Universidade do Porto
Faculdade de Engenharia
FEUP

Luís Magalhães

Caracterização Tribológica de um Ferro Nodular Austemperado em Ensaios Disco-Disco e de Engrenagens FZG

Porto, 2003

Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

Caracterização Tribológica de um Ferro Nodular Austemperado em Ensaios Disco-Disco e de Engrenagens FZG

Luís Magalhães

2003

Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

Caracterização Tribológica de um Ferro Nodular Austemperado em Ensaios Disco-Disco e de Engrenagens FZG

Dissertação submetida à Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica

Luís Magalhães

Setembro de 2003

UNIVERSIDADE DO PORTO
Faculdade de Engenharia
BIBLIOTECA
N.º 79644
CDU 669(043)
Data 9 / 3 / 2004

AGRADECIMENTOS III
RESUMO V
SOMMAIRE VI
ABSTRACT VII
ÍNDICE GERAL VIII
ÍNDICE X
LISTA DE FIGURAS XVII
LISTA DE TABELAS XXV

I INTRODUÇÃO 1
II FERRO NODULAR AUSTEMPERADO 15
III FERRO NODULAR LIGADO COM COBRE E MANGANÊS 51
IV AVARIAS EM DISCOS E ENGRENAGENS DE ADI 69
V ENSAIOS COM DISCOS DE ADI 125
VI ENSAIOS COM ENGRENAGENS DE ADI 215
VII DISCUSSÃO E CONCLUSÕES 271

REFERÊNCIAS 297

ANEXO A - FERRO FUNDIDO NODULAR 311
ANEXO B - AUSTÊMPERA DE FERROS NODULARES 353
ANEXO C - CONTACTO ENTRE SÓLIDOS DE REVOLUÇÃO 373
ANEXO D - ENQUADRAMENTO DO TRABALHO NAS ACTIVIDADES DO CETRIB 407

AGRADECIMENTOS:

Pela a atenção e disponibilidade que proporcionou, como orientador e supervisor deste trabalho, agradeço de forma particular ao Professor Jorge Seabra.

Pela colaboração, apoio e ajuda que sempre prestaram, agradeço aos colegas Jorge Castro, Armando Campos, Alexandre Sottomayor e Beatriz Graça, pedindo desculpa a todos aqueles que, por não ser exaustivo, não deixo aqui nomeados.

Agradeço também às entidades que suportaram este trabalho, nomeadamente:

- ao PRAXIS XXI, pelo financiamento concedido ao projecto 3/3.1/CEG/2666/95, "Specific Heat Treatments Aiming Better Gear Performance", que permitiu o desenvolvimento do estudo apresentado;

- à Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, por me ter aceite como aluno de Licenciatura, Mestrado e Doutoramento;

- ao Instituto Superior de Engenharia do Instituto Politécnico do Porto, por permitir a realização deste trabalho em simultâneo com a actividade de docência.

A todos obrigado.

RESUMO:

Nos anos mais recentes, o desenvolvimento de novos materiais proporcionou a produção de engrenagens de elevada resistência mecânica, por vezes recorrendo a processos produtivos não convencionais para o fabrico desses componentes. A austêmpera do ferro nodular permite, actualmente, a obtenção de materiais com elevada "performance". O ADI (do inglês "Austempered Ductile Iron") é usado em muitas aplicações industriais no mundo inteiro. No conjunto dessas aplicações, as engrenagens de transmissão de potência ocupam já um lugar de destaque.

O ferro nodular estudado neste trabalho, ligado com Cobre e Manganês, possui uma composição química inovadora, que permite a obtenção de ADIs de qualidade. Dá origem a materiais com grande resistência mecânica e, simultaneamente, com ductilidade relativamente elevada. Os tratamentos de austêmpera efectuados produziram ADIs com diferentes estruturas e com diferentes propriedades mecânicas, nomeadamente aquelas que resultaram de técnicas exprimentais de austêmpera com arrefecimento sub-martensítico.

O comportamento tribológico destes ADIs foi estudado através de ensaios disco-disco realizados com discos indentados artificialmente, permitindo estudar o comportamento dos diferentes materiais, identificar os mecanismos de avaria das superfícies, relacionar os diferentes tratamentos efectuados com a resistência apresentada por cada ADI e definir os tratamentos que, posteriormente, foram realizados sobre engrenagens.

Várias engrenagens de ADI foram ensaiadas numa máquina FZG, transmitindo binário elevado em regime de lubrificação limite, o que permitiu estudar o comportamento dos diferentes ADIs quando usados em engrenagens. Identificaram-se os mecanismos de dano devidos ao contacto e caracterizaram-se a sua distribuição e acumulação ao longo dos flancos activos dos dentes. Relacionaram-se as avarias observadas com as propriedades dos materiais e com as condições de contacto características das engrenagens.

A análise detalhada das superfícies e sub-superfícies activas permitiu caracterizar os mecanismos de fissuração e degradação das superfícies dos discos e das engrenagens ensaiadas.

A correlação de todos os resultados experimentais permitiu avaliar o comportamento tribológico do ferro nodular ensaiado e distinguir a aptidão destes ADIs para serem usados no fabrico de engrenagens de transmissão de potência.

SOMMAIRE:

Dans les années les plus récentes, le développement de nouveaux materiaux à permis la production d'engrenages de haute résistance mécanique, quelques fois utilisant des procédés de fabrication non conventionels. L'austempre du fer nodulaire permet, actuellement, la production de materiaux de haut performance. L'ADI (en anglais "Austempered Ductile Iron") est utilisé dans beacoup d'applications industrielles dans le monde entier. Dans l'ensemble de ces applications, les engrenages de transmission de puissance occupent déjà une place proéminente.

Le fer nodulaire etudié dans ce travail, allié au Cuivre et au Manganèse, à une composition chimique innovatrice, qui peut originer des ADIs de haute qualité. Il origine des materiaux de haute resistance mécanique et, au même temps, relativement ductiles. Les traitements d'austempre on produit des ADIs avec des differentes microstructures et des differentes proprietés mécaniques, comme celles obtenues avec les austempres comprenant des étages sub-martensitiques.

Disques artificiellement indentés ont éte testés dans une machine bi-disque, un travail que à permis d'identifier le comportement tribologique des differentes ADIs, les formes d'endommagement des surfaces, et aussi relacioner les traitements adoptés avec la resistance de chaque matériel, aussi bien que définir les traitements à adopter pour les engrenages.

Plusieurs engrenages ont été testées dans une machine FGZ, transmetant un couple élevè dans un régime de lubrification limite, ce qui à permis d'étudier le comportement des engrenages en ADI. Les mécanismes d'endommagement de surface ont été identifiés e sa distribuition et accumulation au long de la surface active des dents des engrenages ont été characterisées. Les avaries observées ont été relacionées avec les proprietés des materiaux et les conditions de contact characteristiques des engrenages.

L'observation detaillée des surfaces e sous-surfaces actives à permis characteriser les mécanismes de fissuration e d'endommagement des surfaces des disques et des engrenages testés. La correlation entre tous les résultats experimentaux à permis d'évaluer le comportement tribologique du fer nodulaire et la réristance méchanique de chaque ADI utilisé dans la production d'engrenages de transmission de puissance.

ABSTRACT:

In recent years, the development of new materials allowed the production of high mechanical resistance gears, sometimes using non-conventional manufacturing processes. Austempering nodular iron is a technique that provides, currently, the production of high performance materials. ADI (Austempered Ductile Iron) is used in many industrial applications all over the world. Among these applications high loaded transmission gears already occupy a significant role.

The ductile iron studied in this work, alloyed with Copper and Manganese, has an innovative chemical composition, allowing the production of high quality ADIs. It gives origin to materials with high mechanical resistance and, at the same time, relatively high ductility. ADIs with different microstructure and different mechanical properties were obtained using different austempering treatments, namely the use of sub-martensitic stages during the heat-treatment.

Disc-to-disc tests using artificially indented ADI discs allowed the study of the tribological behaviour of the different materials. Several surface failure mechanisms were identified and the resistance of each ADI was related with the correspondent heat-treatment, contributing for the definition of the parameters that were adopted for the austempering of ADI gears.

Several gears were tested in a FZG machine, transmiting high torque while operating in the boundary lubrication regime, allowing a better understanding of the tribological behaviour of these ADIs when used in gears. Surface damage mechanisms were identified and their distribution and accumulation were characterized along the active flanks of the gears teeth. The failure modes observed, the properties of each material and the specific contact conditions imposed to the gears teeth were related.

Detailed inspection of active surfaces and sub-surfaces of discs and gears teeth allowed the characterization of surface degradation and fissuration mechanisms.

The correlation of all experimental results allowed the evaluation of the tribological behaviour of the tested ductile iron and made possible the distinction between the ability of each tested ADI to be used for the production of high loaded transmission gears.

ÍNDICE GERAL:

I INTRODUÇÃO

1	TRIBOLOGIA DAS ENGRENAGENS DE FERRO NODULAR AUSTEMPERADO	3
2	OBJECTIVOS	4
3	ESTRUTURA DO TRABALHO	5
4	COLABORAÇÕES	12
5	ENQUADRAMENTO DO TRABALHO NAS ACTIVIDADES DO CETRIB	13

II FERRO NODULAR AUSTEMPERADO

1	INTRODUÇÃO	17
2	CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA	19
3	PROPRIEDADES E OUTRAS CARACTERÍSTICAS	21
4	CONCLUSÕES	49

III FERRO NODULAR LIGADO COM COBRE E MANGANÊS

1	INTRODUÇÃO	53
2	TRATAMENTOS E ENSAIOS PRELIMINARES	55
3	DEFINIÇÃO DOS TRATAMENTOS DE AUSTÊMPERA	58
4	PROPRIEDADES MECÂNICAS	62
5	DISCUSSÃO	65
6	CONCLUSÕES	66

IV AVARIAS EM DISCOS E ENGRENAGENS DE ADI

1	INTRODUÇÃO	71
2	INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE FABRICO	71
3	FISSURAÇÃO	79
4	FRACTURAS	97
5	DESGASTE SUPERFICIAL	106
6	CONCLUSÕES	123

V ENSAIOS COM DISCOS DE ADI

1	INTRODUÇÃO	127
2	ENSAIOS PRELIMINARES COM ADI AUSTEMPERADO A 280°C	132
3	ENSAIOS COM ADIs DE AUSTÊMPERA SIMPLES E DUPLA	159
4	INDENTAÇÕES ARTIFICIAIS	182
5	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS COM DISCOS	199
6	CONCLUSÕES	210

VI ENSAIOS COM ENGRENAGENS DE ADI

1	INTRODUÇÃO	217
2	CONTACTO ENTRE DENTES DE ENGRENAGENS	218
3	MÁQUINA E ENSAIOS FZG	231
4	ENSAIOS DE GRIPAGEM ANTERIORES COM ENGRENAGENS DE ADI	236
5	ENSAIOS DE FADIGA DE CONTACTO COM ENGRENAGENS DE ADI	241
6	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS COM ENGRENAGENS	268
7	CONCLUSÕES	270

VII DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

1	INTRODUÇÃO	273
2	DISCUSSÃO	273
3	CONCLUSÕES	291
4	PERSPECTIVAS FUTURAS	296

REFERÊNCIAS 299

ANEXO A - FERRO FUNDIDO NODULAR

A1	INTRODUÇÃO	313
A2	FERRO FUNDIDO	314
A3	FERRO NODULAR	321
A4	CONCLUSÕES	351

ANEXO B - AUSTÊMPERA DE FERROS NODULARES

B1	INTRODUÇÃO	355
B2	CICLO TÉRMICO DA AUSTÊMPERA	356
B3	CONCLUSÕES	371

ANEXO C - CONTACTO ENTRE SÓLIDOS DE REVOLUÇÃO

C1	INTRODUÇÃO	375
C2	A TEORIA DE HERTZ.	384
C3	CONTACTOS LUBRIFICADOS	396
C4	CONCLUSÕES	406

ANEXO D - ENQUADRAMENTO DO TRABALHO NAS ACTIVIDADES DO CETRIB

D1	INTRODUÇÃO	409
D2	TESES DE DOUTORAMENTO	409
D3	TESES DE MESTRADO	409
D4	PROJECTOS DE INVESTIGAÇÃO	410
D5	PUBLICAÇÕES EM REVISTAS INTERNACIONAIS COM "PEER REVIEW"	412
D6	PUBLICAÇÕES EM CONFERÊNCIAS INTERNACIONAIS COM "PEER REVIEW"	412

ÍNDICE:

I INTRODUÇÃO

1 TRIBOLOGIA DS ENGRENAGENS DE FERRO NODULAR AUSTEMPERADO 3

2 OBJECTIVOS 4

3 ESTRUTURA DO TRABALHO 5
3.1 Sequência do trabalho realizado 5
3.1.1 Síntese bibliográfica 5
3.1.2 Ensaios com discos 6
3.1.3 Ensaios com engrenagens 7
3.1.4 Acompanhamento dos ensaios 7
3.1.5 Correlações de resultados 8
3.2 Organização da dissertação 8

4 COLABORAÇÕES 12

5 ENQUADRAMENTO DO TRABALHO NAS ACTIVIDADES DO CETRIB 13

II FERRO NODULAR AUSTEMPERADO

1 INTRODUÇÃO 17

2 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA 19
2.1 Ausferrite 19
2.2 Grafite nodular 20
2.3 Austenite "estabilizada" 20

3 PROPRIEDADES E OUTRAS CARACTERÍSTICAS 21
3.1 Resistência mecânica 23
3.2 Resistência ao choque 24
3.3 Resistência à fadiga de flexão 26
3.4 Resistência à fadiga de contacto 29
3.5 Propagação de fissuras de fadiga 31
3.6 Resistência à gripagem 32
3.7 Resistência ao desgaste 33
3.8 Resistência à erosão 35
3.9 Emissão de ruído e amortecimento de vibrações 35
3.10 Tratamentos mecânicos 37
3.11 Maquinagem 40
3.12 Estabilidade dimensional 43
3.13 Defeitos de fundição 44
3.14 Densidade 45
3.15 Normalização 46
3.16 Aplicações industriais 46

4 CONCLUSÕES 49

III FERRO NODULAR LIGADO COM COBRE E MANGANÊS

1 INTRODUÇÃO 53

2 TRATAMENTOS E ENSAIOS PRELIMINARES 55

3 DEFINIÇÃO DOS TRATAMENTOS DE AUSTÊMPERA 58
3.1 Tratamentos "simples" 59
3.2 Tratamentos "duplos" 59
3.3 Propriedades mecânicas resultantes dos tratamentos simples e duplos 60

3.4 Tratamentos seleccionados 61

4 PROPRIEDADES MECÂNICAS 62
4.1 Análise das propriedades mecânicas 63

5 DISCUSSÃO 65

6 CONCLUSÕES 66

IV AVARIAS EM DISCOS E ENGRENAGENS DE ADI

1 INTRODUÇÃO 71

2 INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE FABRICO 71
2.1 Matriz metálica 72
2.2 Micro-rechupes 74
2.3 Inclusões 75
2.4 Segregação de elementos 75
2.5 Austenite transformada 76
2.6 Nódulos de grafite 76
2.7 Superfícies geradas por arranque de apara 77
2.8 Superfícies rectificadas 77
2.9 Shot-peening 79

3 FISSURAÇÃO 79
3.1 Fissuras de fadiga 80
3.1.1 Iniciação de fissuras 81
3.1.2 Propagação das fissuras 83
3.1.3 Macrofissuras superficiais 85
3.1.4 Fissuras superficiais sobre nódulos de grafite 87
3.1.5 Pitting 88
3.1.6 "Spalling" 93
3.1.7 Fissuras internas 95
3.1.8 Fissuras de fadiga no pé dos dentes 95

4 FRACTURAS 97
4.1 Ruptura de dentes 97
4.1.1 Rupturas brutais ou por sobrecarga 99
4.1.2 Rupturas dúcteis 100
4.1.3 Rupturas frágeis 101
4.1.4 Rupturas por fadiga de flexão 103

5 DESGASTE SUPERFICIAL 106
5.1 Rodagem 107
5.2 Desgaste normal 107
5.3 Desgaste excessivo 109
5.4 Desgaste por escorregamento 110
5.4.1 Estrias 110
5.4.2 Riscos 111
5.4.3 Rebarbas 112
5.4.4 Indentações 112
5.4.5 Deformações plásticas 113
5.4.6 Deformações plásticas por rolamento com escorregamento 114
5.4.7 Deformações plásticas por martelamento 115
5.5 Adesão 116
5.5.1 Polimento 118
5.5.2 Adesão 119
5.5.3 Gripagem 120

6 CONCLUSÕES 123

V ENSAIOS COM DISCOS DE ADI

1 INTRODUÇÃO 127
1.1 Máquina de discos 127
1.2 Geometria e cinemática dos discos 130
1.3 Programação dos ensaios 131
1.3.1 Ensaios preliminares 131
1.3.2 Ensaios finais 131
1.3.3 Referenciação dos ensaios 132
1.3.4 Amostragem 132

2 ENSAIOS PRELIMINARES COM ADI AUSTEMPERADO A 280ºC 132
2.1 Rugosidade das superfícies em contacto 132
2.2 Condições de funcionamento 133
2.3 Descrição resumida dos ensaios do ADI280 134
2.3.1 Teste A, p0 = 2 GPa, SR = 0% 134
2.3.2 Teste B, p0max = 2 GPa, SRmax = 9.8% 135
2.3.3 Teste C, p0max = 2 GPa, SRmax = 9.8% 135
2.3.4 Teste G, p0 = 2 GPa, SR = 20.5% 135
2.3.5 Teste H, p0 = 1.52 GPa, SR = 14% 136
2.3.6 Teste E, p0max = 1.5 GPa, SR = 14% 136
2.3.7 Testes D e F, p0 = 1.2 GPa, SR = 20.5% 137
2.4 Evolução do estado das superfícies e caracterização das avarias 138
2.4.1 Micro-fissuras superficiais sobre nódulos de grafite 138
2.4.2 Macro-fissuras superficiais 141
2.4.3 Defeitos estruturais 145
2.4.4 Macro-fissuras sub-superficiais 147
2.4.5 Escamas de fadiga ("spalling") 150
2.4.6 Micro-escamas ("pitting") 153
2.5 Resultados dos ensaios realizados com o ADI280 156
2.5.1 Discussão 158
2.6 Conclusões 158

3 ENSAIOS COM ADIs DE AUSTÊMPERA SIMPLES E DUPLA 159
3.1 Objectivos 159
3.2 Programação dos testes 159
3.3 Rugosidade das superfícies em contacto 160
3.4 Condições de funcionamento 161
3.5 Evolução do estado das superfícies e caracterização das avarias 162
3.5.1 Micro-fissuras superficiais sobre nódulos de grafite 162
3.5.2 Macro-fissuras superficiais 163
3.5.3 Escamas de fadiga ("spalling") 165
3.5.4 Micro-escamas ("pitting") 168
3.5.5 Caracterização das avarias 171
3.6 Resultados dos ensaios com discos 173
3.7 Discussão 175
3.7.1 Influência da pressão de contacto 175
3.7.2 Influência da resistência mecânica dos ADIs 175
3.7.3 Comportamento dos diferentes ADIs 177
3.7.4 Distinção entre tratamentos simples e duplos 178
3.8 Conclusões 180

4 INDENTAÇÕES ARTIFICIAIS 182
4.1 Introdução 182
4.2 Ensaios realizados 182
4.3 Indentações adoptadas 183
4.4 Micro-fissuras em redor das indentações artificiais 186

4.5 Zonas Afectadas por Fadiga em redor das indentações 187
4.6 Medição das indentações 190
4.7 Evolução do diâmetro das ZAF 191
4.8 Evolução da Área Específica das ZAF 194
4.9 Velocidade de crescimento das ZAF 196

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS COM DISCOS 199
5.1 Influência da pressão de contacto 199
5.2 Macro-fissuras superficiais 201
5.3 O "pitting" no ADI 203
5.4 As Zonas Afectadas por Fadiga (ZAF) 205
5.4.1 O crescimento das ZAF 206
5.4.2 A abcissa do ponto de inflexão 207
5.4.3 Área Específica = 5 208

6 CONCLUSÕES 210
6.1 Relação entre as avarias e a pressão de contacto 210
6.2 Resistência dos diferentes ADIs 210
6.3 As indentações artificiais 211
6.3.1 Quantificação das ZAF 211
6.3.2 Relação entre o crescimento das ZAF e as propriedades dos ADIs 212

