Estrutura química do polimetil-metacrilato	305

Figura 12.18.	Estrutura química do policarbonato	306
Figura 12.19.	Exemplos de produtos fabricados em polimetil-metacrilato e em policarbonato. Óticas de veículos em PMMA a) , janelas de aeronaves em PMMA b) , painéis de aquários em PMMA c) , mobiliário de criança em PC d) , malas de viagem em PC e) e CD-rom em PC f) .	306
Figura 12.20.	Estrutura química do polietileno	307
Figura 12.21.	Estrutura química do polipropileno	307
Figura 12.22.	Exemplos de produtos fabricados com polímeros baseados em poliolefinas. Copos de bebidas a) , palhinhas b) , sacos de lixo c) , embalagens de alimentos d) , garrafas de água e) , embalagens de produtos de limpeza f) .	308
Figura 12.23.	Estrutura química de uma poliamida (PA 6-10)	308
Figura 12.24.	Exemplos de produtos fabricados com poliamidas. Fio de pesca a) , abraçadeiras b) , fivelas c) , velcro d) , engrenagens e) , rodas f) .	309
Figura 12.25.	Estrutura química do polietileno tereftalato	309
Figura 12.26.	Exemplos de garrafas fabricados em polietileno tereftalato. Garrafas de líquidos a) , embalagens de cosméticos b) .	310
Figura 12.27.	Estrutura química do politetrafluoroetileno	310
Figura 12.28.	Exemplos de produtos fabricados em politetrafluoroetileno. Engrenagem de baixo atrito a) , cabos revestidos com teflon b) e utensílios de cozinha anti-aderentes.	311
Figura 12.29.	Estrutura química de um epóxido	312
Figura 12.30.	Aeronaves construídas com recurso a materiais compósitos de base epóxido.	312
Figura 12.31.	Aplicação de resina epóxida na construção de veículos aeroespaciais.	313
Figura 12.32.	Estrutura química do poliéster insaturado	313
Figura 12.33.	Estrutura química do vinilester, mostrando os grupos de ester e os elementos reativos.	314
Figura 12.34.	Estrutura química do fenol formaldeído	315
Figura 12.35.	Estrutura química típica de um poliuretano	315
Figura 12.36.	Estrutura química típica de uma poliimida	316
Figura 12.37.	Redistribuição de tensões numa junta soldada, rebitada e colada.	317
Figura 12.38.	Avião de combate Fokker Dr. I, utilizado durante a Primeira Guerra Mundial construído com uma estrutura colada com adesivos à base de caseína.	317
Figura 12.39.	Processo de construção do avião de combate de Havilland Mosquito, utilizado durante a Segunda Guerra Mundial e construído com laminados de madeira colados com adesivo estrutural.	318
Figura 12.40.	Estrutura química de um polímero de isopreno	319
Figura 12.41.	Estrutura química do polibutadieno	319
Figura 12.42.	Estrutura química do policloropreno	320
Figura 12.43.	Estrutura química de uma borracha de silicone	320
Figura 12.44.	Exemplos de alguns produtos fabricados com elastómeros. Luvas de proteção a) , pneus b) , anéis de fixação c) , elásticos d) , barcos insufláveis e) e telas de borracha f) .	322
Figura 12.45.	Representação esquemática do processo de extrusão de um polímero termoplástico.	323
Figura 12.46.	Representação esquemática do processo de moldação por injeção de um polímero termoplástico.	324
Figura 12.47.	Representação esquemática de um processo de moldação por sopro de um polímero termoplástico.	325
Figura 12.48.	Processo de fabrico aditivo por deposição de filamentos fundidos. Filamento termoplástico a) , cabeça extrusora b) , peça c) , suportes d) , mesa de trabalho movel e) , área de trabalho f) .	325