VI ENSAIOS COM ENGRENAGENS DE ADI

1 INTRODUÇÃO 215

2 CONTACTO ENTRE DENTES DE ENGRENAGENS 216
2.1 Linha de engrenamento 216
2.2 Razão de transmissão 219
2.3 Contacto em engrenagens FZG-A e FZG-C 219
2.3.1 Linha de engrenamento 221
2.3.2 Processo de transferência de carga 222
2.3.3 Raio de curvatura equivalente 223
2.3.4 Pressão de contacto 224
2.3.5 A área de contacto 225
2.3.6 O escorregamento 225
2.3.7 O coeficiente de atrito 226
2.3.8 A espessura do filme lubrificante 227
2.3.9 Espessura específica do filme lubrificante 228
2.3.10 Temperatura flash 228

3 MÁQUINA E ENSAIOS FZG 229
3.1 A máquina FZG 229
3.2 Ensaios em máquinas FZG 231
3.2.1 Ensaio de gripagem A/8.3/90 231
3.2.2 Ensaio de fadiga de contacto C/8.3/90 232
3.3 Estágios FZG 232

4 ENSAIOS DE GRIPAGEM ANTERIORES COM ENGRENAGENS DE ADI 234
4.1 Engrenagens 234
4.2 Solicitações 234
4.3 Resultados 235
4.4 Caracterização da gripagem 236
4.5 Ferrometria 237
4.6 Discussão 238
4.7 Conclusões 238

5 ENSAIOS DE FADIGA DE CONTACTO COM ENGRENAGENS DE ADI 239
5.1 Programação dos testes 239

5.2 Rugosidade dos dentes das engrenagens 240
5.3 Lubrificante 240
5.4 Rodagem das engrenagens 241
5.5 Condições de funcionamento durante os testes 242
5.6 Descrição dos ensaios no estágio 10 FZG (p0 = 1.8 GPa), lado A 243
5.6.1 ADI340/A 243
5.6.2 ADI340D/A 243
5.6.3 ADI300/A 243
5.6.4 ADI300D/A 243
5.6.5 ADI260/A 244
5.6.6 ADI260D/A 244
5.7 Descrição dos ensaios no estágio FZG 8 (p0 = 1.44 GPa), lado B 244
5.7.1 ADI 340/B 244
5.7.2 ADI 340D/B 244
5.7.3 ADI300/B 245
5.7.4 ADI 300D/B 245
5.7.5 ADI 260/B (este ensaio foi realizado com um pinhão em aço) 245
5.7.6 ADI260D/B 245
5.8 Caracterização das avarias 246
5.8.1 Fractura de dentes 246
5.8.2 Escamas de fadiga ("spalling") 250
5.8.3 Micro-escamas de fadiga ("pitting") 255
5.9 Resultados dos ensaios com engrenagens FZG-C 258
5.10 Análise dos resultados 260
5.10.1 Parâmetros auxiliares 261
5.10.2 Rugosidade das superfícies activas 262
5.11 Análise dos lubrificantes 265

6 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS COM ENGRENAGENS 266
6.1 Fractura de dentes 266
6.2 Estado das superfícies 267

7 CONCLUSÕES 268
7.1 Ensaios de fadiga de contacto 269
7.2 Resistência dos diferentes ADIs 269

VII DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

1 INTRODUÇÃO 273

2 DISCUSSÃO 273
2.1 A bibliografia 273
2.2 O ADI ligado com 1%Cu-0.5%Mn 274
2.3 Indentações artificiais 274
2.4 Fissuração 277
2.5 Os discos e as engrenagens ensaiados 278
2.6 Avarias 279
2.6.1 Fractura de dentes de engrenagens 280
2.6.2 Gripagem das superfícies 283
2.6.3 "Spalling" 283
2.6.4 "Pitting" 284
2.7 Número de ciclos 286
2.8 Parâmetro p_0^2/σ_r 289

3 CONCLUSÕES 292
3.1 O ADI ensaiado 292
3.2 Ensaios com discos 293
3.3 Indentações 293

3.4 Ensaios com engrenagens 294
3.5 Avarias 294
3.6 Resumo 295

4 PERSPECTIVAS FUTURAS 296

REFERÊNCIAS 301

ANEXO A - FERRO FUNDIDO NODULAR

A1 INTRODUÇÃO 313

A2 FERRO FUNDIDO 314
A2.1 Grafite 318
A2.2 Ferrite 318
A2.3 Austenite 318
A2.4 Cementite 319
A2.5 Perlite 320
A2.6 Martensite 320
A2.7 Bainite 320
A2.8 Ausferrite 321

A3 FERRO NODULAR 321
A3.1 Características fundamentais 323
A3.1.1 Densidade de nódulos de grafite 324
A3.1.2 Presença de carbonetos 325
A3.2 Tratamentos térmicos 325
A3.2.1 Influência da composição sobre a austemperabilidade 326
A3.3 Constituintes do ferro nodular 329
A3.3.1 Carbono 330
A3.3.2 Silício 330
A3.3.3 Cobre 332
A3.3.4 Manganés 332
A3.3.5 Molibdénio 334
A3.3.6 Níquel 334
A3.4 Propriedades mecânicas e outras características 335
A3.4.1 Resistência à fadiga 338
A3.4.2 Resistência ao choque 340
A3.4.3 Resistência ao desgaste 343
A3.4.4 Resistência à corrosão 345
A3.4.5 Amortecimento de vibrações 346
A3.4.6 Tratamentos mecânicos 349
A3.4.7 Propriedades físicas 350

A4 CONCLUSÕES 351

ANEXO B - AUSTÊMPERA DE FERROS NODULARES

B1 INTRODUÇÃO 355

B2 CICLO TÉRMICO DA AUSTÊMPERA 356
B2.2 Austenitização 356
B2.3 Transformação isotérmica 358
B2.3.1 A janela do processo 360
B2.3.2 Duração do estágio de transformação isotérmica 361
B2.3.3 A temperatura de transformação isotérmica 361
B2.3.4 Influência da temperatura sobre as propriedades mecânicas 363
B2.4 Austêmpera faseada 366

B2.5 Austêmpera com arrefecimento sub-martensítico 369
B2.6 Arrefecimento final 370
B2.7 Processos 370

B3 CONCLUSÕES 371

ANEXO C - CONTACTO ENTRE SÓLIDOS DE REVOLUÇÃO

C1 INTRODUÇÃO 375
C1.1 Contacto 375
C1.2 Macrogeometria 376
C1.3 Microgeometria 377
C1.3.1 Estado das superficies 378
C1.3.2 Contacto rugoso 379
C1.3.3 Vida útil das superfícies 380
C1.3.4 Caracterização da rugosidade 381
C1.3.5 Influência da rugosidade 382

C2 A TEORIA DE HERTZ. 384
C2.1.1 Cálculo da pressão no contacto 386
C2.1.2 Cálculo das tensões nos sólidos 390
C2.1.3 Ábacos 393

C3 CONTACTOS LUBRIFICADOS 396
C3.1 Regimes de lubrificação 396
C3.2 Espessura do filme lubrificante 398
C3.3 Correcção térmica da espessura do filme lubrificante 400
C3.4 Espessura específica de filme lubrificante 400
C3.5 Coeficiente de atrito 401
C3.6 Temperatura flash 402
C3.7 Taxa de escorregamento 402
C3.8 Propriedades dos lubrificantes 403
C3.9 Lubrificação de engrenagens 404
C3.10 Lubrificantes para engrenagens 405

C4 CONCLUSÕES 406

ANEXO D - ENQUADRAMENTO DO TRABALHO NAS ACTIVIDADES DO CETRIB

D1 INTRODUÇÃO 409

D2 TESES DE DOUTORAMENTO 409

D3 TESES DE MESTRADO 409

D4 PROJECTOS DE INVESTIGAÇÃO 410

D5 PUBLICAÇÕES EM REVISTAS INTERNACIONAIS COM "PEER REVIEW" 412

D6 PUBLICAÇÕES EM CONFERÊNCIAS INTERNACIONAIS COM "PEER REVIEW" 412

LISTA DE FIGURAS:

Figura 1 - Relação entre o custo de produção e a tensão de cedência de vários materiais [14]. 18

Figura 2 – Microestrutura característica da ausferrite superior (em cima, ADI austemperado a 360°C) e inferior (em baixo, ADI austemperado a 280°C) [15]. 19

Figura 3 – Comparação do Módulo de Young de diferentes materais [17]. 22

Figura 4 – Comparação de propriedades mecânicas exibidas por ferros nodulares e por ADIs [17]. 23

Figura 5 – Comparação de propriedades mecânicas de diferentes materiais [17]. 24

Figura 6 - Valores da resistência ao choque e da tensão de ruptura de diferentes ADIs [17]. 24

Figura 7 – Valores da resistência ao choque em função da tensão de cedência de ADIs [17]. 25

Figura 8 – Influência da temperatura de austêmpera sobre a resistência ao choque e a ductilidade do ADI [17]. 26

Figura 9 – Curva S-N para a flexão rotativa de um ADI grau 2 ASTM (1050 MPa de tensão de ruptura) a partir de resultados de ensaiados de provetes após austêmpera a 357°C [17]. 26

Figura 10 – Relação entre a temperatura de austêmpera, a tensão de ruptura e a resistência à flexão rotativa de provetes entalhados fabricados em ADI [17]. 27

Figura 11 - Valores da resistência à fadiga de flexão de diferentes ADIs obtidos através de testes realizados com engrenagens [13]. 28

Figura 12 - Curvas S-N para a flexão na base de um dente de uma engrenagem ("single tooth bending fatigue") de um ADI grau 2, austemperado a 357°C, e de outro grau 5, tratado a 260°C, segundo a ASTM [17]. 28

Figura 13 - Valores da resistência à fadiga de contacto de diferentes ADIs em testes realizados com engrenagens [13]. 29

Figura 14 – Curvas S-N para a resistência à fadiga de contacto da superfície dos dentes de engrenagens fabricadas num ADI Grade 2, austemperado a 357°C, e noutro Grade 5, tratado a 260°C, segundo a ASTM [17]. 30

Figura 15 - Valores de resistência à fadiga de contacto e da dureza de diferentes materiais [19]. 30

Figura 16 - Detalhe da propagação de fissuras no interior de um ADI. 32

Figura 17 – Comparação da resistência à abrasão de vários materiais em testes pino-disco [17]. 34

Figura 18 – Microdurezas a diferentes profundidades (à esquerda) e teor de austenite na superfície de diferentes ADIs submetidas a desgaste por abrasão (à direita) [17]. 34

Figura 19 - Comparação da emissão acústica entre engrenagens hipóides utilizando rodas e pinhões em aço e ADI (dados publicados pela BMW) [33]. 36

Figura 20 – Endurecimento superficial e sub-superficial de engrenagens e de rodas de comboios devido a solicitações mecânicas (à esquerda) e influência do "shot-peening" sobre a resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens fabricadas em ADI (à direita, engrenagens m=3 a 5, b= 20, z = 37, transformadas a 350°C durante 3 e 5 horas) [34]. 37

Figura 21 – Influência do processo de fabrico sobre a resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens de ADI [17]. 38

Figura 22 – Influência da temperatura de transformação isotérmica e do "shot-peening" sobre a capacidade de resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens em ADI [13]. 39

Figura 23 – Influência do nível de tensões residuais sobre a resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens de ADI (à esquerda) e Influência da temperatura de austêmpera sobre a resistência à fadiga de ADIs tratados com "shot-peening" (à direita) [17]. 40

Figura 24 – Relação entre a vida das ferramentas, a velocidade de corte e a dureza de diferentes ADIs [17]. 41

Figura 25 – Relação entre a taxa de remoção de material, a vida das ferramentas e a dureza de diferentes ADIs [17]. 42

Figura 26 – Variação dimensional linear de ADIs em função da temperatura de austêmpera [17]. 43

Figura 27 – Variação dimensional de componentes ADI austemperados durante 120 minutos (diâmetro 10 mm, comprimento 100 mm) [33]. 44

Figura 28 – Relação entre a densidade e a tensão de cedência de vários materiais, tendo por base o aço forjado, que assume o valor 1 [17]. 45

Figura 29 – Apoios de molas para camiões em ADI [17]. 47
Figura 30 – Sapatas fabricadas em ADI [17]. 47
Figura 31 – Cambota de um compressor fabricada em ADI [17]. 48
Figura 32 – Engrenagens de transmissão de potência fabricadas em Kymenite K9805 [17]. 49
Figura 33 - Aspecto da microestrutura do ferro nodular após vazamento [8]. 53
Figura 34 - Microestrutura do ferro nodular após recozimento [8]. 54
Figura 35 - Zona defeituosa na matriz do ADI tratado a 280°C. 55
Figura 36 - Secção do topo de um dente de uma engrenagem de ADI austemperada a 280°C [15]. 56
Figura 37 - Microestruturas obtidas em austêmperas a 360°C (em cima) e a 280°C (em baixo) [15]. 57
Figura 38 – Ciclo térmico de um ensaio de austêmpera com estágio no domínio martensítico [3]. 58
Figura 39 - Microestruturas obtidas em austêmperas a 260°C (à esquerda) e a 340°C (à direita) [8]. 59
Figura 40 - Microestrutura obtida com austempera dupla a 340°C [8]. 60
Figura 41 - Resistência à tracção de provetes de ADIs simples e duplos [3]. 60
Figura 42 - Resistência ao choque e alongamento de provetes de ADIs simples e duplos [3]. 61
Figura 43 – Tensão de ruptura e de cedência dos ADIs ensaiados. 63
Figura 44 – Dureza, alongamento, e relações com a tensão de ruptura dos ADIs ensaiados. 64
Figura 45 – Resistência ao choque e relação entre a tensão de ruptura e a resistência ao choque de alguns dos ADIs ensaiados. 65
Figura 46 - Tensão de ruptura e de cedência e dureza dos ADIs ensaiados. 65
Figura 47 - Resistência ao choque e alongamento à ruptura dos ADIs ensaiados. 66
Figura 48 - Propriedades dos ADIs ensaiados relativamente à graduação ASTM A897. 67
Figura 49 - Constituíntes típicos de uma liga ferro carbónica [45]. 73
Figura 50 - Micro-rechupe localizado imediatamente abaixo de uma superfície de um disco de ADI (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11]. 74
Figura 51 - Fissuras que se propagam através de um aglomerado de nódulos irregulares de grafite junto à superfície de um ADI austemperado a 280°C (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11]. 76
Figura 52 - Micro-fissuras de fadiga que ligam a superfície a pequenos defeitos presentes na matriz metálica de um ADI austemperado a 280°C (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11]. 81
Figura 53 - Fissuras de fadiga de contacto que se desenvolvem a partir da superfície de trabalho de um ADI austemperado a 280°C (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11]. 82
Figura 54 - Fissuras de fadiga de contacto associadas a um nódulo de grafite próximo de uma superfície de ADI austemperado a 280°C (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11]. 83
Figura 55 - Frentes de propagação de uma fissura de fadiga [45]. 84
Figura 56 - Fissuras de fadiga de contacto que se propagam ao longo da sub-superfície de um ADI austemperado a 280°C (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11]. 85
Figura 57 - Fissuras na superfície de um disco de ADI que se desenvolvem sobre defeitos microestruturais (ADI280, p_0 = 2GPa, SR = 10%, ampliação = 100x). 86
Figura 58 - Fissuras na superfície de um disco de ADI austemperado a 280°C (p_0 = 2 GPa, SR=10%). 86
Figura 59 - Fissuras superficiais que se desenvolvem sobre um nódulo de grafite junto à superfície de um ADI austemperado a 280°C (p_0 = 2 GPa, SR= 0%) [45]. 87
Figura 60 - Propagação de fissuras de fadiga de contacto em dentes de engrenagens. 89
Figura 61 - "Pitting" no primitivo de funcionamento de um dente de uma engrenagem FZG□C de ADI austemperado a 260°C (p_0= 1.4 4 GPa no primitivo, ampliação = 200x). 92
Figura 62 - Vista da superfície de trabalho de uma engrenagem FZG-A de ADI austemperada a 280°C, onde foi gerada uma cratera através de um processo de "spalling" associado a um defeito sub□superficial [15]. 94
Figura 63 - Efeito da presença de uma cavidade sub-superficial na propagação de fissuras na zona Hertziana de um ADI (ADI280, p_0 = 1.21 GPa, SR= 20.4%) [45]. 94
Figura 64 - Fissura de fadiga de flexão na base de um dente de uma engrenagem de ADI [50]. 96
Figura 65 – Superfície de fractura de um dente vista na roda de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 260°C (p_0= 1.8GPa no primitivo). 98

Figura 66 - Aspecto da superfície de fractura de um dente de uma engrenagem de ADI [50]. 99
Figura 67 - Imagens com diferentes ampliações da superfície de fractura de um ADI com grande densidade de nódulos após um ensaio de tracção [51]. 101
Figura 68 – Detalhe da superfície de fractura apresentada na Figura 66 (ampliação = 50x) [50]. 102
Figura 69 - Superfícies de fractura visíveis na jante de uma roda dentada de ADI onde ocorreu a ruptura de três dentes por efeito de fadiga de flexão [50]. 104
Figura 70 - Micro-rechupes na superfície de fractura de um dente de uma engrenagem [12]. 105
Figura 71 - Superfície de ADI austemperado a 280°C sujeita a uma taxa de escorregamento de 14% (p_0 = 2 GPa, ampliação = 200x) [15]. 108
Figura 72 - Estrias no topo do dente de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 260°C (largura do dente = 14 mm, p_0 = 1.8 GPa). 111
Figura 73 - Indentações na superfície de um disco de ADI transformado isotermicamente 280°C (p_0 = 2GPa, SR = 10%, ampl. = 200x). 113
Figura 74 - Imagem da sub-superfície de uma engrenagem de ADI austemperada a 280°C onde se pode ver deformação plástica intensiva da estrutura junto à superfície activa (canto superior direito da imagem) [15]. 114
Figura 75 - Superfície fortemente plastificada no flanco activo de um dente de uma engrenagem FGZ-A austemperada a 360°C (ampl = 800x) [15]. 115
Figura 76 - Dente de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 300°C que sofreu fortes deformações por impacto durante o processo de fractura por fadiga de flexão do dente precedente (p_0 = 1.8 GPa no primitivo). 116
Figura 77 - Esquema da formação de filmes de transferência através de processos de adesão [15]. 117
Figura 78 - Fissuras na superfície gripada de um disco de ADI austemperado a 280°C. 120
Figura 79 - Crateras de adesão na superfície de um disco de ADI austemperado a 280°C. 121
Figura 80 - Superfície gripada de um disco de ADI transformado a 300°C (p_0 = 1.8 GPa, SR = 14%). 122
Figura 81 - Representação esquemática parcial da máquina de discos. 128
Figura 82 - Representação esquemática geral da máquina de discos. 129
Figura 83 - Geometria dos discos e dimensões máximas da elipse de contacto (dimensões em mm). 130
Figura 84 – Pormenor de cratera gerada durante a gripagem do disco G. 136
Figura 85 – Fissura na superfície do disco D após diferente número de ciclos de solicitação das superfícies: 1.000.000 ciclos na imagem da esquerda, e 1.250.000 ciclos na da direita. 137
Figura 86 – Fissura superficial sobre um nódulo de grafite no disco esférico A. 138
Figura 87 – Nódulo de grafite na superfície do disco esférico A. 139
Figura 88 – Pormenor de orifício sobre nódulo de grafite na superfície do disco B. 140
Figura 89 – Orifício microscópico sobre um nódulo de grafite na superfície do disco C. 140
Figura 90 – Superfície do disco B após 1.700.000 ciclos. 141
Figura 91 – Macrofissura na superfície do disco H. 142
Figura 92 – Macrofissuras na superfície do disco C. 142
Figura 93 – Fissura na superfície do disco esférico A. 143
Figura 94 – Evolução de fissuras visíveis na superfície do disco C. 144
Figura 95 – Macrofissura na superfície do disco H após 1.000.000 de ciclos. 145
Figura 96 – Detalhes do interior de uma fissura superficial no disco esférico A. 146
Figura 97 - Interior de uma aresta de uma cratera de fadiga na superfície do disco B. 147
Figura 98 – Defeitos de fundição visíveis na superfície do disco C. 147
Figura 99 – Fissura de fadiga na sub-superfície Hertziana de um disco de ADI280. 148
Figura 100 – Modelo para a influência da presença de defeitos na matriz sobre a geração de macrofissuras da superfície e sobre a propagação de fissuras de fadiga nas sub-superfícies. 149
Figura 101 – Fissura de fadiga na sub-superfície Hertziana de um disco de ADI280. 150

Figura 102 – Escamas de fadiga em formação na superfície do disco C. 151
Figura 103 – Cratera de fadiga na superfície do disco B (à esquerda) e superfície de fractura de parte da escama correspondente (à direita). 151
Figura 104 – Pormenor do interior da escama libertada na superfície do disco B. 152
Figura 105 – Pormenor da superfíce de fractura da escama de fadiga libertada pelo disco B. 152
Figura 106 – Superfície do disco E após 7.500.000 ciclos. 153
Figura 107 – Superfície do disco E após 10.000.000 ciclos. 154
Figura 108 – Superfície do disco E após 10.000.000 ciclos. 154
Figura 109 – "Pitting" no centro da pista de contacto do disco D após 1.500.000 ciclos. 155
Figura 110 - Resultados dos ensaios disco-disco com ADI280 em termos do número de ciclos cumprido pelas superfícies. As taxas de escorregamento em cada ensaio foram: A = 0%, B e C = 9.8%, E e H = 14% e D, F e G = 20.5%. 157
Figura 111 – Superfície de contacto do disco cilíndrico U (ADI260D, 800.000 ciclos, p_0 = 1.8 GPa). 163
Figura 112 – Fissura superficial no disco cilíndrico K (ADI340, 200.000 ciclos, p_0 = 1.8 GPa). 163
Figura 113 – Fissura superficial no disco cilíndrico J (ADI340, 100.000 ciclos, p_0 = 2.2 GPa). 164
Figura 114 – Superfície de contacto do disco cilíndrico M (1.000.000 ciclos, p_0 = 1.8 GPa). 164
Figura 115 – Crateras formadas após 260.000 ciclos. Em cima, no disco cilíndrico N (ADI340D, p_0 = 2.2 GPa), em baixo, no disco J (ADI340, p_0 = 2.2 GPa). 165
Figura 116 – Cratera no disco R (ADI300D, 376.000 ciclos, p_0 = 2.2 GPa). 166
Figura 117 – Cratera no disco cilíndrico P (ADI260, 623.000 ciclos, p_0 = 2.2 GPa). 166
Figura 118 – Crateras no disco T (ADI260D, 424.000.ciclos, p_0 = 2.2 GPa). 167
Figura 119 – Cratera no disco cilíndrico K (ADI340, 1.8 GPa) após 500.000 ciclos. 167
Figura 120 – Cratera no disco O (ADI340D, 1.8GPa) após 2.820.000 ciclos. 168
Figura 121 – À esquerda: modelo possível para a formação de micro-crateras; à direita: superfície de trabalho do disco cilíndrico P (ADI260, 2.2GPa) em diferentes momentos do teste. 169
Figura 122 – Superfície do disco cilíndrico U (260D, 1.8 GPa) em diferentes momentos do teste. 170
Figura 123 – Superfície de trabalho do disco O (ADI340D, 1.8GPa) em diferentes momentos do teste. 171
Figura 124 - Resultados, em termos do número de ciclos, dos ensaios realizados com discos de ADI. 174
Figura 125 - Resultados dos ensaios de discos em que ocorreram avarias de fadiga de contacto, em termos do parâmetro p_0^2/σ_r e do número de ciclos. 176
Figura 126 – Resultados de ensaios de discos em que ocorreram avarias de fadiga de contacto. 178
Figura 127 – Resultados de ensaios com discos em que se libertaram escamas de fadiga (sem os testes do ADI340). 179
Figura 128 – Perfil corrigido de uma indentação HRC150 numa superfície de ADI. 183
Figura 129 – Indentação na superfície do disco D antes do iníco do teste. 184
Figura 130 - Perfil não corrigido de uma indentação HRC150 numa superfície de ADI após 200.000 ciclos de solicitação à pressão de 2 GPa. 185
Figura 131 - Detalhe de micro-fissuras em redor de uma indentação superficial num disco de ADI. 186
Figura 132 – Fissuras superficiais de fadiga na proximidade de uma indentação de dureza. 187
Figura 133 – Microfissuras em redor de uma indentação no disco F após 1.000.000 ciclos. 187
Figura 134 - Indentação no disco C em três momentos do ensaio. 188
Figura 135 - Indentação e ZAF respectiva no disco E após um milhão de ciclos de solicitação. 189
Figura 136 - Indentação e ZAF respectiva no disco E após 8.7 milhões de ciclos de solicitação. 189
Figura 137 – Régua sobreposta a imagem de uma indentação artificial numa superfície de ADI. 190
Figura 138 - Evolução do diâmetro das ZAF com o número de ciclos (junto a cada curva são indicados a letra de referência do teste, o ADI e a pressão nominal de contacto, em GPa). 192
Figura 139 - Evolução do diâmetro das ZAF com o número de ciclos em testes realizados à pressão de contacto de 1.8 GPa (em cima) e de 2.2 GPa (em baixo). 193

Figura 140 - Evolução da Área Específica das ZAF (A_s) com o número de ciclos. 195
Figura 141 – Representação simultânea de um polinómio de 3° grau e de uma curva exponencial. 196
Figura 142 – Representação do crescimento das ZAF com o número de ciclos quando $\Delta k = A_s$. 198
Figura 143 – Imagens a toda a largura da pista de contacto dos discos (7 mm) no final dos testes. 200
Figura 144 – Macro-fissuras na superfície do disco B após 10.000 ciclos em rolamento puro. 202
Figura 145 – Aspecto do centro da pista de contacto do disco F após 500.000 ciclos. 203
Figura 146 - Superfície do disco Q (ADI260D) após 2.470.000 ciclos. 204
Figura 147 - Correlações entre a abcissa do ponto de inflexão e o número de ciclos até à generalização do "pitting" (ou até a avaria das superfícies por "spalling"). 207
Figura 148 - Correlações entre a abcissa do ponto de inflexão e o número de ciclos até ao final dos ensaios (e com alguns parâmetros dos ensaios e dos materiais). 208
Figura 149 - Correlações entre o número de ciclos para As = 5 e o número de ciclos até ao final dos ensaios (e com alguns parâmetros dos ensaios e dos materiais). 209
Figura 150 – Aspecto da geração de uma evolvente de círculo. 215
Figura 151 - Cinemática básica do engrenamento. 217
Figura 152 - Sucessivas posições da área de contacto entre os dentes de uma engrenagem ao longo de um flanco activo de um dente recto. 217
Figura 153 – Pontos característicos sobre a linha de engrenamento. 218
Figura 154 – Pontos característicos sobre a linha de engrenamento. 218
Figura 155 – Dentes do pinhão e da roda de engrenagens FZG-A (em cima) FZG-C (em baixo) [7]. 221
Figura 156 - Distribuição da força normal no estágio 12 FZG para engrenagens do tipo A (à esquerda) e do tipo C (à direita). 223
Figura 157 - Variação, ao longo da linha de engrenamento, do raio de curvatura equivalente dos dentes de engrenagens do tipo A (à esquerda) e do tipo C (à direita). 223
Figura 158 - Variação da pressão de Hertz no centro do contacto (p_0) ao longo do engrenamento no estágio 12 FZG para engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita). 224
Figura 159 - Variação da área de contacto no estágio 12 FZG para engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita). 225
Figura 160 - Variação da taxa de escorregamento (SR) ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A (à esquerda) e do tipo C (à direita). 225
Figura 161 - Variação do coeficiente de atrito (μ) ao longo da linha de engrenamento de engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita). 226
Figura 162 - Variação da espessura de filme lubrificante ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita). 227
Figura 163 - Variação da espessura corrigida do filme lubrificante no centro do contacto (h_{0c}) ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e C (à direita). 227
Figura 164 - Variação da espessura específica de filme lubrificante no centro do contacto (Λ) ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita). 228
Figura 165 - Variação da temperatura flash ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita). 228
Figura 166 - Esquema da máquina FZG. 230
Figura 167 - Temperatura do lubrificante no final de cada estágio durante os ensaios de gripagem. 235
Figura 168 - Superfície gripada num dente da engrenagem tratada a 280°C (ampl. = 1000x). 236
Figura 169 - Detalhe da superfície de um dente da engrenagem tratada a 360°C (ampl. = 800x). 237
Figura 170 - Concentração de partículas de desgaste no lubrificante durante os ensios de gripagem. 237
Figura 171 - Sequencia de rodagem das engrenagens. 241

Figura 172 - Superfície de fractura e flanco activo do dente arrancado ao pinhão 260/A. 246
Figura 173 - Superfície de fractura de um dente no pinhão do ADI260/A. 247
Figura 174 – Superfície de fractura do dente perdido pelo pinhão 260/A. 248
Figura 175 – Superfície de trabalho de um dente do pinhão 260D/A no final do ensaio. 248
Figura 176 – Superfície de trabalho de um dente da roda 260D/A no final do ensaio. 249
Figura 177 – Aspecto da superfície de fractura do dente nº17 da roda 260/B. 249
Figura 178 – Extremidade traccionada da superfície de fractura do dente nº17 da roda 260/B. 250
Figura 179 – Crateras em toda a largura do dente nº 14 do pinhão 300D/A. 250
Figura 180 – Crateras em toda a largura do dente nº 3 do pinhão 300D/A. 251
Figura 181 – Crateras no dente nº 4 do pinhão 340/A . 251
Figura 182 – Crateras e fissuras no dente nº 7 do pinhão 340/A. 251
Figura 183 – Cratera e fissura no dente nº 9 do pinhão 340D/A. 252
Figura 184 – Pequenas crateras num dente do pinhão 300/A. 252
Figura 185 – Pequenas crateras num dente da roda 300/A. 253
Figura 186 – Pequena cratera no dente nº11 do pinhão 340D/B. 253
Figura 187 – Alinhamento de pequenas crateras no primitivo do dente 16 do pinhão 340D/B. 253
Figura 188 – Primitivo do dente nº24 da roda 340D/B (aprox. 7 mm). 254
Figura 189 – Pequena cratera no dente nº16 do pinhão 340/B. 254
Figura 190 – Alinhamento de pequenas crateras no primitivo do dente nº15 da roda 300/B. 254
Figura 191 – "Ptting" junto à altura do primitivo de um dente do pinhão 300D/B. 255
Figura 192 – Micro-crateras na superfície de um dente do pinhão 300D/B. 255
Figura 193 – Topo de um dente do pinhão 260D/B (do lado esquerdo da imagem). 256
Figura 194 – "Pitting" a meia altura entre o topo e o primitivo de um dente do pinhão 260D/B 256
Figura 195 – Topo de um dente da roda 260D/B (do lado esquerdo da imagem) 257
Figura 196 – "Pitting" ligeiramente acima do primitivo da roda 260D/B. 257
Figura 197 - Resultados dos testes de fadiga de contacto realizados com engrenagens FZG-C em ADI. 259
Figura 198 - Número de dentes com "spalling" e dimensão máxima de crateras de fadiga. 259
Figura 199 - Relação entre o número de ciclos em cada ensaio e a resistência à tracção (em cima), a dureza (ao centro) e o alongamento à ruptura dos ADIs (em baixo). 260
Figura 200 - Resultados dos testes FZG-C em que não ocorreram fracturas em função de alguns parâmetros auxiliares que contabilizam propriedades mecânicas dos ADIs. 261
Figura 201 – Rugosidade média (R_a) nos pinhões e nas rodas de ADI em diferentes fases dos ensaios. 263
Figura 202 - Rugosidade média (R_a) após fabrico e depois da rodagem do lado A de algumas engrenagens. 263
Figura 203 – Quociente entre a atenuação da rugosidade média (R_a) e o número de ciclos cumprido durante os ensaios do lado A de algumas engrenagens (p0=1.8 GPa). 264
Figura 204 - Relação entre o número de partículas metálicas encontradas no lubrificante (CPUC) e o número de ciclos cumprido pelas engrenagens nos ensaios a 1.44 GPa. 266
Figura 205 - Indentaçõs artificiais em discos de ADI austemperados a 280ºC. Em cima, antes do ensaio e, em baixo, após 1.000.000 ciclos (p0 = 2 GPa) (fotografias com ampliação de, respectivamente, 150 e 100x). 275
Figura 206 - Fissuras superficiais em discos de ADI austemperados a 280ºC. Em cima, após 100.000 ciclos, em baixo, após 10.000 ciclos (p0 = 2 GPa) (fotografias com ampliação de 200x). 276
Figura 207 - Microestrutura do ADI ligado ao Cu-Mn. Em cima, ausferrite inferior (ADI austemperado a 280ºC) e, em baixo, ausferrite superior (ADI austemperado a 360ºC) (ampliação 1000x). 281

Figura 208 - Em cima, "micro-spalling" num disco de ADI 260D (2.2 GPa, 424.000 ciclos); em baixo, aresta de uma cratera de fadiga num dente de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 340°C (1.8 GPa, 120.000 ciclos) (ampliação 100x). 282
Figura 209 - "Pitting" em dentes de engrenagens FZG-C de ADI ensaiadas a 1.4 GPa. Em cima, ADI260D (2.442.000 ciclos); em baixo, ADI260 (300.000 ciclos) (ampliação 200x). 287
Figura 210 - Fissuras sub-superficiais em discos de ADI submetidos a uma pressão de contacto de 2 GPa. À esquerda, após 100.000 ciclos (ampliação = 150x); à direita, após 1.500.000 ciclos (ampliação = 40x). 288
Figura 211 - Resultados dos ensaios com discos e com engrenagens FZG-C em termos de p_0^2/σ_r. 290
Figura 212 - Resultados, em termos do número de ciclos, dos ensaios disco-disco e FZG-C. Neste diagrama, a quantidade 2.44 foi adicionada ao valor de p_0^2/σ em todos os resultados obtidos com engrenagens. 290
Figura A1 - Matriz de dois ferros fundidos vistas com uma ampliação de 100 vezes. Em cima, um ferro fundido nodular, em que a grafite se dispõe sob a forma de esferas. Em baixo, um ferro fundido cinzento, em que a grafite assume uma forma lamelar [93]. 315
Figura A2 - Diagrama de fases Fe-Fe3C [94]. 316
Figura A3 - Diagrama de equilíbrio Fe-C-Si de um ferro fundido com 2.5% de Silício [95]. 317
Figura A4 - Diagrama que apresenta o domínio característico dos principais ferros fundidos em termos dos teores de Carbono e de Silício presentes na liga [96]. 317
Figura A5 – Aspecto de microestruturas comuns de ferros fundidos. Em cada caso são indicados os constituíntes principais e valores típicos de tensão de ruptura, em MPa [14]. 323
Figura A6 – Relação entre a resistência à fadiga em flexão rotativa, a dureza e o tamanho médio dos nódulos de grafite de um ferro nodular [14]. 324
Figura A7 - Tratamentos térmicos usualmente realizados sobre ferros fundidos nodulares [96]. 325
Figura A8 – Diagrama CCT onde se mostram trajectos de têmpera e austêmpera [99]. 326
Figura A9 - À esquerda, influência da adição de Ni e Mo sobre a temperabilidade de um ferro nodular [98]; à direita, teores máximos de adição de Mo, Ni e Cu em função do diâmetro de um componente, de forma a que este possa ser austemperado a 350°C sem ocorrer a formação de perlite [14]. 327
Figura A10 – Influência do Molibdénio do Níquel e do Cobre sobre o diâmetro máximo de uma amostra para que possa ser austemperada sem a formação de perlite (3.5%C, 2.0%Si, 0.25%Mn) [13]. 328
Figura A11 - Influência do teor de Silício sobre o diagrama de equilíbrio Fe-C-Si [65]. 330
Figura A12 - Influência do teor de Silício sobre as propriedades mecânicas dos ferros nodulares [14]. 331
Figura A13 - Influência da adição de 1% de Manganés sobre o diagrama de equilíbrio Fe-C-Si [65]. 332
Figura A14 - Influência do teor de Mn sobre o alongamento à ruptura de ferros nodulares austemperados a diferentes temperaturas [98]. 333
Figura A15 – Influência do teor de Mn sobre a resistência ao choque de alguns ADIs [14]. 333
Figura A16 – Influência da adição de diferentes teores de Mo sobre a austemperabilidade de um ferro nodular ligado com 3.3%C, 2.6%Si e 0.3%Mn [91]. 334
Figura A17 - Influência da liga Ni - Mo sobre a extensão após ruptura (A%) de ferros nodulares austemperados com diferentes tempos e temperaturas [98]. 335
Figura A18 – Valores típicos da relação entre resistência à tracção, dureza e alongamento à ruptura dos ferros nodulares (à esquerda) e comparação do comportamento à tracção entre diferentes materiais (à direita) [14]. 336
Figura A19 - Valores típicos da resistência à tracção e do alongamento à ruptura do ferro nodular a solicitado a diferentes temperaturas [14]. 337
Figura A20 - Influência da percentagem de grafite nodular e da quantidade de carbonetos presentes na matriz dos ferros nodulares sobre a sua tensão de ruptura [14]. 338
Figura A21 - Curvas SN para provetes de ferro nodular ferrítico, com e sem entalhe, submetidos a flexão rotativa [96]. 338
Figura A22 - Influência da nodularidade sobre a sensibilidade ao entalhe do ferro nodular [96]. 339
Figura A23 - Influência do tempo de imersão em cianetos sobre a capacidade de resistência à fadiga de flexão de um ferro nodular [14]. 340

Figura A24 - Resistência ao choque de ferros nodulares submetidos a diferentes tratamentos térmicos quando solicitados a diferentes temperaturas [14]. 341
Figura A25 – Influência do teor de Silício sobre a resistência ao choque de um ferro nodular [14]. 342
Figura A26 – Resistência ao choque ferros nodulares com diferentes densidades de nódulos [14]. 343
Figura A27 – Relação entre dureza e desgaste para um ferro nodular [14]. 344
Figura A28 – Influência do teor de Silício sobre a quantidade de óxidos formados por um ferro nodular quando aquecido em ar a 650ºC [14]. 345
Figura A29 - Amortecimento de vibrações em diferentes materiais [96]. 346
Figura A30 – Capacidade de amortecimento de vibrações em função da percentagem de grafite esferoidal e do teor de carbonetos presentes na matriz metálica [14]. 347
Figura A31 – Capacidade de amortecimento de vibrações de diferentes materiais [14]. 347
Figura A32 – Amortecimento de vibrações relativamente à constituição da matriz [14]. 348
Figura A33 – Influência do"shot-peening" sobre a resistência à fadiga de ferros nodulares perlíticos [14]. 349
Figura A34 – Influência do "surface rolling" sobre a resistência à fadiga de flexão rotativa em provetes com entalhe fabricados em ferro nodular [14]. 350
Figura B1 - Diagrama representando o ciclo térmico de um tratamento de austêmpera convencional. 356
Figura B2 - Influência da temperatura de austenitização sobre a dureza de um ferro nodular [96]. 357
Figura B3 – Influência da temperatura de austenitização sobre o aumento do tamanho de grão de um ferro nodular austenitizado durante 1 hora [99]. 357
Figura B4 - Influência do tempo de transformação isotérmica sobre a constituição da matriz, a temperatura Ms e a dureza do ADI [14]. 359
Figura B5 - Janela do processo de austêmpera no domínio da ausferrite superior (em cima) e no domínio da ausferrite inferior (em baixo) [65]. 360
Figura B6 – Influência da temperatura de transformação isotérmica sobre a tensão de cedência e sobre a extensão após ruptura do ADI [14]. 362
Figura B7 – À esquerda, ausferrite inferior de um ADI austemperado a 280ºC e, à direita, ausferrite superior de um ADI transormado isotermicamente a 360ºC (ampliação 2000x) [99]. 362
Figura B8 – Influência da temperatura de austêmpera sobre as propriedades mecânicas do ADI segundo fabricantes em todo o mundo [109]. 363
Figura B9 - Influência da temperatura de transformação isotérmica e do teor de Silício sobre propriedades mecânicas de alguns ADIs [13]. 364
Figura B10 – Influência da temperatura de transformação isotérmica sobre a resistência ao impacto e à flexão estática de dentes de engrenagens produzidas em ADI [13]. 365
Figura B11 – Influência da temperatura e do tempo de transformação isotérmica em ensaios Charpy de provetes sem entalhe de um ADI ligado com 1.5%Ni e 0.3%Mo [13]. 365
Figura B12 – Influência da temperatura da austêmpera sobre a resistência à fadiga por flexão de provetes não entalhados, segundo R. A. Harding [13]. 366
Figura B13 – Diagrama típico de uma austêmpera em dois estágios. 366
Figura B14 - Diagrama típico de uma austêmpera com arrefecimento sub-martensítico. 369
Figura C1 - Distribuição elipsoidal de pressão num contacto elíptico [122]. 377
Figura C2 - Área de contacto entre um cilidro e um plano [122]. 378
Figura C3 – Efeito da rugosidade sobre a distribuição de pressão no interior do contacto [122]. 379
Figura C4 - Desgaste típico ao longo da vida útil de um componente. 380
Figura C5 - Efeito da rugosidade sobre a pressão local no interior de um contacto elástico [125]. 383
Figura C6 - Distribuição sub-superficial da tensão de corte principal num contacto rugoso [126]. 383
Figura C7 - Contacto entre dois sólidos com curvaturas segundo duas direcções principais do espaço (a e b são os comprimentos dos semi-eixos da elipse de contacto). 384
Figura C8 - Contacto entre dois sólidos com curvaturas apenas na direcção do rolamento (xx). O comprimento dos cilindros (l) e a largura do contacto (2a) definem a área de contacto. 385
Figura C9 – Deformação elástica no contacto entre dois sólidos. 386
Figura C10 – Distribuição, ao longo de um semi-eixo da área de contacto, das tensões superficiais no contacto entre dois cilindros (à esquerda) e entre duas esferas (à direita) [128]. 390
Figura C11 – Distribuição de tensões no interior de sólidos num contacto linear (à esquerda) e num contacto circular (à direita) [128]. 390