Figura 12.49.	Representação esquemática de um processo de moldação por compressão de um polímero termoadesivo.	326
Figura 12.50.	Representação esquemática de um processo de moldação por transferência de resina de um polímero termoadesivo.	327
Figura 12.51.	Processo de fabrico aditivo por estereolitografia. Laser a) , resina líquida b) , polimerização c) , peça d) .	327
Figura 12.52.	Processo de vulcanização de um material elastomérico	328
Figura 12.53.	Densidades típicas dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.	329
Figura 12.54.	Valores de rigidez típicos dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.	329
Figura 12.55.	Valores de resistência à tração típicos dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.	330
Figura 12.56.	Valores típicos de tenacidade dos principais tipos de metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.	330
Figura 12.57.	Mecanismos de deformação em polímeros. Extensão das cadeias principais de átomos de carbono a) , deformação elástica ou plástica devido ao desenrolamento das cadeias principais b) e mecanismo de deformação plástica por deslizamento das cadeias c) .	331
Figura 12.58.	Processo de estricção de um polímero e a sua influência na curva tensão deformação.	333
Figura 12.59.	Representação esquemática do mecanismo de rotura por crazing.	333
Figura 12.60.	Formação de bandas de corte durante o processo de compressão de polímeros.	334
Figura 12.61.	Modelo de fluência de Voight-Kelvin e a evolução temporal da tensão aplicada e a deformação resultante num material visco elástico em função da Tg.	335
Figura 13.1.	Aplicação de compósitos na indústria automóvel a) e em desportos de alta competição b) .	339
Figura 13.2.	Classificação de compósitos.	340
Figura 13.3.	Exemplos de estrutura de materiais compósitos: laminado com camadas de matriz de epóxico e reforço de fibras de carbono a) , matriz metálica de alumínio com reforço de fibras de carboneto de silício b) e matriz de cimento com partículas de areia e brita, que compõe o cimento c) .	340
Figura 13.4.	Fibras de vidro sob a forma de: roving a) , manta b) e tecido c) .	342
Figura 13.5.	Fibras de carbono tecidas.	342
Figura 13.6.	Aplicações estruturais de materiais compósitos reforçados com fibras de carbono em aviões.	343
Figura 13.7.	Materiais compósitos reforçados com fibras de carbono utilizados em aplicações automóveis.	343
Figura 13.8.	Produção de pré-impregnados.	347
Figura 13.9.	Processo de wet lay-up.	350
Figura 13.10.	Processo de enrolamento filamentar.	350
Figura 13.11.	Recipientes de alta pressão obtidos por enrolamento filamentar.	350
Figura 13.12.	Processo de pultrusão.	351
Figura 13.13.	Moldação por transferência de resina.	351
Figura 13.14.	Exemplo de um componente automóvel (para-choques) produzido por impregnação de resina.	352
Figura 13.15.	Prensa de pratos quentes.	352
Figura 13.16.	Autoclave equipada com saco de vácuo.	353
Figura 13.17.	Produção de um composto para moldação.	353
Figura 13.18.	Processo de fabricação por filamentos contínuos.	354
Figura 13.19.	Técnica de <i>squeeze infiltration</i> .	355
Figura 13.20.	Ligação por difusão	355