Figura C12 – Distribuição da tensão de corte máxima no interior de um sólido num contacto linear hertziano [122]. 393
Figura C13 – Ábacos para a determinação dos coeficientes CZ0 e Ct0 [122]. 394
Figura C14 – Ábacos para a determinação de coeficientes adimensionais [122]. 395
Figura C15 - Distribuição da pressão e da velocidade do fluido lubrificante no interior de um contacto linear elastohidrodinâmico [122]. 397

LISTA DE TABELAS:

Tabela 1 –Propriedades mecânicas típicas de um aço forjado, de um ferro nodular e de um ADI [14]. 21
Tabela 2 - Classificação de ADIs segundo a norma ASTM A897-90 [41]. 46
Tabela 3 - Composição química de diferentes sangrias do ferro nodular [5, 42]. 53
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do ferro nodular após recozimento [3]. 54
Tabela 5 – Propriedades mecânicas consideradas para os ADIs ensaiados. 62
Tabela 6 - Rugosidade transversal da superfície dos discos de ADI280. 133
Tabela 7 - Solicitações durante os ensaios de discos do ADI280. 134
Tabela 8 - Resultados dos ensaios preliminares com discos de ADI280. 156
Tabela 9 - Rugosidade superficial dos discos de ADIs simples e duplos. 160
Tabela 10 - Solicitações durante os ensaios de discos de ADIs simples e duplos. 162
Tabela 11 - Principais formas de avaria observadas nos ensaios de ADIs simples e duplos. 173
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de discos em que ocorreram avarias de fadiga de contacto. 173
Tabela 13 - Polinómios de 3º grau que aproximam a evolução da Área Específica. 196
Tabela 14 - Constantes e correlações calculadas a partir das expressões (6) e (7). 197
Tabela 15 – Características geométricas das engrenagens FZG-A e FZG-C. 220
Tabela 16 – Binários e pressões de contacto em 12 estágios de diferentes testes FZG. 233
Tabela 17 - ADIs usados nos ensaios de fadiga de contacto com engrenagens. 239
Tabela 18 - Rugosidade longitudinal de alguns dentes das engrenagens. 240
Tabela 19 – Condições de funcionamento do contacto nos ensaios das engrenagens de ADI. 242
Tabela 20 - Resultados dos ensaios FZG-C com engrenagens de ADI. 258
Tabela A1 – Teores típicos de adição de elementos de liga [17]. 329
Tabela A2 – Graus normalizados do ferro nodular segundo a ASTM e a ISO [17]. 336
Tabela A3 - Propriedades físicas de ferros nodulares e de outros materiais [17]. 350
Tabela C1 - Rugosidade de dentes de engrenagens em função do processo de fabrico [101]. 382

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Sumário:

Neste capítulo situa-se o tema em análise e estabelecem-se os objectivos a atingir.
São apresentados os diferentes temas abordados e a estrutura desta dissertação.
Finalmente, enquadra-se o trabalho realizado nas actividades da unidade de investigação.

1 TRIBOLOGIA DAS ENGRENAGENS DE FERRO NODULAR AUSTEMPERADO

As engrenagens de ferro nodular austemperado (em inglês ADI - "Austempered Ductile Iron") são órgãos de máquinas de grande aplicação em variados tipos de componentes, com particular ênfase no campo das transmissões mecânicas usadas quer na indústria automóvel quer na indústria aeronáutica (caixas de velocidades, caixas de transferência, diferenciais, transmissões de helicópteros, etc.). Nas suas inúmeras aplicações, as engrenagens representam uma parte significativa da produção de riqueza Europeia, abrangendo milhares de assalariados de pequenas, médias e grandes empresas.

Durante as últimas décadas tem-se assistido ao aparecimento e ao desenvolvimento de muitas tecnologias, quer ao nível dos tratamentos superficiais dos dentes das engrenagens (térmicos, de endurecimento, de revestimento, de implantação iónica, etc.) quer ao nível dos materiais e dos lubrificantes, que introduzem novas variáveis necessariamente não consideradas em análises clássicas sobre o comportamento das engrenagens.

O diferencial entre a evolução dos processos tecnológicos e o aperfeiçoamento dos modelos teóricos que avaliam a "performance" das engrenagens actuais impõe, cada vez mais, uma actualização efectiva das teorias que caracterizam o comportamento tribológico do contacto entre dentes de engrenagens.

Pretende-se com este trabalho contribuir para um melhor conhecimento das potencialidades do ferro nodular austemperado como material adequado para engrenagens.

Dada a vastidão do tema, esta dissertação aborda em especial o comportamento tribológico dos flancos activos dos dentes de engrenagens, o que inclui o estudo de vários tópicos:

1) As propriedades do ferro fundido nodular;
2) Os tratamentos térmicos de austêmpera que dão origem ao ADI e as propriedades dos materiais resultantes;
3) O comportamento tribológico das superfícies de ADI e os seus mecanismos de avaria;
4) As condições de contacto a que estão submetidas as superfícies dos flancos activos dos dentes de engrenagens e os tipos de avaria que sofrem;
5) A correlação entre as propriedades mecânicas e metalúrgicas do ADI e o comportamento tribológico das superfícies dos discos e engrenagens ensaiadas.

2 OBJECTIVOS

O primeiro objectivo deste trabalho incide sobre o estudo dos materiais, tendo em vista relacionar as características do ferro nodular e os tratamentos térmicos sobre ele efectuados com as propriedades mecânicas dos materiais resultantes (os "ADIs"). Os ADIs ensaiados neste trabalho foram obtidos por austêmpera a diferentes temperaturas de um ferro nodular ligado com 1% de Cobre e 0.5% de Manganês. A composição química do ferro nodular e os tratamentos térmicos de austêmpera foram desenvolvidos por H. Santos *et al.* [1, 2, 3, 4, 5, 6], do Departamento de Metalurgia e Materiais da FEUP.

Como segundo objectivo, procura-se compreender o comportamento tribológico das superfícies de ADI quando submetidas a solicitações de contacto do tipo Hertziano, para o que serão realizados diversos ensaios com discos numa máquina disco-disco.

Pretende-se desenvolver uma técnica para acelerar os fenómenos de degradação superficial e sub-superficial dos discos em contacto, no intuito de poder comparar de forma expedita o comportamento tribológico dos vários materiais ensaiados, nomeadamente em termos de fadiga de contacto e de desgaste. Para tal, as superfícies dos discos de ferro nodular austemperado serão artificialmente indentadas.

Procura-se determinar a influência das diferentes condições de funcionamento durante os ensaios (contemplando, necessariamente os materiais, a lubrificação e, de uma forma geral, as superfícies), pelo que serão efectuadas correlações entre os resultados experimentais e numéricos, incluindo, entre outros, os resultados da caracterização da evolução das zonas indentadas artificialmente.

O último objectivo deste trabalho é contribuir para a melhoria do conhecimento dos mecanismos de avaria das superfícies e das sub-superfícies dos dentes de engrenagens fabricadas em ferro nodular austemperado, nomeadamente do seu comportamento à fadiga de contacto. Para isso, serão fabricadas diversas engrenagens em ferro nodular que, depois de austemperadas de forma a dar origem a diferentes ADIs, serão ensaiadas numa máquina FZG.

As correlações entre os estudos efectuados e os resultados conseguidos exerimentalmente nos diversos ensaios permitirão cumprir os objectivos propostos e estabelecer as conclusões deste trabalho.

3 ESTRUTURA DO TRABALHO

3.1 Sequência do trabalho realizado

Uma vez definidos os objectivos do trabalho, foram realizadas pesquisas bibliográficas, intercaladas com períodos de tratamento da informação recolhida, que permitiram relacionar as propriedades do ferro nodular austemperado (abrangendo o seu conceito de família de materiais) com a tribologia dos dentes de engrenagens.

Simularam-se as condições de contacto e planearam-se os primeiros ensaios. Estes foram realizados numa máquina bi-disco com discos indentados artificialmente e transformados isotermicamente a 280°C. Estudou-se a eficácia das indentações artificiais e o comportamento tribológico das superfícies quando submetidas a diferentes solicitações de contacto. Os resultados destes ensaios permitiram planear uma segunda etapa de ensaios com discos, desta vez transformados isotermicamente a diferentes temperaturas, em que foi possível distinguir o comportamento tribológico destes ADIs produzidos a partir do mesmo ferro nodular, nomeadamente perante solicitações de fadiga de contacto.

Numa terceira fase foram realizados ensaios com engrenagens do tipo FZG-C, fabricadas no mesmo ferro nodular ligado com Cobre e Manganês, austemperadas a diferentes temperaturas. Os resultados destes ensaios permitiram caracterizar o comportamento dos diferentes ADIs tendo em vista a produção de engrenagens.

Depois da análise e interpretação dos resultados, e uma vez estabelecidas as conclusões possíveis, o trabalho concluiu-se com a elaboração deste texto.

Nos parágrafos seguintes referem-se alguns detalhes das principais fases concretizadas.

3.1.1 Síntese bibliográfica

Foram efectuadas pesquisas bibliográficas sobre ferros fundidos, ferros fundidos nodulares e ferros fundidos nodulares austemperados (ADIs), na tentativa de sintetizar um conjunto generalista mas actualizado de informação relativa a estes produtos, tendo sempre em vista a possibilidade da sua aplicação em engrenagens.

Foram estudadas as avarias que afectam mais frequentemente as superfícies dos dentes de engrenagens. Pesquisaram-se técnicas para o estudo da fadiga de contacto, tendo sido aprofundado o estudo da utilização de indentações artificiais.

Estudaram-se os parâmetros de contacto e os mecanismos de fadiga de contacto característicos das engrenagens, as quais foram devidamente descritas para todos os testes, tendo por base algoritmos da mecânica do contacto, com recurso às teorias de Hertz, e da lubrificação elastohidrodinâmica.

Foi desenvolvido um programa informático [7] que permitiu a simulação das diferentes condições que ocorrem no contacto lubrificado entre sólidos, nomeadamente entre os dentes de engrenagens com diferentes geometrias, permitindo obter de forma expedita mas rigorosa vários parâmetros tribológicos relevantes para a caracterização dos contactos.

3.1.2 Ensaios com discos

Durante a primeira fase do trabalho experimental foram ensaiados na máquina disco-disco vários pares de discos fabricados em ferro fundido nodular, tratados termicamente a diferentes temperaturas e usando diferentes ciclos térmicos. Estes ADIs, materiais obtidos a partir da austêmpera de um ferro nodular ligado ao Cu-Mn, apresentam diferentes características mecânicas e metalúrgicas.

Nas superfícies destes discos foram introduzidas indentações artificiais que foram caracterizadas geometricamente e cuja evolução foi acompanhada ao longo dos ensaios disco-disco, permitindo estabelecer relações entre a evolução das zonas indentadas e da restante superfície, no sentido de usar essa informação proveniente do uso de indentações artificiais como elemento de previsão da evolução dos ensaios.

Estes testes permitiram estudar o comportamento tribológico dos diferentes ADIs, identificar e caracterizar as avarias de superfície ocorridas e o modo de propagação das fissuras originadas por fadiga de contacto, e relacionar esses resultados com as solicitações impostas às superfícies (nomeadamente, com a pressão de contacto, a taxa de escorregamento e a velocidade de rolamento, entre outros parâmetros), o que permitiu planear de forma mais adequada os ensaios posteriormente realizados com engrenagens.

3.1.3 Ensaios com engrenagens

Foram ensaiadas numa máquina FZG diversas engrenagens fabricadas em ferro fundido nodular e austemperadas através de diferentes ciclos térmicos.

Estudou-se o comportamento tribológico das superfícies e sub-superfícies dos dentes das engrenagens, de modo a avaliar a sua resistência à fadiga de contacto e prever o seu comportamento quando empregues no fabrico de engrenagens.

As superfícies dos dentes das engrenagens de ADI foram submetidas a condições de funcionamento muito severas, no sentido de diferenciar o comportamento dos diferentes ADIs quando as superfícies contactam em regimes de lubrificação limite.

Identificaram-se diferentes processos de deterioração das superfícies, relacionados com o desgaste superficial e com a fadiga de contacto que ocorre nos flancos activos dos dentes das engrenagens, e associaram-se os níveis de pressão de contacto com os diferentes modos de avaria das engrenagens.

3.1.4 Acompanhamento dos ensaios

Todos os ensaios foram permanentemente monitorizados, tendo sido registados periodicamente diversos parâmetros experimentais, e as superfícies activas foram frequentemente inspeccionadas através de um sistema de vídeo-microscópio, que possibilitou a recolha de muitas imagens das superfícies.

Os componentes ensaiados foram diversas vezes desmontados das máquinas respectivas em fases intermédias dos testes para que se pudessem obter informações mais detalhadas, como as resultantes de medições da rugosidade superficial ou da recolha de imagens através de microscópios ópticos.

Foram periodicamente recolhidas amostras dos lubrificantes de forma a poder quantificar o desgaste das superfícies através de técnicas de ferrometria e de ferrografia.

Após os ensaios respectivos, vários componentes foram cortados e, a partir deles, foram preparadas amostras metalográficas destinadas a serem observadas por microscopia óptica e électrónica de varrimento (SEM). Estas técnicas permitiram a observação detalhada das superfícies e sub-superfícies e a caracterização das fissuras de fadiga de contacto e de outros pormenores no interior dos materiais.

Foram identificados diferentes modos de avaria, associados a diferentes condições de contacto, e estes foram relacionados com as propriedades dos materiais. Recolheu-se informação sobre a evolução das superfícies, durante os ensaios e em fases posteriores, com dados da rugosimetria e da análise dos lubrificantes.

Documentaram-se os modos de avaria, os factores de dano das superfícies e os processos de fissuração sub-superficial. Estudou-se a influência da matriz complexa dos ADIs na evolução dos processos de fadiga.

3.1.5 Correlações de resultados

A informação que foi recolhida de diferentes fontes, nomeadamente da bibliografia e dos trabalhos experimentais, foi combinada de forma a poderem ser caracterizadas as relações mais importantes. Destacam-se as relações entre as propriedades mecânicas dos ADIs e os tratamentos térmicos efectuados, as relações entre essas propriedades e os resultados dos ensaios quer de discos quer de engrenagens. Também se estabeleceram relações entre os parâmetros de funcionamento das superfícies e os resultados experimentais, combinando resultados da inspecção das superfícies e sub-superfícies com elementos recolhidos através da técnica das indentações artificiais para caracterizar a evolução das superfícies dos diferentes ADIs quando submetidas a solicitações Hertzianas.

Este estudo permitiu distinguir o comportamento tribológico dos diferentes materiais ensaiados tendo por base parâmetros capazes de relacionar esse comportamento com as suas propriedades intrínsecas e com as diferentes condições de contacto.

3.2 Organização da dissertação

Esta dissertação inclui sete capítulos principais:

1- Introdução

Neste capítulo situa-se o tema em análise e estabelecem-se os objectivos a atingir.
São apresentados os diferentes temas abordados e a estrutura desta dissertação.
Finalmente, enquadra-se o trabalho realizado nas actividades da unidade de investigação.

2 - Ferro nodular austemperado

Tendo por base a bibliografia, apresentam-se as principais propriedades e características dos ferros nodulares austemperados (ADI) e referem-se alguns campos de aplicação.

3 - Ferro nodular ligado com Cobre e Manganês

Caracteriza-se o ferro nodular que foi utilizado no fabrico dos discos e das engrenagens ensaiados durante este trabalho. Referem-se os tratamentos de austêmpera efectuados e as propriedades mecânicas resultantes.

4 - Avarias em engrenagens de ADI

Referem-se as principais causas na origem das avarias mais frequentes de engrenagens fabricadas em ADI.

É feita uma análise dos mecanismos de desgaste, fissuração e fractura dos dentes de engrenagens fabricadas em ADI e identificam-se mecanismos de fadiga que actuam nas superfícies.

Ilustram este capítulo diversas imagens das superfícies dos discos e dos dentes das engrenagens que foram ensaiadas no âmbito deste trabalho. Estes discos e engrenagens foram fabricados a partir do ferro nodular ligado com 1%Cu e 0.5%Mn.

5 - Ensaios com discos de ADI

Apresentam-se os ensaios realizados numa máquina disco-disco utilizando discos de ferro nodular austemperado. Estuda-se uma técnica que recorre à presença de indentações artificiais nas superfícies do ADI para estudar o seu comportamento quando submetidas a solicitações de contacto.

Foram ensaiados vários discos fabricados a partir do mesmo ferro nodular, submetidos a tratamentos térmicos de austêmpera simples e dupla a diferentes temperaturas, dando origem a diferentes ADIs. Nestes ensaios foram impostas diferentes condições de contacto às superfícies dos discos, nomeadamente cargas e velocidades de escorregamento.

É estudada a evolução do dano superficial em torno das indentações artificiais e nas restantes superfícies de contacto, e relaciona-se essa evolução com as condições de contacto e com as propriedades mecânicas dos ADIs ensaiados.

6 - Ensaios com engrenagens de ADI

Estuda-se a geometria dos dentes das engrenagens do tipo FZG-A e FZG-C e analisam-se as condições de contacto ao longo da linha de engrenamento. Referem-se as principais características da máquina FZG para ensaios com engrenagens.

São mencionados ensaios de gripagem anteriormente realizados pelo autor com engrenagens do tipo FZG-A e são apresentados os ensaios realizados com engrenagens FZG-C. Todas as engrenagens foram fabricadas a partir do mesmo ferro nodular. Cada par roda-pinhão foi austemperado com ciclos térmicos diferentes, dando origem a ADIs distintos, com diferentes propriedades mecânicas.

São discutidos os resultados obtidos em termos da resistência à fadiga de contacto e à gripagem das engrenagens ensaiadas. Estes resultados são relacionados com as solicitações impostas às superfícies dos dentes das engrenagens, durante os ensaios, e com as propriedades mecânicas dos diferentes ADIs ensaiados.

7 - Discussão e conclusões

Neste capítulo são discutidos os vários resultados obtidos, são retiradas as correspondentes conclusões e são perspectivadas várias linhas de actuação futuras.

Comparam-se os resultados dos ensaios de discos com os resultados dos ensaios de engrenagens FZG-C, ambos realizados com ADIs produzidos a partir do mesmo ferro nodular.

Apresentam-se, também, as principais conclusões deste trabalho.

Finalmente, são analisadas as perspectivas futuras de trabalho, incluindo as entretanto já iniciadas.

Foram incluídos quatro Anexos à dissertação, os três primeiros tendo como propósito fornecer informação complementar a leitores com formação específica em diferentes áreas, de acordo com o carácter multidisciplinar do tema estudado. Estes anexos abordam a metalurgia

dos ferros fundidos e dos ferros nodulares, os tratamentos térmicos de austêmpera e a análise do contacto entre sólidos de revolução. No quarto Anexo referem-se actividades de I&D realizadas no CETRIB que enquadram o propósito deste trabalho.

Anexo A - Ferro fundido nodular

Apresentam-se as principais propriedades metalúrgicas e mecânicas que caracterizam os ferros fundidos nodulares.
Refere-se a influência de alguns elementos de liga sobre as propriedades do ferro nodular e estuda-se o efeito da sua presença durante os tratamentos térmicos de austempera.

Anexo B - Austêmpera de ferros nodulares

Descreve-se o tratamento de austêmpera dos ferros nodulares, dando especial atenção à influência dos parâmetros do tratamento sobre as propriedades mecânicas do ADI.

Anexo C - Contacto entre sólidos de revolução

Apresentam-se alguns conceitos de base sobre o contacto entre sólidos elásticos de revolução.
Relacionam-se as tensões e as deformações recorrendo à teoria de Hertz, e incluem-se algoritmos para a análise de contactos elastohidrodinâmicos.

Anexo D - Enquadramento do trabalho nas actividades do CETRIB

Enquadra-se o presente trabalho no contexto das actividades de I&D que têm vindo a ser desenvolvidas no CETRIB, Unidade de Tribologia e Manutenção Industrial do DEMEGI - INEGI, na FEUP.

4 COLABORAÇÕES

A realização deste trabalho contou com a colaboração de diferentes personalidades e entidades, dentre as quais se destacam:

- Prof. Doutor Henrique Santos do DEMM - FEUP, que supervisionou a produção dos ADIs e acompanhou diversas etapas da realização deste trabalho;
- Engenheiro António Duarte, que colaborou na realização de alguns dos ensaios com discos no âmbito dos seus trabalhos de Mestrado [8].
- Prof. Doutor Carlos Sá do CEMUP, que realizou várias sessões de microscopia electrónica de varrimento [9, 10, 11, 12];
- CETRIB, Unidade de Tribologia e Manutenção Industrial do DEMEGI - INEGI (FEUP), que facultou as suas instalações e equipamentos, nomeadamente a máquina disco-disco e a máquina FZG, onde foram realizados os ensaios com discos e engrenagens, bem como os trabalhos de rugosimetria e análise de lubrificantes;
- CETECOFF, Unidade de Fundição e Materiais DEMEGI - INEGI (FEUP), onde foram preparadas e inspeccionadas amostras metalográficas, produzidas as indentações artificiais, e realizadas diversas sessões de microscopia óptica;
- CEMAQ, Unidade de Maquinagem do DEMEGI - INEGI (FEUP), onde foram produzidos alguns discos e rectificadas as superfícies respectivas, entre outros trabalhos;
- FERESPE, Fundição de Ferro e Aço, Lda., empresa onde foi produzido o ferro nodular, com a colaboração do Engenheiro Jorge Casais;
- A. Brito, Indústria Portuguesa de Engrenagens Lda., empresa onde foram fabricadas as engrenagens, com a colaboração do Sr. Augusto Brito.

A todos se agradece a disponibilidade e colaboração desinteressada que sempre manifestaram.

5 ENQUADRAMENTO DO TRABALHO NAS ACTIVIDADES DO CETRIB

As engrenagens, assunto de excelência no domínio da Engenharia Mecânica, têm sido objecto de intensa e contínua investigação no seio do CETRIB - Unidade de Tribologia do DEMEGI - INEGI, FEUP, desde há cerca de 15 anos.

São já vários os projectos de I&D, as teses de Mestrado e de Doutoramento e os artigos em revistas científicas e em conferências internacionais produzidos nesta área (ver Anexo D), abordando vários temas relacionados com as engrenagens, nomeadamente com os materiais e os revestimentos superficiais, com as avarias de gripagem e de fadiga de contacto, e com as propriedades dos lubrificantes.

Os materiais tribo-reactivos, como o ADI e os aços revestidos, apresentam um elevado potencial futuro, já que se perspectiva a possibilidade da sua utilização combinada com lubrificantes biodegradáveis e não tóxicos, em que o material tribo-reactivo substitui os aditivos de extrema-pressão (EP) e anti-desgaste (AW) actualmente usados nos lubrificantes para engrenagens.

CAPÍTULO II

FERRO NODULAR AUSTEMPERADO

Sumário:

Tendo por base a bibliografia, apresentam-se neste capítulo as principais propriedades e características dos ferros nodulares austemperados (ADI) e referem-se alguns campos de aplicação.

1 INTRODUÇÃO

Na literatura inglesa o ferro nodular austemperado designa-se por "Austempered Ductile Iron", ou simplesmente por ADI. Esta designação, por estar internacionalmente difundida, foi adoptada neste trabalho.

O ADI é um material que assume cada vez maior importância no campo das aplicações mecânicas por diversos motivos. A possibilidade de se fabricarem peças por moldação, usando o ferro nodular como matéria prima, permite o fabrico de componentes mecânicos com dimensões muito próximas das finais. Como o tratamento de austêmpera não provoca deformações geométricas sensíveis à peça vazada, apenas alguns componentes necessitam de acabamento superficial. Comparativamente com o fabrico de engrenagens convencionais em aço, dispensa-se uma quantidade considerável de operações de maquinagem, sendo esta componente limitada praticamente às operações finais de rectificação do dentado ("shaving"). Este aspecto permite uma economia muito importante nas despesas associadas ao fabrico de engrenagens, para além de evitar a utilização de meios de produção, ferramentas, produtos químicos e outros que são necessários para a produção de engrenagens de aço temperadas ou nitruradas. Por outro lado, as temperaturas dos tratamentos térmicos são mais baixas para a austêmpera de ADI que para os tratamentos convencionais de endurecimento de aços. A poupança de meios energéticos tem, para além de vantagens económicas, vantagens importantes ao nível da preservação ambiental.

Os diferentes passos de produção do ADI envolvem custos inferiores aos da produção de aço de resistência mecânica equivalente porque o material base é mais barato, porque os tratamentos térmicos necessários envolvem custos menores e equipamentos mais simples que aqueles usualmente necessários para a produção de aços ligados de alta resistência, e porque o número de operações de fabrico é substancialmente reduzido. Estima-se que a redução de custos relativamente à produção de um componente equivalente em aço seja, no mínimo, de 20% por unidade de peso (50% relativamente ao alumínio). Em termos absolutos, e em função do tipo de componentes, a redução de custos pode atingir valores até cerca de 90%, segundo afirmam diversos produtores [13].

A Figura 1 mostra a razão entre o custo da produção e a resistência à tracção, em termos de tensão de cedência, para diferentes materiais. Esta comparação é feita tendo por referência o custo da produção de aço forjado, que assume o valor 1.

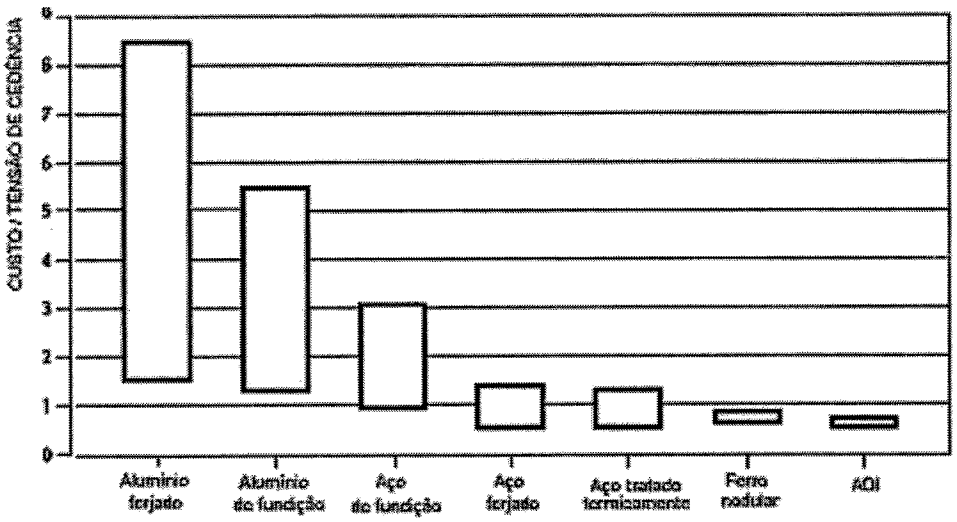


Figura 1 - Relação entre o custo de produção e a tensão de cedência de vários materiais [14].

O ADI possui uma grande capacidade de amortecimento de vibrações e tem menor peso específico que o aço, sendo 10% menos denso. Estas duas propriedades são de grande importância para a maioria das aplicações. As rodas dentadas em ADI, por exemplo, são mais leves e mais silenciosas que as rodas dentadas em aço.

As engrenagens em ADI funcionam bem com óleos pouco aditivados, o que permite dispensar a utilização de elementos químicos potencialmente perigosos para o ambiente (como são a maioria dos constituintes dos aditivos EP e AW ("extrema-pressão e "anti-desgaste"). Para além disso, a possibilidade de utilizar óleos simples representa também uma economia de custos sensível e permite a utilização destas engrenagens com uma maior variedade de produtos disponíveis no mercado.

A grande resistência do ADI ao desgaste superficial e à gripagem [15] permitem assegurar maior fiabilidade dos componentes em caso de falha momentânea de lubrificação, favorecendo a utilização deste material em aplicações críticas ou sujeitas a operar em condições deficientes de lubrificação.

2 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

2.1 Ausferrite

A matriz metálica de um ferro nodular austemperado (ADI) é constituída por ausferrite, uma fase composta por finas agulhas de ferrite que se intersectam no seio de austenite saturada em Carbono (ver Figura 2), e por grafite nodular.

Figura 2 – Microestrutura característica da ausferrite superior (em cima, ADI austemperado a 360°C) e inferior (em baixo, ADI austemperado a 280°C) [16].

A expressão "ferro nodular bainítico" não é exacta para designar o ADI, já que a bainite não é um constituinte comum nestes materiais. A ferrite bainítica é constituída por ferrite acicular e por carbonetos e é, de facto, semelhante à ferrite acicular da ausferrite. No entanto, não se encontram carbonetos finos precipitados na fase ferrítica da maioria dos ADIs, como sucede na bainite. É possível transformar a ausferrite em bainite quando se excedem os tempos adequados durante o tratamento térmico de austêmpera, dando origem à precipitação de carbonetos.

2.2 Grafite nodular

A grafite encontra-se dispersa na matriz metálica em nódulos semelhantes a esferas, já que o Carbono em excesso na matriz dos ferros nodulares se agrupa em nódulos e não forma aglomerados lamelares, como os que são típicos dos ferros fundidos cinzentos, nem carbonetos, como a cementite nos ferros fundidos brancos, fases que contribuem para o abaixamento da resistência mecânica dessas ligas. Assim, a resistência mecânica de um ADI depende quase exclusivamente das propriedades da sua matriz metálica ausferrítica, e é fundamentalmente dependente da qualidade do ferro nodular utilizado e dos parâmetros adoptados para o tratamento de austêmpera. A presença de grafite nodular pode ainda contribuir para melhorar a resistência à fadiga do material, já que as cavidades onde esta fase se aloja actuam muitas vezes como elementos retardadores da propagação de fissuras de fadiga.

2.3 Austenite "estabilizada"

De forma ideal, toda a austenite presente na matriz dos ADIs encontra-se "estabilizada" (saturada em Carbono), não se decompondo em martensite à temperatura ambiente.

Apesar de termodinamicamente estável, a austenite estabilizada pode transformar-se em martensite quando é submetida a esforços mecânicos elevados. Daí resulta o aumento sensível da dureza local e a indução de tensões compressivas nessas zonas, já que a transformação da austenite em martensite ocorre com um aumento de volume de 4%. Este processo pode aumentar a resistência do material à iniciação e propagação de fissuras [17], contribuindo fortemente para a grande resistência do ADI às diferentes formas de fadiga. Como é um

fenómeno que só ocorre quando as solicitações são suficientemente severas, os produtores de ADI provocam esta transformação de forma propositada através de tratamentos mecânicos como o "shot-peening" (expressão que, neste trabalho, surge em diagramas traduzida de forma algo imprecisa por "grenalhagem"), produzindo assim variantes de elevada resistência ao desgaste e à fadiga. Outras vezes opta-se por só maquinar os componentes depois da austêmpera, precisamente para beneficiar deste efeito.

3 PROPRIEDADES E OUTRAS CARACTERÍSTICAS

O ADI ocupa um lugar de destaque entre os materiais utilizados na indústria mecânica, fruto da grande versatilidade que apresenta. Os tratamentos térmicos permitem a produção de ADIs que rivalizam com os aços de alta resistência mecânica, alguns com características específicas optimizadas, como a resistência ao desgaste ou ao choque, outros que apresentam combinações muito bem equilibradas de propriedades.

A Tabela 1 mostra, como exemplo, uma comparação entre valores típicos de propriedades mecânicas de um ADI e de outros materiais.

Tabela 1 –Propriedades mecânicas típicas de um aço forjado, de um ferro nodular e de um ADI [14].

Material	σ_r (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	A (%)	Res. choque (J)	Dureza (BHN)
ADI grau 2 ASTM	1100	830	10	165	286
Aço forjado	790	520	10	175	262
Ferro nodular perlítico	690	480	3	55	262

Diversos resultados têm sido publicados sobre propriedades mecânicas de ADIs, apesar de, na maior parte dos casos, serem valores obtidos a partir de provetes. Para além disso, os valores publicados de resistência mecânica de diferentes ADIs dependem da qualidade e da constituição dos ferros nodulares utilizados, bem como dos parâmetros adoptados nos tratamentos térmicos.

Para estimar a resistência mecânica de engrenagens, o uso destes valores não é sufuciente, sendo fundamentais os resultados obtidos a partir de ensaios realizados também com engrenagens.

O Módulo de Young do ADI situa-se entre 155 e 163 GPa. A Figura 3 mostra valores deste parâmetro para diferentes materiais.

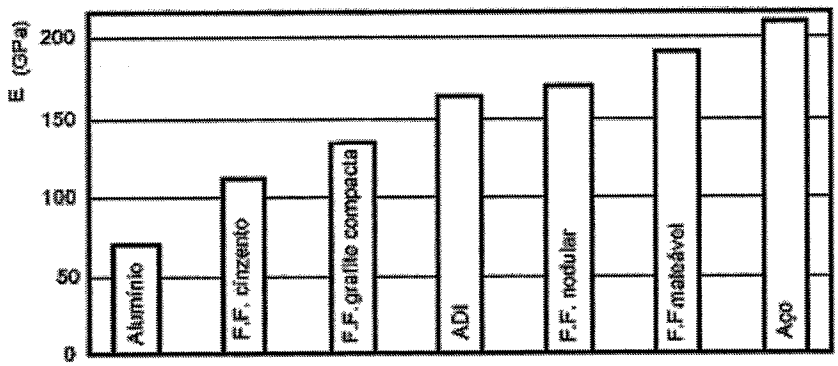


Figura 3 – Comparação do Módulo de Young de diferentes materais [14].

A dureza de um ferro nodular austemperado situa-se entre 40 e 60 HRC. A presença de uma percentagem relativamente elevada de austenite saturada em Carbono na microestrutura deste material pode dar origem à transformação desta austenite em martensite quando sujeita a fortes tensões de contacto. Isto significa que a dureza das superfícies de trabalho dos dentes de engrenagens de ADI tende a aumentar a partir do momento em que estas funcionam transmitindo binários elevados. O aumento de dureza pode ser significativo, sendo possível encontrar casos extremos em que a dureza atingiu valores da ordem dos 900 HV1 [18].

A resistência ao desgaste superficial e à gripagem são outra característica maior desta família de materiais. As taxas de desgaste de engrenagens ADI chegam a ser 50 % mais baixas que as de engrenagens semelhantes fabricadas em aço [13].

Um factor que promove a resistência superficial do ADI ao desgaste é a presença permanente de grafite nas superfícies de trabalho. A grafite provem do próprio material e vai-se libertando para a zona de contacto ao longo do desgaste normal das superfícies. Com o desgaste consecutivo, o aumento do teor de grafite no lubrificante pode ser significativo.

Ensaios realizados com engrenagens de ADI [13] mostram que a carga e o número de ciclos necessários para atingir a gripagem são substancialmente maiores que as necessárias para gripar engrenagens de aço quando lubrificadas com óleos não aditivados (mostrando que a resistência do ADI à gripagem não depende da presença de aditivos anti-desgaste e extrema pressão no lubrificante).

3.1 Resistência mecânica

A resistência mecânica de um ADI pode ser muito alta, ao nível da dos aços ligados e tratados termicamente, apresentando valores da tensão de ruptura acima de 1600 Mpa. Também se produzem ADIs relativamente dúcteis, podendo atingir alongamentos à ruptura até cerca de 12%. Ao aumento da ductilidade do ADI corresponde o abaixamento da sua resistência à tracção.

A Figura 4 compara a tensão de ruptura e a extensão após ruptura (nos diagramas traduzida por "alongamento") correspondentes aos diferentes graus de ADI, segundo a classificação ASTM A897, com as de ferros nodulares com diferentes constituições da matriz.

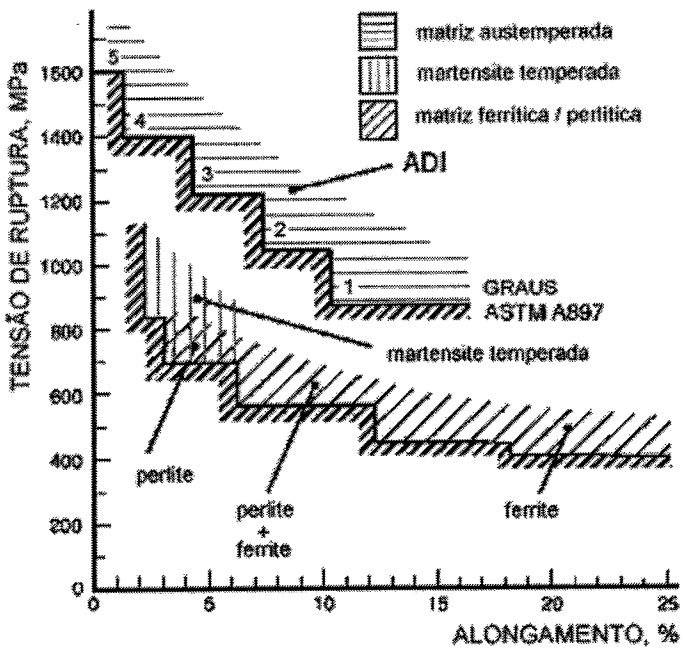


Figura 4 – Comparação de propriedades mecânicas exibidas por ferros nodulares e por ADIs [14].

Como se pode concluir, o ferro nodular é capaz de dar origem a materiais muito diferentes depois de austemperado, pelo que a designação ADI ("Austempered Ductile Iron") é, muitas vezes, empregue para se referir a uma grande família de materiais e não a um produto específico.

Na Figura 5 comparam-se a resistência à tracção e a ductilidade do ADI com as de aços, ferros nodulares e ligas de Alumínio.

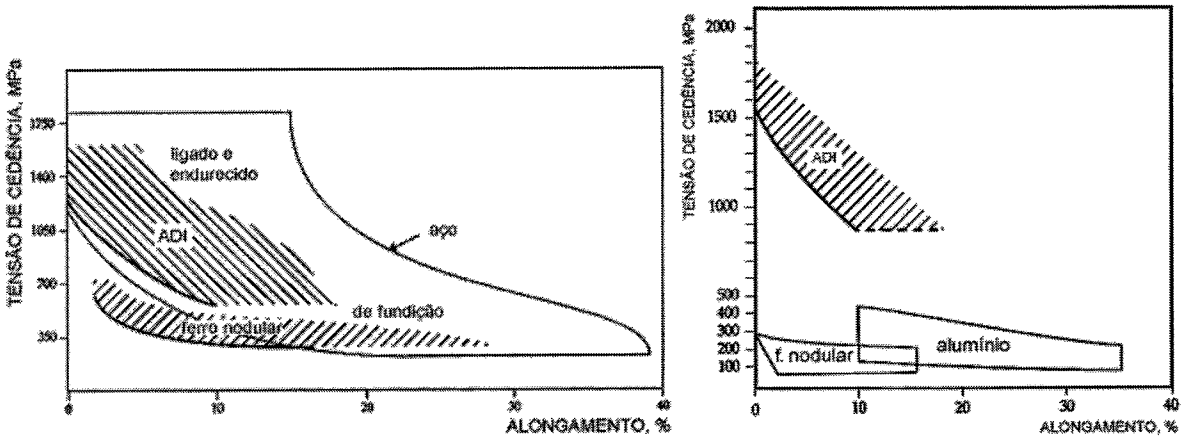


Figura 5 – Comparação de propriedades mecânicas de diferentes materiais [14].

3.2 Resistência ao choque

A Figura 6 mostra valores previstos para ensaios Charpy com provetes de ADI sem entalhe, realizados à temperatura ambiente, segundo a ASTM.

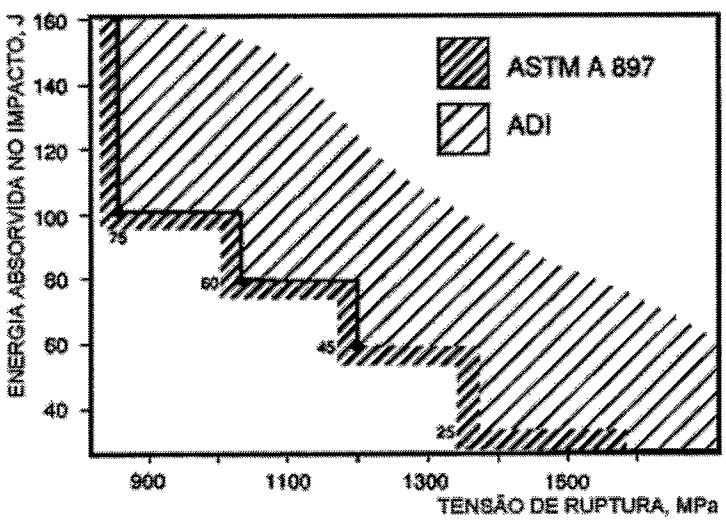


Figura 6 - Valores da resistência ao choque e da tensão de ruptura de diferentes ADIs [14].