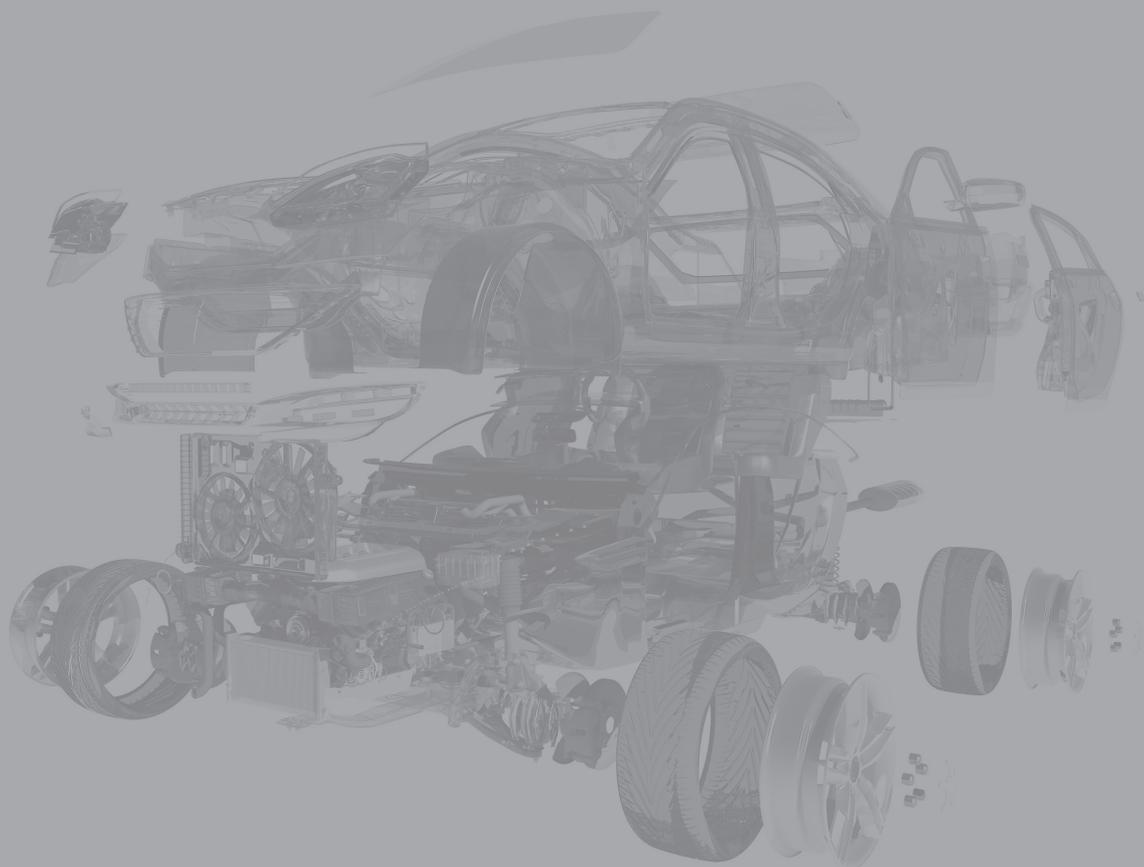
Figura 13.21.	Exemplos de produtos fabricados por matriz metálica. Pastilhas de corte de compósito cermet (Co+WC a), pá de turbina de compósito de alumínio com partículas cerâmicas b), disco de travão metálico com revestimento cerâmico c) e pistão de alumínio com revestimento cerâmico.	356
Figura 13.22.	Exemplos de produtos compósitos de matriz cerâmica. Painéis de proteção térmica para a parte inferior de veículos espaciais, constituídos por SiC com fibras de carbono a) ou grafite com fibras de carbono b), componentes de turbinas de nitreto de boro com fibras de SiC c) e discos de travão de carbono revestidos com SiC d).	357
Figura 13.23.	Estrutura compósita de resina epóxida reforçada com fibra de carbono (monocoque de automóvel de competição).	358
Figura 13.24.	Compósito de fibras a) unidirecionais a 0°, b) unidirecionais a 90°, c) a 0° e 90°, d) a 0°, 45°, 90° e 135°.	359
Figura 13.25.	Curva tensão-deformação de um compósito.	359
Figura 13.26.	Processo de arrancamento de fibra durante a falha de materiais compósitos.	360
Figura 13.27.	Junta de sobreposição simples sem carga a), carregada b) e distribuição de tensões c).	362
Figura 13.28.	Descoesão fibra/matriz num material compósito tensões atuantes a) e descoesão do material compósito b).	362
Figura 13.29.	Polímeros termoendurecíveis reforçados com partículas de elastómeros.	363
Figura 13.30.	Corte transversal no tronco de uma árvore.	365
Figura 13.31.	Espuma com células poliédricas abertas a) e fechadas b).	366
Figura 13.32.	Curva tensão-deformação à compressão de uma espuma.	366
Figura 13.33.	Estrutura celular da cortiça.	367
Figura 13.34.	Representação esquemática do comportamento ao impacto da cortiça se as células estiverem cheias de ar a) e resina b).	367
Figura 13.35.	Componentes de uma estrutura sandwich típica esquemáticos a) e reais b).	368
Figura 13.36.	Produção do núcleo de uma estrutura sandwich.	368