Os ADIs mais dúcteis são aqueles que apresentam maior resistência ao choque, chegando a resistir a impactos duas a três vezes maiores que aqueles que suportam, por exemplo, os ferros nodulares perlíticos ou o aço cementado 8620 [14].

A resistência ao choque de um ADI é uma propriedade que pode ser relativamente difícil de quantificar, uma vez que, sobretudo no caso das variantes mais dúcteis, são materiais que não exibem um comportamento linear que permita o uso de testes baseados na Mecânica da Fractura Linear Elástica (LEFM). As melhores aproximações conseguem-se com técnicas de análise da deformação plástica, nomeadamente testes COD e de energia, como o integral J, sendo comum o uso do parâmetro K_{Ic} para o dimensionamento de componentes. A maioria dos resultados publicados têm por base ensaios Charpy realizados com provetes com e sem entalhe de diferentes ADIs.

A Figura 7 relaciona a resistência ao choque com a tensão de cedência e com a constituição da matriz do ferro nodular.

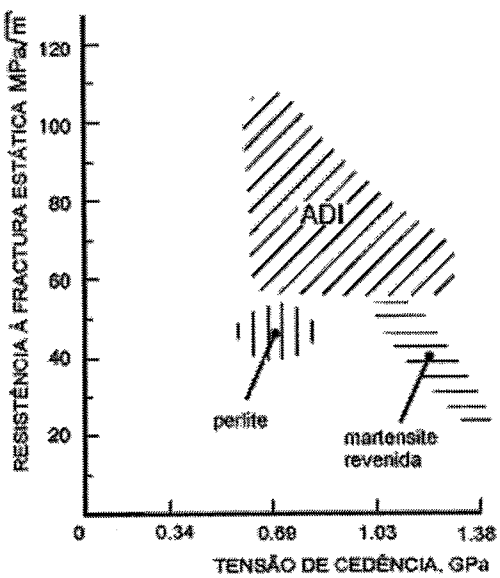


Figura 7 – Valores da resistência ao choque em função da tensão de cedência de ADIs [14].

De uma forma geral, a melhor resistência ao choque obtém-se para temperaturas de transformação isotérmica entre 340 e 370 °C, o que aponta para uma relação intrínseca entre esta propriedade e a quantidade de austenite estabilizada presente na matriz do ADI.

A Figura 8 mostra a influência do tempo e da temperatura nominal de austêmpera sobre a ductilidade e a resistência ao choque de alguns ADIs.

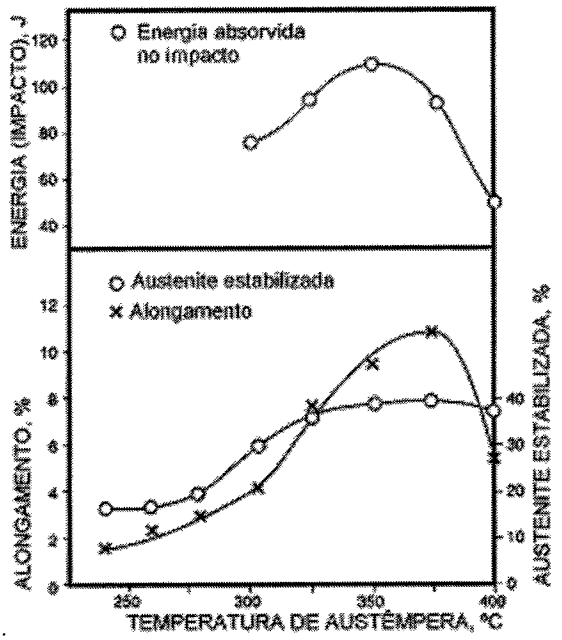


Figura 8 – Influência da temperatura de austêmpera sobre a resistência ao choque e a ductilidade do ADI [14].

3.3 Resistência à fadiga de flexão

Os resultados disponíveis na literatura, quer obtidos através de provetes quer através de ensaios com engrenagens fabricadas em ADI, apontam para valores muito elevados de resistência à fadiga de flexão. A Figura 9 mostra uma curva S-N para a fadiga de flexão rotativa de provetes de um ADI austemperado a 375°C.

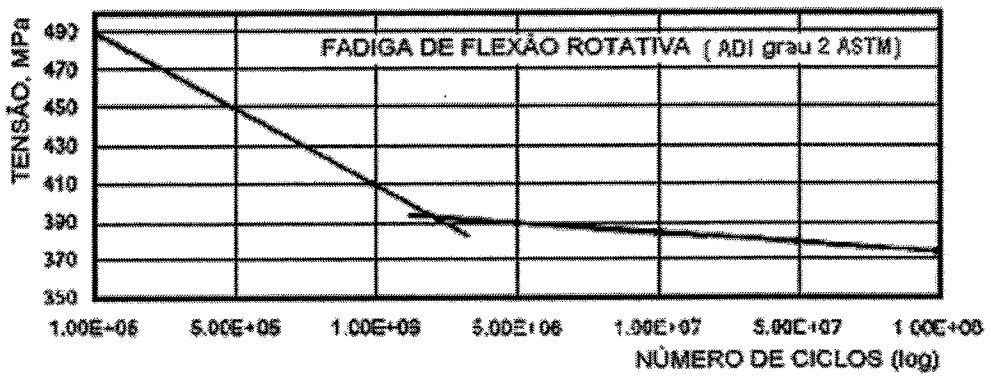


Figura 9 – Curva S-N para a flexão rotativa de um ADI grau 2 ASTM (1050 MPa de tensão de ruptura) a partir de resultados de ensaios de provetes após austêmpera a 357°C [14].

A Figura 10 mostra resultados obtidos com provetes entalhados onde se pode ver a influência da temperatura de austêmpera na capacidade de resistência à fadiga por flexão rotativa de alguns ADIs

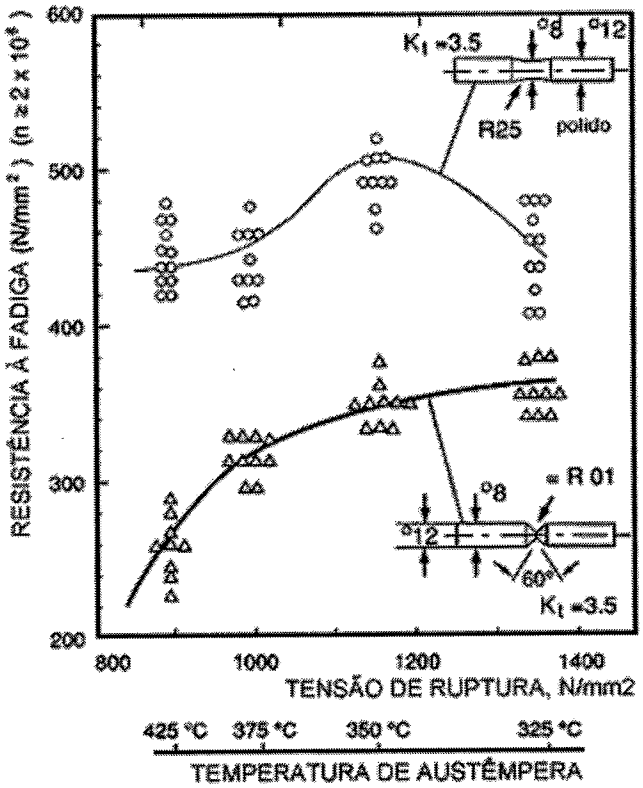


Figura 10 – Relação entre a temperatura de austêmpera, a tensão de ruptura e a resistência à flexão rotativa de provetes entalhados fabricados em ADI [14].

O ADI é um material relativamente pouco sensível à presença de entalhes, apresentando valores entre 1.2 e 1.6 para a razão de resistência entre provetes sem e com entalhe. A título de comparação, este valor é de cerca de 1.6 para os ferros nodulares perlíticos e varia entre 2.2 e 2.4 para os aços com resistência mecânica idêntica à do ADI. A sensibilidade ao entalhe apresentada pelo ADI mostra uma tendência para diminuir com o aumento da sua resistência à tracção, ou seja, os ADIs de elevada resistência mecânica tendem a ser menos sensíveis à presença de entalhes.

A Figura 11 mostra resultados de testes de fadiga de flexão realizados com engrenagens. São dados compilados por R. A. Harding [13] e também publicados, com alguns acrescentos, pela Ductile Iron Society [14]. Estes resultados mostram que, no conjunto dos ADIs ensaiados,

foram as engrenagens austemperadas a 380°C que revelaram melhor resistência à fadiga de flexão dos dentes. Estes, quando tratados com "shot-peening", apresentam resistência semelhante à dos aços cementados ou nitrurados (aços de liga de alta resistência mecânica).

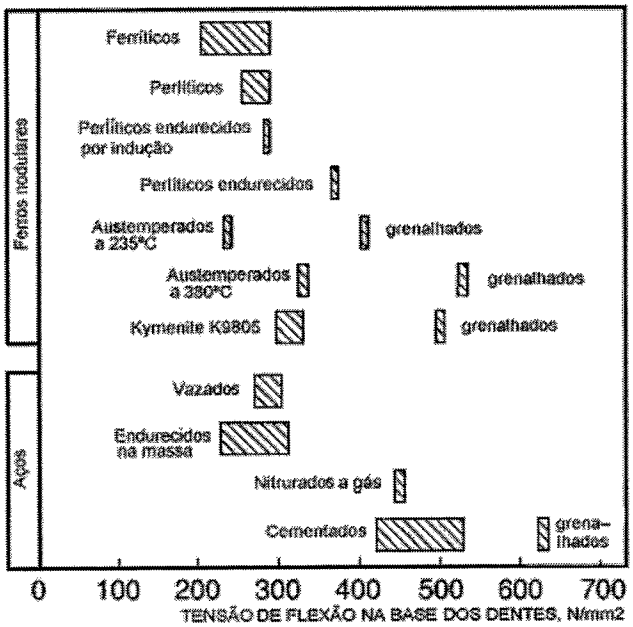


Figura 11 - Valores da resistência à fadiga de flexão de diferentes ADIs obtidos através de testes realizados com engrenagens [13].

A Figura 14 mostra curvas S-N (tensão-número de ciclos) para a flexão na base de dentes de engrenagens fabricadas em ADI segundo a ASTM.

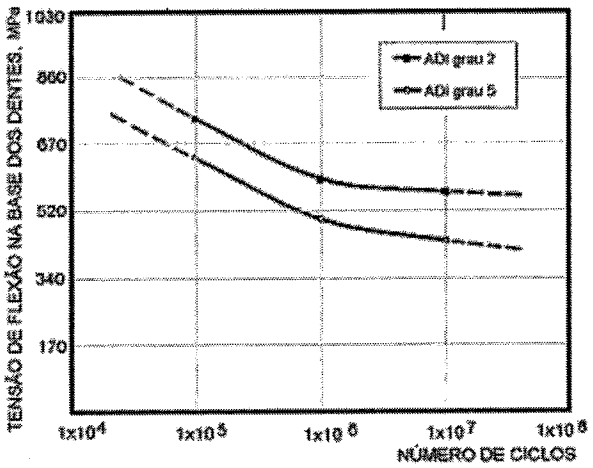


Figura 12 - Curvas S-N para a flexão na base de um dente de uma engrenagem ("single tooth bending fatigue") de um ADI grau 2, austemperado a 357°C, e de outro grau 5, tratado a 260°C, segundo a ASTM [14].

3.4 Resistência à fadiga de contacto

A resistência à fadiga de contacto do ADI aproxima-se da dos aços de liga cementados.

Na Figura 13 são apresentados resultados de testes de fadiga de contacto realizados com engrenagens, onde se pode comparar a resistência de diferentes materiais [13]. Nestes resultados, o ADI que apresenta a maior resistência à fadiga de contacto foi austemperado a 235°C, uma temperatura de transformação isotérmica bastante baixa.

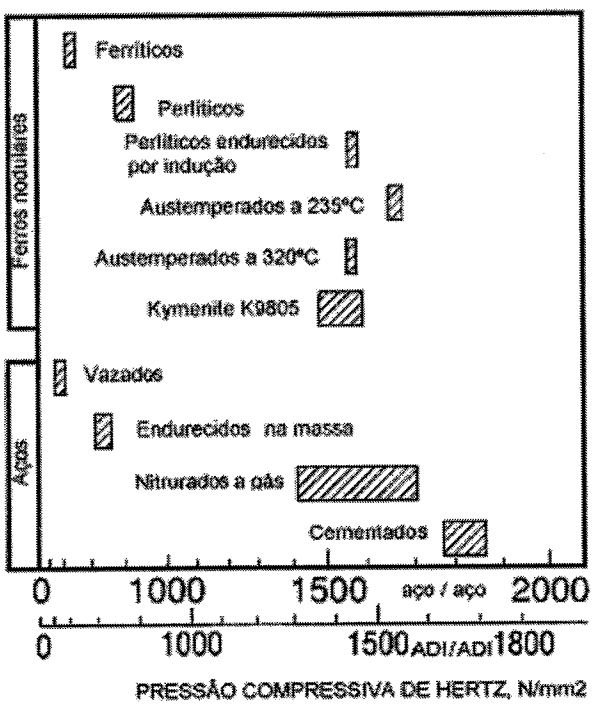


Figura 13 - Valores da resistência à fadiga de contacto de diferentes ADIs em testes realizados com engrenagens [13].

O valor das tensões superficiais admissíveis pode ser aumentado pelos tratamentos mecânicos que induzem tensões residuais compressivas nas superfícies e sub-superfícies do ADI, contrariando a abertura e a propagação de fissuras.

A Figura 14 mostra curvas S-N para a pressão de contacto na superfície dos dentes de engrenagens fabricadas num ADI grau 2 ASTM, austemperado a 357°C, e noutro grau 5 ASTM, tratado a 260°C (nestes diagramas o termo "grenalhados" significa "tratados com shot-peening").

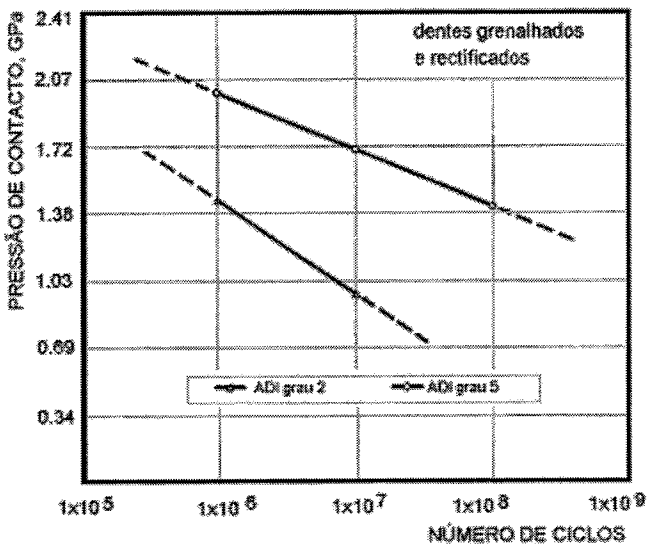


Figura 14 – Curvas S-N para a resistência à fadiga de contacto da superfície dos dentes de engrenagens fabricadas num ADI grau 2, austemperado a 357°C, e noutro grau 5, tratado a 260°C, segundo a ASTM [14].

A Figura 15 mostra resultados compilados por V. K. Sharma [19] onde se apresentam alguns materiais-tipo e a relação entre a sua resistência à fadiga de contacto e a sua dureza. Esses resultados mostram como o ADI (neste caso a "Kymenite", uma variante pioneira, desenvolvida na Finlândia) consegue prestações ao nível de alguns aços ligados e tratados termicamente.

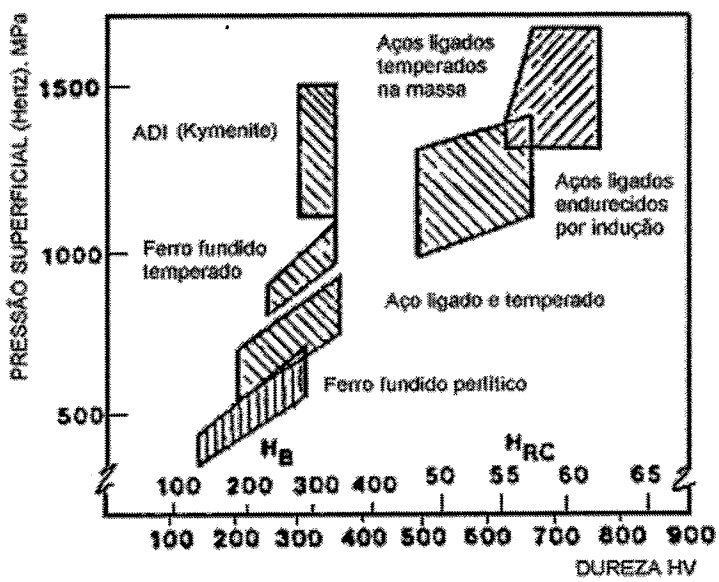


Figura 15 - Valores de resistência à fadiga de contacto e da dureza de diferentes materiais [19].

3.5 Propagação de fissuras de fadiga

A generalidade dos testes realizados com ADIs mostram que, comparativamente ao aço de média resistência, este material apresenta melhor resistência à fadiga, ao desgaste e à erosão. Um dos factores que para isso contribui é, certamente, o tipo de fissuração que ocorre nestes materiais.

Segundo a bibliografia, a iniciação de fissuras de fadiga no ADI ocorre preferencialmente nos eventuais rechupes interdendríticos [20], noutros defeitos de fundição [21], nos maiores nódulos de grafite que se encontram perto da superfície, e na interface entre os nódulos de grafite e a matriz numa direcção perpendicular à da flexão cíclica [22]. Nas superfícies, e depois de se esvaziarem os nódulos de grafite superficiais, o defeito formado (cratera) apresenta uma periferia com uma geometria relativamente "suave", não proporcionando condições suficientemente severas para a concentração de tensões e correspondente iniciação de fissuras [23].

O aumento do número de nódulos de grafite, do teor de perlite e da dureza da matriz até 500-600HV promovem a resistência à fadiga [22].

O tamanho reduzido dos nódulos de grafite favorece a resistência à fadiga do ADI quando sujeito a elevado número de ciclos de solicitação, ao dificultar a formação de bandas de deslizamento [24], propriedade que melhora muito com o alto grau de esferização e com a distribuição regular dos nódulos de grafite [20, 25]. A diminuição do tamanho dos nódulos de grafite também faz diminuir o tamanho das agulhas de ferrite e diminui o gradiente das tensões na sua periferia, baixando a probabilidade de iniciação de fissuras [22].

A presença dos nódulos de grafite não é a causa dominante da propagação de fissuras, mas sim a interacção entre a matriz e eventuais defeitos internos do material [23], mostrando que o ADI é um material de grande sensibilidade estrutural, sendo fundamental a utilização de fundidos com o menor número de defeitos internos possível.

Quando comparados o ferro fundido ferrítico, o ferro fundido perlítico e o ADI, em termos de propagação de fissuras, constata-se que este último material tem a menor taxa de propagação, sendo comum a divisão de fissuras ("crack branching") e a sua propagação em zigue-zague através dos nódulos de grafite, processos que tendem a retardar a fractura dos componentes. Neste aspecto o ferro fundido ferrítico é mau, já que as fissuras progridem

rapidamente, e o ferro fundido perlítico é melhor, pois as fissuras progridem depressa apenas para elevados valores de tensão [26].

A elevada tensão de cedência não favorece o fecho de fissuras por efeito da elasticidade residual no flanco de fissuras, pelo que materiais com elevado valor de tensão de cedência tendem a apresentar maiores taxas de propagação de fissuras [24]. A propagação de fendas no ADI dá-se por estriação dúctil e coalescência de microporosidades, sendo este último fenómeno muito sensível à tensão de cedência do material. A maioria das fissuras internas propaga-se entre grãos de grafite, mas também se encontram na interface ferrite-austenite e através dos grãos destas fases [24]. Eventualmente, as pequenas fissuras tendem a propagar-se mais depressa que as grandes, para pequenos valores das tensões aplicadas, mas esta tendência é dúbia para elevados valores dessas tensões [27].

A transformação induzida da austenite em martensite pode ocorrer na frente de propagação de fissuras, sendo um forte meio de impedir a sua propagação [23], o que poderia justificar o facto dos ADIs com maior fracção de austenite estabilizada serem os que apresentam maior limite de fadiga à flexão [24].

A Figura 16 mostra um detalhe da propagação de fissuras de fadiga na sub-superfície de um ADI submetido a elevada pressão de contacto durante um ensaio realizado no âmbito deste trabalho. É possível verificar como o trajecto da fissura principal ocorre em zigue-zague, estando as mudanças de direcção frequentemente associadas à presença de nódulos de grafite.

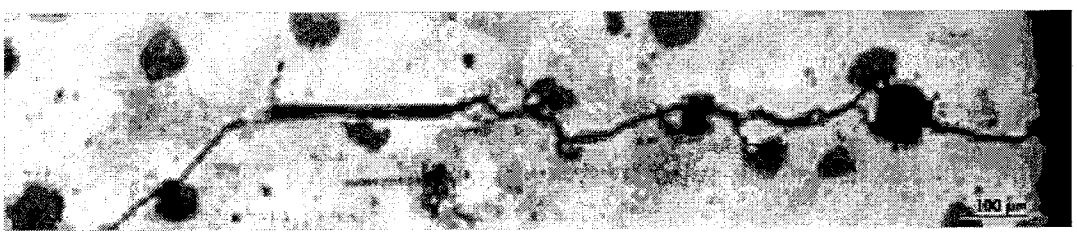


Figura 16 - Detalhe da propagação de fissuras no interior de um ADI.

3.6 Resistência à gripagem

De uma forma geral, o ADI apresenta uma resistência à gripagem muito elevada. Contrariamente aos aços, os componentes de ADI conseguem suportar falhas momentâneas de lubrificação sem sofrerem consequências catastróficas, tendo sido registados casos em que

componentes fabricados em ADI funcionaram durante mais de dez minutos sem lubrificação e sem apresentar quaisquer avarias [13].

Em ensaios realizados com engrenagens numa máquina FZG [16], um ADI austemperado a 280°C sofreu gripagem no estágio 11 e um outro tratado a 360°C atingiu o estágio 12 sem gripar as superfícies dos seus dentes. Estes resultados superam os que alcançam engrenagens fabricadas em aço cementado quando submetidas a condições de contacto semelhantes. A libertação de grafite para o interior dos contactos, e a sua presença no lubrificante e nas próprias superfícies, são factores que contribuem fortemente para esta elevada resistência à gripagem.

3.7 Resistência ao desgaste

O ADI é, em geral, bastante resistente ao desgaste. Os picos da rugosidade superficial desaparecem rapidamente durante a fase de rodagem dos componentes, dispensando processos de rectificação superficial tão rigorosos como os praticados nos aços, e o seu baixo coeficiente de atrito permite o uso de lubrificantes de qualidade inferior, mantendo uma eficiência em serviço ainda melhor que a dos aços convencionais, sobretudo a baixas temperaturas.

O ADI tende a resistir melhor ao desgaste superficial quando são usados óleos lubrificantes com poucos ou mesmo nenhuns aditivos de extrema-pressão (EP) e anti-desgaste (AW). Supõe-se que a presença de grafite nas superfícies em contacto dos componentes em ADI interfere nos mecanismos físico-químicos de ligação destes aditivos às superfícies, impedindo que a sua presença seja tão eficaz como na lubrificação de engrenagens em aço.

De uma forma geral, é possível afirmar que o ADI apresenta maior resistência à abrasão que os aços resistentes à abrasão. Em determinadas situações chegaram a encontrar-se taxas de desgaste 50% inferiores às de componentes semelhantes em aço funcionando nas mesmas condições [13].

O ADI apresenta excelentes qualidades anti-abrasão quando as suas superfícies contactam directamente, como se pode observar na Figura 17, onde se mostra uma comparação entre o ADI e materiais de dureza semelhante em testes de desgaste do tipo pino-disco.

A Figura 19 mostra resultados comparativos do ruído produzido em funcionamento por uma engrenagem de aço, por uma outra de ADI, e por uma terceira em que o pinhão é fabricado em aço e a roda em ADI. Estes resultados, produzidos pela empresa BMW, apontam o ruído produzido pelas engrenagens como factor importante a ter em conta no processo de insonorização dos veículos automóveis [33].

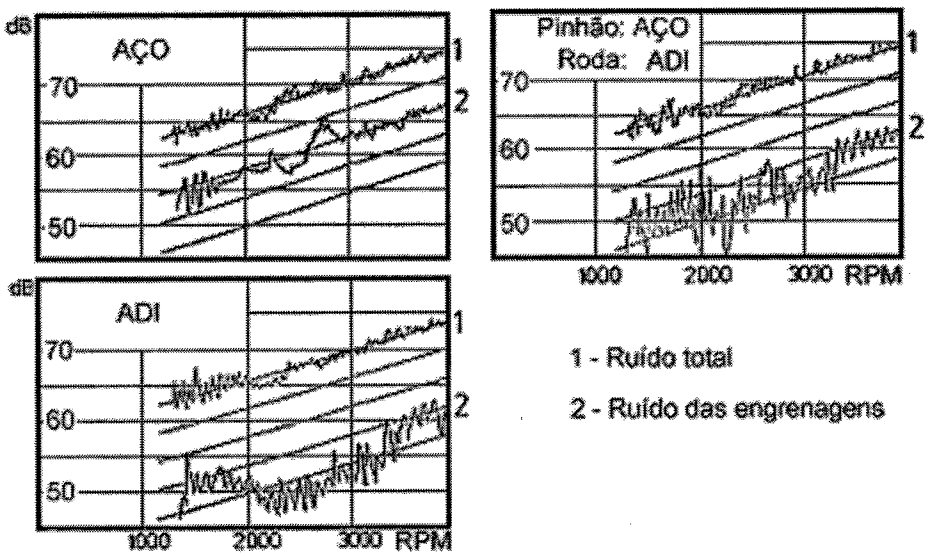


Figura 19 - Comparação da emissão acústica entre engrenagens hipóides utilizando rodas e pinhões em aço e ADI (dados publicados pela BMW) [33].

A capacidade de atenuação de vibrações do ADI foi estudada através da medição do ruído emitido em funcionamento por engrenagens montadas num veio usado em caixas de camiões [32]. Quando solicitadas em testes de laboratório com 10 kNm de binário, o ruído medido foi de 104 dB para o ADI, de 107 dB para engrenagens em aço usando rolamentos novos, e de 112 dB para um veio normal (o que representa uma atenuação, dentre os casos estudados, de 3 a 8 dB para o ADI). Testes em funcionamento real efectuados com o mesmo modelo de um veículo (primeiro equipado com engrenagens convencionais e depois com engrenagens ADI) confirmaram uma redução do ruído emitido na zona do veio em estudo entre 2,5 a 3,5 dB.

3.10 Tratamentos mecânicos

Quando as solicitações mecânicas a que um ADI está submetido são suficientemente elevadas para provocar a transformação da austenite estabilizada em martensite, ocorre uma expansão em volume que induz fortes tensões compressivas nesses locais. A Figura 20 mostra o endurecimento que ocorreu junto às superfícies de rodas de comboios e de dentes de engrenagens fabricadas em ADI, e o aumento da resistência à flexão conseguido em dentes de engrenagens em ADI.

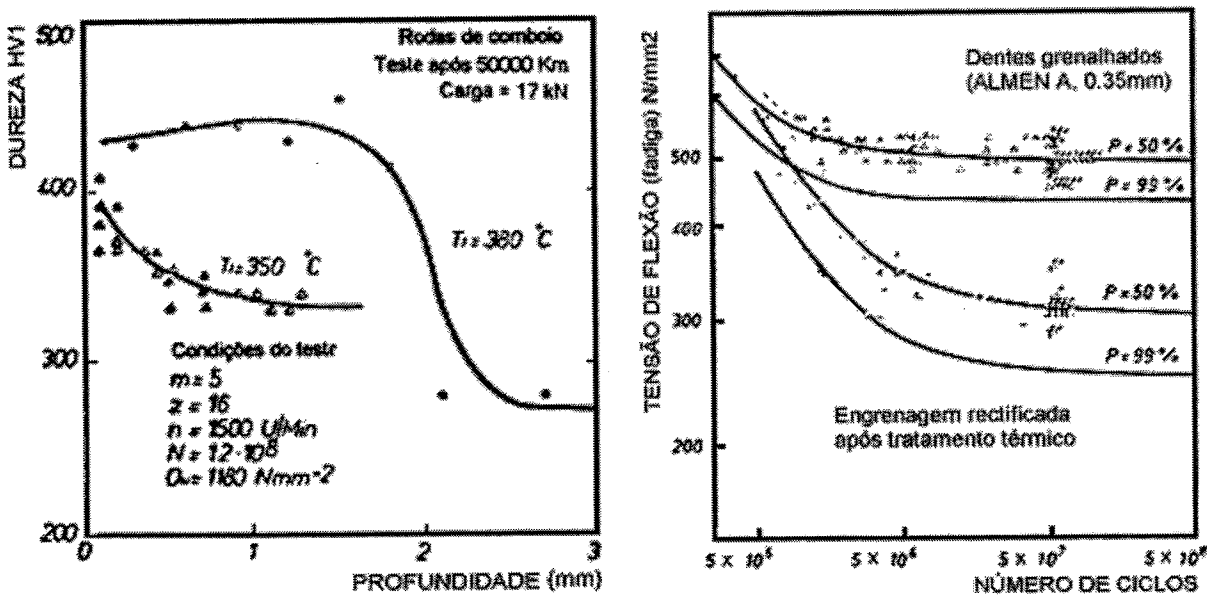


Figura 20 – Endurecimento superficial e sub-superficial de engrenagens e de rodas de comboios devido a solicitações mecânicas (à esquerda) e influência do "shot-peening" sobre a resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens fabricadas em ADI (à direita, engrenagens m=3 a 5, b= 20, z = 37, transformadas a 350°C durante 3 e 5 horas) [34].

A transformação induzida da austenite em martensite é muitas vezes conseguida através de operações de maquinagem (torneamento, fresagem,etc.), motivo pelo qual os componentes sujeitos a condições de fadiga são, quando possível, maquinados após serem austemperados. Em alternativa, usam-se tratamentos mecânicos como o "surface rolling" e o "shot-peening" (termo que se encontra traduzido com alguma imprecisão, nos diagramas, por "grenalhagem"). Estas formas de activar a transformação da austenite permitem o endurecimento local sem afectar a ductilidade da matriz metálica.

No caso das engrenagens tratadas com "shot-peening" conseguem-se aumentos da resistência à fadiga de flexão superiores a 60%, como se mostra na Figura 21.

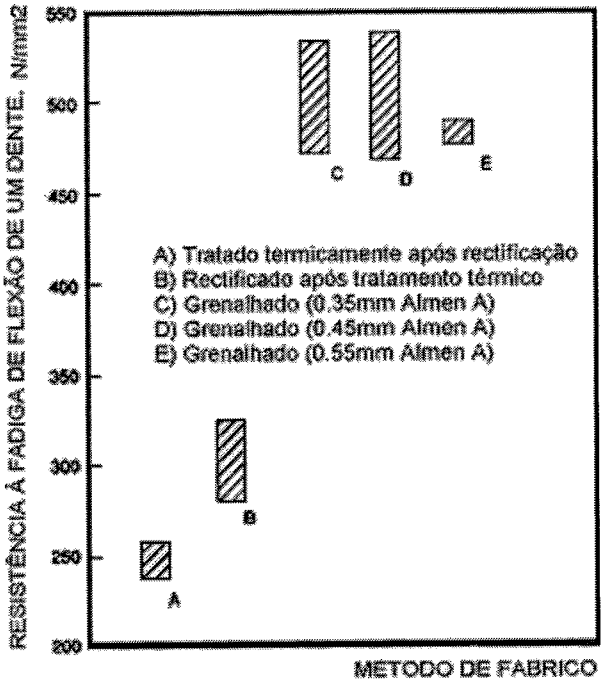


Figura 21 – Influência do processo de fabrico sobre a resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens de ADI [14].

O "shot-peening" é um tratamento que melhora substancialmente o desempenho do ADI à fadiga de flexão, mas que pode aumentar a rugosidade superficial das superfícies. No entanto, não se encontram documentados casos em que a diminuição do desempenho elastohidrodinâmico do contacto se sobreponha de forma clara ao aumento da resistência à fadiga superficial assim conseguido. Quando componentes vão ser sujeitos a condições severas de fadiga de contacto pode ser importante proceder a uma rectificação superficial para eliminar a rugosidade excessiva causada pelo "shot-peening".

A temperatura de transformação isotérmica do ADI e o tempo de transformação influem na quantidade de austenite transformada em martensite por acção do "shot-peening", sendo possível estabelecer, para cada material, um tempo de tratamento que maximiza o valor das tensões residuais induzidas por este tratamento mecânico. Esse tempo é tanto menor quanto mais elevada for a temperatura de transformação isotérmica.

A Figura 22 mostra a influência do "shot-peening" sobre a resistência à flexão de dentes de engrenagens fabricadas em ADIs transformados isotermicamente a diferentes temperaturas.

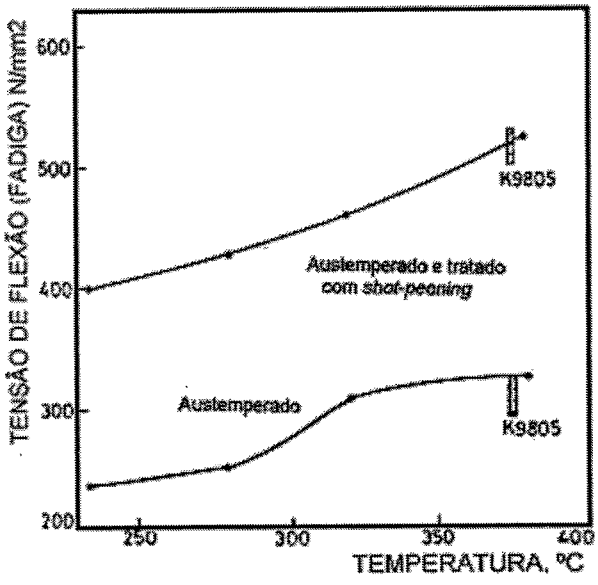


Figura 22 – Influência da temperatura de transformação isotérmica e do "shot-peening" sobre a capacidade de resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens em ADI [13].

No caso de engrenagens de ADI que são projectadas para funcionar transmitindo esforços elevados, o efeito da transformação da austenite estabilizada em martensite pode ser conseguido forçando a rodagem dos dentes através do uso de rodas conjugadas fabricadas expressamente para o efeito. Este processo adapta-se melhor à geometria destes componentes que o "shot-peening" ou o "surface rolling", sendo por vezes empregue depois desses tratamentos.

A Figura 23 mostra a influência do nível de tensões residuais sobre o aumento da resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens fabricadas em ADI, e também como o "shot-peening" promove fortemente o aumento da resistência à fadiga de ADIs austemperados acima de 300°C. Note-se como os teores mais elevados de austenite estabilizada na matriz de ausferrite superior destes ADIs aumentam o efeito conseguido pelo tratamento mecânico.

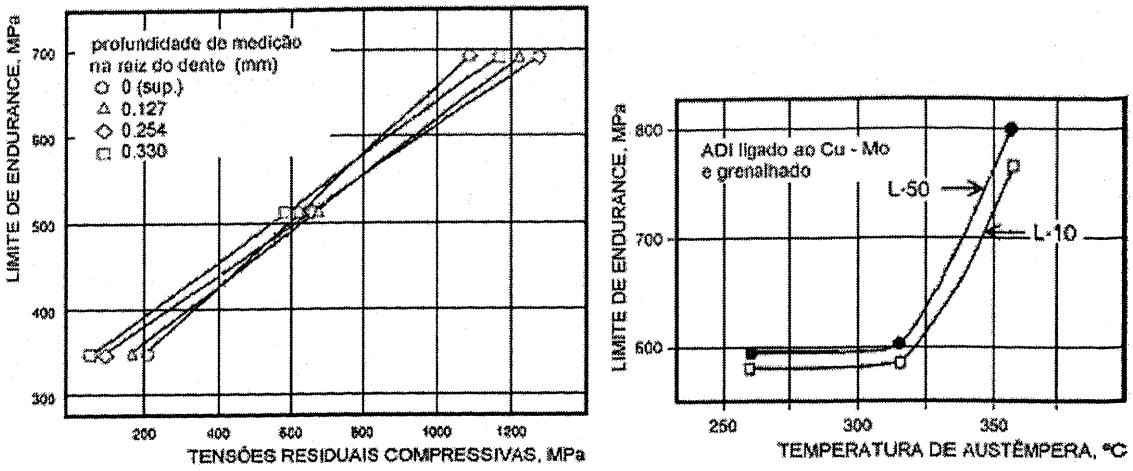


Figura 23 – Influência do nível de tensões residuais sobre a resistência à fadiga de flexão de dentes de engrenagens de ADI (à esquerda) e influência da temperatura de austêmpera sobre a resistência à fadiga de ADIs tratados com "shot-peening" (à direita) [14].

Alguns autores publicaram resultados que podem ser controversos, nomeadamente Li [35], que refere que os ADIs austemperados a baixas temperaturas são mais eficazmente tratados com "shot-peening" (sugere que as tensões residuais induzidas pelo tratamento não são maioritariamente devidas ao fenómeno de transformação da austenite em martensite mas sim à deformação da própria austenite) ou Nakamura [21], que aponta como consequência do "shot-peening" a decomposição da austenite mais pobre em Carbono (não completamente estabilizada) em ferrite e carbonetos.

3.11 Maquinagem

O ADI é um material de maquinagem difícil, contrariamente ao ferro nodular (a força de corte necessária para maquinar o ferro nodular aumenta nitidamente após a sua austêmpera). A força de corte diminui levemente com o aumento da velocidade. No entanto, o aumento da velocidade de corte resulta numa diminuição severa do tempo de trabalho das diferentes ferramentas, seja pelo desgaste do seu flanco seja por fractura (que tende a ocorrer para velocidades muito elevadas). Ao maquinar ADI, a apara nunca é contínua [36], apesar do aumento do número de nódulos de grafite fazer aumentar sensivelmente o número de "boreholes", promovendo a formação de apara plástica e aumentando a vida da ferramenta [37].

Quando se pretendem maquinar componentes já austemperados, a vida das ferramentas pode vir a ser fortemente reduzida com o aumento da dureza do ADI, das taxas de remoção de material e da velocidade de corte (provavelmente com excepções para os ADIs grau 1 e grau 2 ASTM) [14].

A Figura 24 mostra relações entre a velocidade de corte, a vida das ferramentas e a dureza de alguns ADIs.

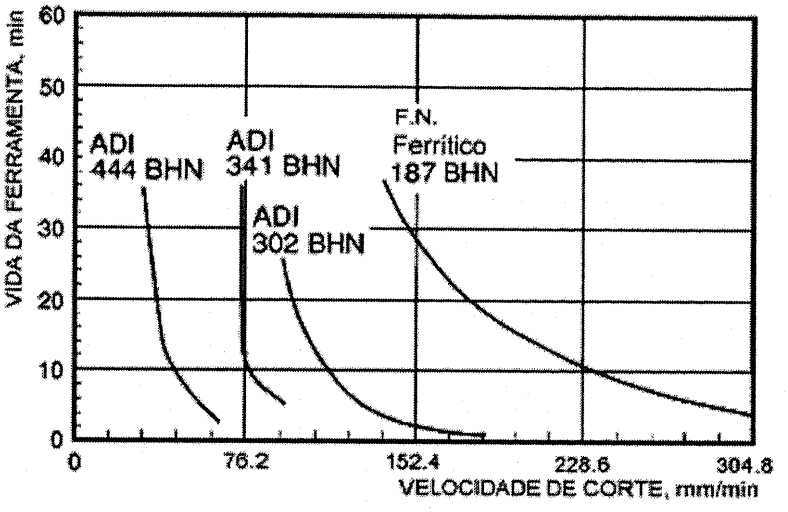


Figura 24 – Relação entre a vida das ferramentas, a velocidade de corte e a dureza de diferentes ADIs [14].

Entre alguns materiais ensaiados para ferramentas de corte [36], o material com melhor desempenho foi o Al_2O_3 ou o Al_2O_3:TiC, este último conseguindo maior tempo de trabalho à velocidade de 150 m/min; a velocidades mais altas o revestimento de carboneto de Titânio reage quimicamente com o material, o que tende a ser prejudicial. A ferramenta de SiAlON prestou os piores resultados, apesar de nunca ter fracturado. A geometria da ferramenta de corte mostrou-se também importante para se obter uma boa performance ao maquinar ADIs.