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1.1.	Módulo de Young e densidade de vários materiais (conclusão).	26
Tabela 1.2.	Módulo de Young e densidade de vários materiais.	27
Tabela 3.1.	Diferentes temperaturas de transição vítrea de vários polímeros e respectivos módulos de elasticidade à temperatura ambiente.	79
Tabela 3.2.	Comparação de dureza Vickers (HV), Brinell (HB) e Rockwell C (HRC).	90
Tabela 3.3.	Comparação da resistência teórica e da resistência real de vários metais.	92
Tabela 3.4.	Sistemas de deslizamento das estruturas cristalinas mais comuns.	97
Tabela 5.1.	Taxa crítica de libertação de energia de diferentes materiais de construção mecânica.	122
Tabela 8.1.	Propriedades mecânicas dos constituintes dos aços no estado recozido.	179
Tabela 8.2.	Efeito do tamanho de grão e espaço interlamelar na resistência e tenacidade	180
Tabela 8.3.	Composição, propriedades mecânicas e aplicações de aços não ligados.	182
Tabela 8.4.	Constituintes do aço 41Cr4 para diferentes arrefecimentos.	191
Tabela 8.5.	Percentagens mínima de cada elemento para um aço ser considerado ligado.	193
Tabela 8.6.	Classificação dos aços segundo a norma americana AISI-SAE.	195
Tabela 8.7.	Exemplos de alguns aços de ferramentas.	195
Tabela 8.8.	Alguns exemplos de aços inoxidáveis e suas principais características.	198
Tabela 9.1.	Propriedades de alguns ferros fundidos.	236
Tabela 10.1.	Características gerais do alumínio.	239
Tabela 10.2.	Propriedades mecânicas, características e aplicações de ligas trabalhadas de alumínio	246
Tabela 10.3.	Propriedades mecânicas, características e aplicações de ligas vazadas de alumínio e silício.	247
Tabela 10.4.	Propriedades gerais do cobre.	248
Tabela 10.5.	Soluções sólidas de ligas de cobre.	249
Tabela 10.6.	Características de alguns tipos de latões	251
Tabela 10.7.	Características de ligas de bronze.	254
Tabela 10.8.	Características gerais do magnésio.	256
Tabela 10.9.	Características de algumas ligas de magnésio.	258
Tabela 10.10.	Características gerais do titânio.	259
Tabela 10.11.	Características das principais ligas de titânio.	260
Tabela 10.12.	Características gerais do níquel.	261
Tabela 10.13.	Características de algumas ligas de níquel.	263
Tabela 10.14.	Principais características do zinco.	264
Tabela 10.15.	Características de algumas ligas de zinco.	266
Tabela 11.1.	Propriedades mecânicas de vários cerâmicos predominantemente iônicos.	274
Tabela 11.2.	Propriedades mecânicas de vários cerâmicos predominantemente covalentes.	275
Tabela 11.3.	Propriedades mecânicas carboneto de tungstênio, um cerâmico técnico com estrutura iônica-covalente.	276
Tabela 12.1.	Valores típicos de temperatura de transição vítrea de alguns de alguns polímeros.	300
Tabela 12.2.	Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em estireno.	303
Tabela 12.3.	Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em vinilo.	304
Tabela 12.4.	Características e aplicações típicas de termoplásticos amorfos.	306
Tabela 12.5.	Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em poliolefinas.	307
Tabela 12.6.	Características e aplicações típicas de termoplásticos baseados em poliamidas.	309
Tabela 12.7.	Características e aplicações típicas de termoplásticos de polietileno tereftalato.	310
Tabela 12.8.	Características e aplicações típicas do politetrafluoretileno.	311

Tabela 12.9.	Características e aplicações típicas de epóxidos e poliéster insaturado.	314
Tabela 12.10.	Características e aplicações típicas de vários polímeros termoendurecíveis.	316
Tabela 12.11.	Características, aplicações típicas e Tg de vários elastômeros.	321
Tabela 13.1.	Reforços mais comuns e respectivas propriedades.	341
Tabela 13.2.	Matrizes mais comuns e respectivas propriedades.	344
Tabela 13.3.	Compósitos reforçados com fibras e metais para comparação.	361
Tabela 13.4.	Propriedades de diferentes tipos de madeira.	364
Tabela 13.5.	Rigidez resistência e peso de uma estrutura sandwich em função da espessura do núcleo.	369

APOIO



ONE STOP SHOP

Maquinação



Corte



Aços e Ligas



Treatamentos Térmicos



Estruturas Customizadas



Laboratório



Apoio Técnico





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)

COOPERAÇÃO



Angola, Cabo Verde Moçambique

10⁺



Publicações Técnicas



CENFIMSkills

+25 Participações em

CAMPEONATOS de PROFISSÕES:

Projetos Internacionais

- + 110 Projetos
- + 750 Mobilidades
- + 250 Parceiros
- + 30 Países

ACREDITAÇÕES:

Autodesk (AutoCad e Inventor)

ATB – EWF/IIW

ANACOM (ITED e ITUR)

ACT

EDP



CERTIFICADO pelas Normas



Responsabilidade Social
Recursos Humanos | Gestão Ambiental
Sistema de Gestão da Qualidade
Segurança e Saúde Ocupacional

+10 SkillsPortugal
+5 euroskills
+10 worldskills

203 MEDALHAS:

53 Ouro | 56 Prata

54 Bronze | 35 Excelência

5 Best of the Nation

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



CENTRO QUALIFICA

Reconhece, Certifica e Valida Competências Escolares e Profissionais



(+351) 21 861 01 50



dir@cenfim.pt



SEDE:

Rua do Açúcar, 88, 1950-010 LISBOA



Cofinanciado por:



TAMBÉM DISPONÍVEL



INTRODUÇÃO À CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS – PRÁTICA

LUCAS F. M. DA SILVA · EDUARDO A. S. MARQUES · RICARDO J. C. CARBAS ·
CATARINA S. P. BORGES · FERNANDO SOUSA



Quântica Editora – Conteúdos Especializados, Lda.
PORTO, 2023