Outros autores [38] encontraram uma resposta idêntica das ferramentas revestidas com Titânio, adequadas para maquinar ADIs a baixas velocidades (<=100 m/min), mas também indicam o revestimento de ZrO_2 como eficaz para velocidades de corte elevadas (>=250 m/min). As ferramentas de alumina reforçada com SiC tendem a fracturar e as ferramentas de Si_3N_4 mostraram-se muito ineficazes. As ferramentas de carbonetos

cementados apresentaram longos períodos de vida apenas para velocidades de corte muito baixas [39].

A Figura 25 mostra de que forma a vida das ferramentas depende da taxa de remoção de material e da dureza de diferentes ADIs.

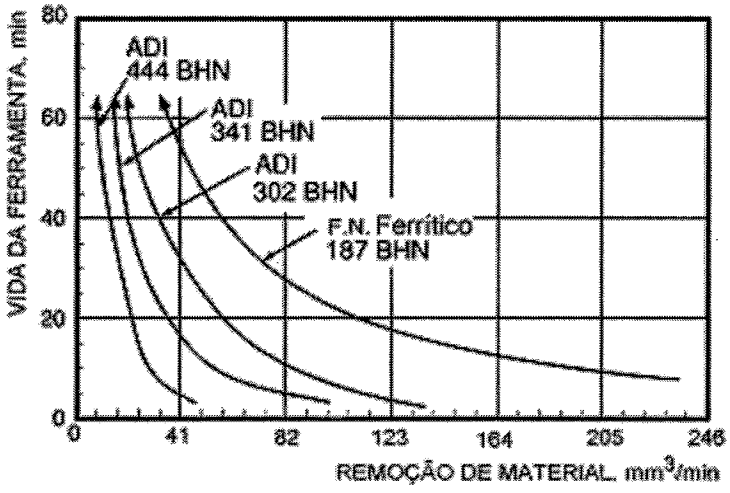


Figura 25 – Relação entre a taxa de remoção de material, a vida das ferramentas e a dureza de diferentes ADIs [14].

O ADI apresenta variações dimensionais muito pequenas durante os tratamentos térmicos, o que permite produzir peças por moldação com dimensões muito próximas das finais, isto é, requerendo apenas operações de rectificação superficial que envolvem relativamente poucas horas-máquina e custos proporcionalmente reduzidos. Quando necessárias, torna-se vantajoso realizar a grande maioria das operações de corte e desbaste antes dos componentes serem austemperados, já que o ferro nodular é um material de maquinagem fácil. Nesta situação podem empregar-se elevadas taxas de remoção de material e mesmo velocidades de corte elevadas, o que também contribui para a redução dos custos de fabrico.

A sequência mais comum no fabrico de peças ADI consiste na moldação apenas com a sobre-espessura necessária para garantir os compromissos dimensionais e do sistema de moldação, seguida da maquinagem até dimensões próximas das finais.

Alternativamente pode produzir-se uma matriz ferrítica antes da maquinagem recorrendo a um recozido sub-crítico. O componente é depois austemperado, rectificado e

tratado mecanicamente, se necessário. O tratamento intermédio de recozido pode bem justificar-se pela economia de custos que se obtém na maquinagem subsequente, já que o ferro nodular de matriz ferrítica é muito fácil de maquinar. Para além disso, é mais fácil prever as alterações dimensionais que ocorrerão durante a austêmpera deste tipo de matrizes (existe diversa informação que relaciona a deformação por efeito térmico com a razão de ferrite e perlite na matriz de um ADI [14]).

A General Motors divulgou entre 1977 e 1979 [14] reduções de custos em operações de fabrico de engrenagens entre 20% e 90%, comparativamente às operações equivalentes realizadas em aço 8620 forjado, temperado e cementado. A redução total de custos estimou-se em 20%, e resultou sobretudo de operações de desbaste e acabamento realizadas sobre matrizes previamente ferritizadas.

3.12 Estabilidade dimensional

A Figura 26 mostra a influência da temperatura de austêmpera e do tipo de matriz do ferro nodular sobre a sua variação dimensional.

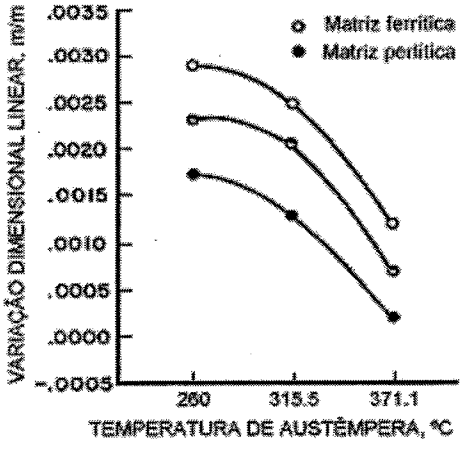


Figura 26 – Variação dimensional linear de ADIs em função da temperatura de austêmpera [14].

O aumento de volume que pode ocorrer durante a austêmpera do ferro nodular raramente excede 0.4%. No entanto, isto não deixa de exigir algum rigor no controle dimensional das peças durante as fases de tratamento, sendo por vezes difícil prever com exactidão a taxa de variação de volume de alguns componentes.

A Figura 27 mostra a influência do tempo de austenitização, do teor de Carbono Equivalente do ferro nodular e da temperatura de transformação isotérmica na variação dimensional de componentes fabricados em ferro nodular.

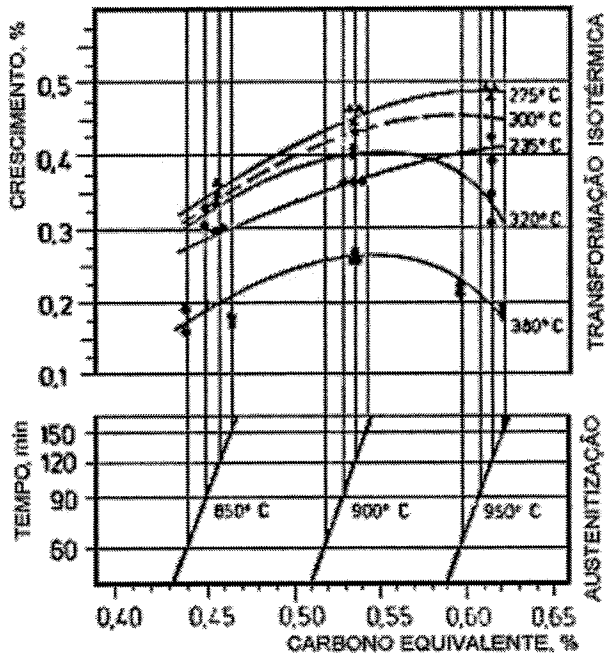


Figura 27 – Variação dimensional de componentes ADI austemperados durante 120 minutos (diâmetro 10 mm, comprimento 100 mm) [33].

3.13 Defeitos de fundição

As peças fabricadas por moldação podem apresentar defeitos característicos, nomeadamente rechupes e micro-rechupes gerados durante as fases de solidificação do fundido. É provável a presença de inclusões (partículas não desejadas que ficam aprisionadas no banho de fusão) e são frequentes algumas heterogeneidades na matriz que resultam sobretudo de diferenças nas taxas de arrefecimento em diferentes pontos do metal e da eventual segregação de elementos.

Qualquer destes defeitos pode condicionar a capacidade de resistência do material nos diferentes aspectos mecânicos, sendo a resistência à fadiga um dos parâmetros que mais negativamente pode ser influenciado pela sua presença. Estes agem quase sempre como concentradores de tensão e favorecem a iniciação ou propagação de fissuras.

No caso do ADI é muito importante o controle dos defeitos de fundição, e os cuidados a tomar são semelhantes aos que se têm na produção dos ferros nodulares. Segundo a Ductile Iron Society [14], são recomendados os seguintes parâmetros para a obtenção de ADIs de boa qualidade:

- nodularidade superior a 80%;
- densidade de nódulos mínima de 100 por mm^2;
- composição química homogénea e adequada;
- evitar a formação de carbonetos, rechupes e inclusões;
- garantir a homogeneidade da razão ferrite/perlite na matriz;
- relacionar a composição química, as dimensões dos componentes e o tipo de moldação;
- controlar rigorosamente os tempos e as temperaturas durante os tratamentos térmicos.

3.14 Densidade

A densidade do ADI é mais baixa que a do aço (cerca de 7000 contra 7800 kg/m^3), o que permite o fabrico de componentes mais leves para desempenhar funções equivalentes, podendo reduzir o peso das máquinas até cerca de 10%. A relação entre a densidade e a tensão de cedência do ADI só é superada pela de aços tratados termicamente, como mostra a Figura 28.

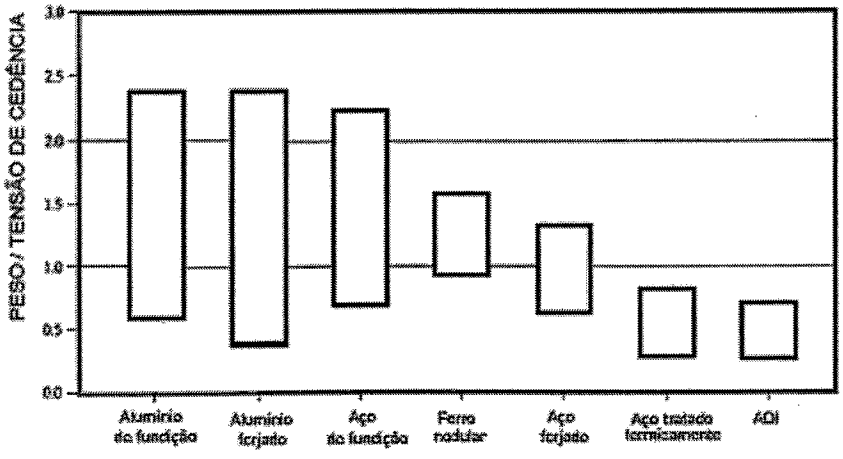


Figura 28 – Relação entre a densidade e a tensão de cedência de vários materiais, tendo por base o aço forjado, que assume o valor 1 [14].

3.15 Normalização

O desenvolvimento de variantes especificas de ADI, de uma forma geral patenteadas pelas empresas produtoras, dificulta a comparação clara entre todos os ADIs actualmente produzidos.

A ASTM classifica os ferros nodulares através de algumas propriedades mecânicas e físicas [40] e propõe para o ADI a graduação que apresenta a Tabela 2, que considera 5 classes ou graus possíveis ("grades").

Tabela 2 - Classificação de ADIs segundo a norma ASTM A897-90 [41].

ASTM A897-90	Grau →	1	2	3	4	5
Tensão de rotura	MPa	850	1050	1200	1400	1600
Tensão de cedência	MPa	550	700	850	1100	1300
Alongamento	%	10	7	4	1	-
Res. ao choque UIE	J	100	80	60	35	-
Dureza (Brinell)	HBN	269-321	302-363	341-444	388-477	444-555
Densidade	kg/m^3	7965	7771	7078	7069	7059
Expansão térmica	mm/mm/°C	14.6	14.3	14.0	13.8	13.5
Condutibilidade térmica	W-mK	22.1	21.8	21.5	21.2	20.9
Absorção de vibrações	*Log* (aten.x10^{-4})	5.26	5.41	5.69	12.7	19.2

3.16 Aplicações industriais

Usam-se na indústria variantes de ADI desde as mais dúcteis (10-12% de alongamento à ruptura e 850 MPa de tensão de ruptura) às mais frágeis e resistentes à tracção (1-3% de alongamento e um máximo de 1750 MPa de tensão de ruptura). O ADI já substitui com segurança componentes tradicionalmente produzidos em aço. São inúmeros os exemplos que se podem apontar de componentes nestas condições. A utilização de ADI generalizou-se na indústria automóvel nos anos mais recentes, sendo fácil encontrar exemplos de engrenagens, cambotas, veios e outros produtos associados à transmissão de potência que, há poucos anos atrás, eram domínio exclusivo dos aços ligados de alta resistência.

Os produtos mais vulgarizados são aqueles que desempenham funções estruturais, como apoios ou suportes de estruturas e componentes, suspensões, etc. A General Motors produz actualmente mais de 5000 juntas homocinéticas em ADI por dia [14]. A Figura 29 mostra apoios de suspensão para camiões fabricados em Germanite GGG100B/A que eram anteriormente fabricados em aço.

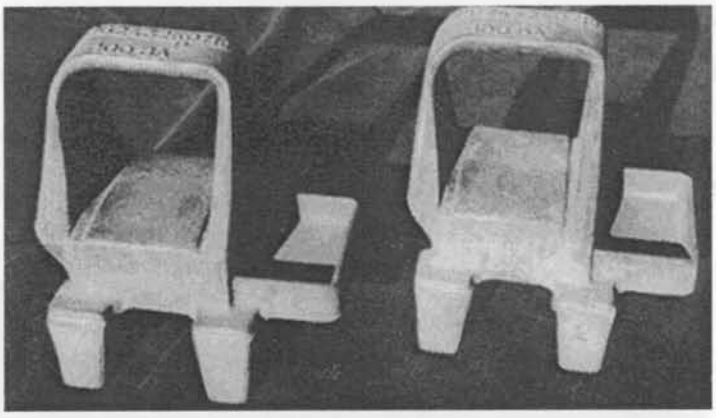


Figura 29 – Apoios de molas para camiões em ADI [14].

O exército norte-americano foi pioneiro ao utilizar ADI para fabricar as sapatas das "lagartas" dos tanques militares (placas articuladas, como as que se podem ver na Figura 30). São componentes que têm de garantir a transmissão de esforços elevados e que funcionam como articulações, em contacto directo entre si. Não podem ser convenientemente lubrificados em serviço e podem ter que funcionar em ambientes desfavoráveis, com forte contaminação dos contactos, sofrendo elevadas taxas de desgaste. Usam-se também em muitos veículos civis, do tipo "caterpillar", em actividades de terraplanagem, construção civil, agricultura, e outras. Trata-se de um exemplo típico em que o ADI é insuperável, em termos da relação desempenho / custo.

Figura 30 – Sapatas fabricadas em ADI [14].

Muitos outros exemplos do uso de ADI podem ser encontrados nas mais variadas aplicações, desde as alfaias agrícolas aos órgãos de transmissão de potência, como as engrenagens, as cames e as cambotas. Na Figura 31 pode ver-se um exemplo de um componente de precisão fabricado em ADI que funciona como cambota num compressor.

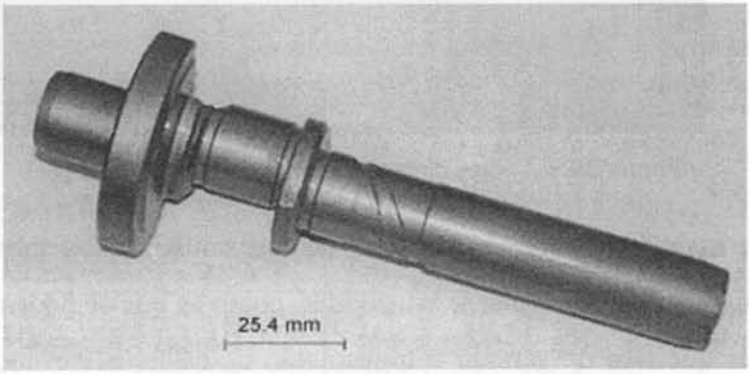


Figura 31 – Cambota de um compressor fabricada em ADI [14].

As engrenagens de ADI são já comuns, sobretudo aquelas que desempenham funções de comando (porque não estão sujeitas a esforços de grande intensidade, foram as primeiras engrenagens a ser produzidas em série em ADI).

O baixo peso deste material e a sua óptima resistência ao desgaste favoreceram a sua rápida incorporação em motores de automóveis. A General Motors efectuou um vasto programa de desenvolvimento do ADI e tem sido um grande impulsionador do seu uso desde meados dos anos setenta, utilizando engrenagens de comando fabricadas em ADI em muitos dos motores que produz.

Outros produtores dedicados de ADI desenvolveram ligas específicas e têm vindo a melhorar a performance dos seus produtos. São exemplo a Kymenite [34] e a Germanite [18] (produzidas sob patente da Kymi Kymmene Engineering, Finlândia, e do Dr. Muhlberger, Alemanha, respectivamente).

A Figura 32 mostra engrenagens fabricadas em Kymenite K9805.

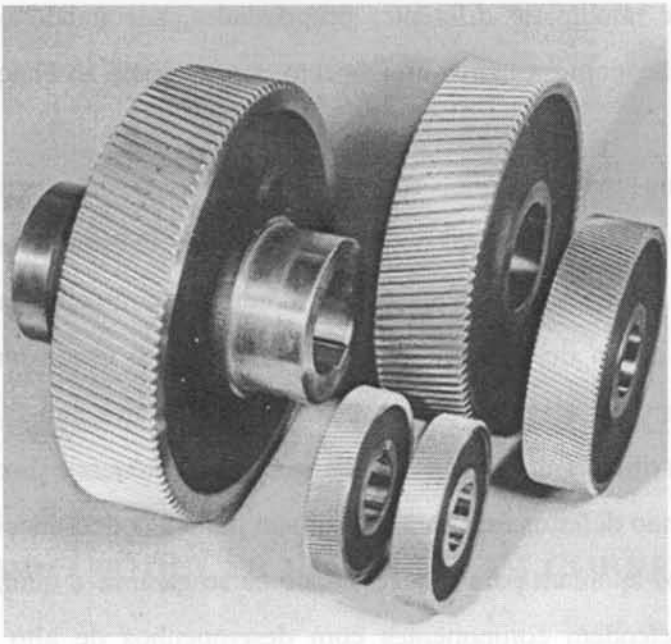


Figura 32 – Engrenagens de transmissão de potência fabricadas em Kymenite K9805 [14].

4 CONCLUSÕES

O estudo do ADI encontra-se já bastante bem documentado, e produzem-se com segurança ADIs de elevada resistência mecânica, sendo empregues muitas variantes deste material nas mais diversas aplicações. As engrenagens de ADI são frequentemente utilizadas em motores e veículos, quer em sistemas de comando, em que os binários transmitidos não são muito elevados, quer em sistemas de transmissão de potência.

As vantagens do uso do ADI, relativamente ao aço, são significativas em muitas aplicações. Para além do óptimo desempenho absoluto em muitas delas, o menor custo de fabrico de componentes de ADI equivalentes aos tradicionalmente fabricados em aço tem sido um forte impulsionador da utilização deste material em todo o mundo.

A produção de ADIs de elevada resistência mecânica depende em larga medida dos parâmetros dos tratamentos térmicos e da composição química do ferro nodular.

A austêmpera do ferro nodular é um tratamento ainda em desenvolvimento, sendo múltiplas as possibilidades que resultam da definição dos diferentes parâmetros do tratamento e das variedades metalúrgicas do ferro nodular. Para além da evidente melhoria das propriedades mecânicas, a austêmpera possibilita alterações estruturais da matriz do ferro

nodular capazes de maximizar diferentes propriedades, adequando o material a diferentes formas de solicitação, como a fadiga de contacto, a resistência ao choque ou a gripagem, por exemplo.

O ADI é um material que, como todas as ligas de fundição, pode apresentar micro-rechupes, porosidades e outros defeitos de fundição. O estudo das avarias que sofrem as superfícies de ADI mostra que a sua resistência à fadiga de contacto é tanto maior quanto mais o material estiver isento destes defeitos. Quando o ADI é usado em contactos em que a transferência de carga é elevada, a presença de defeitos nas sub-superfícies próximas da superfície activa é crítica. Também nas engrenagens, a resistência à flexão dos dentes pode ser comprometida quando defeitos estruturais se situam junto à concordância da base dos dentes.

Estes aspectos apontam para a necessidade de se garantir a qualidade do ferro nodular utilizado se se pretendem componentes com desempenhos de alto nível, nomeadamente engrenagens de transmissão de potência.

CAPÍTULO III

FERRO NODULAR LIGADO COM COBRE E MANGANÊS

Sumário:

Caracteriza-se neste capítulo o ferro nodular que foi utilizado no fabrico dos discos e das engrenagens ensaiados durante este trabalho. Referem-se os tratamentos de austêmpera efectuados e as propriedades mecânicas resultantes.

1 INTRODUÇÃO

Os discos e as engrenagens ensaiados neste trabalho foram fabricados a partir de ferro nodular com a seguinte composição nominal, em percentagens mássicas:

3.6% C, 2.6% Si, 1.0% Cu, 0.5% Mn [3]

Foram feitas diversas sangrias durante o período em que se estudaram os ciclos térmicos adequados à produção de cada ADI. A Tabela 3 mostra as composições químicas determinadas por espectrometria de emissão atómica de materiais vazados em alturas distintas. A Figura 33 mostra um aspecto da microestrutura do ferro nodular após vazamento.

Tabela 3 - Composição química de diferentes sangrias do ferro nodular [5, 42].

C	Si	Cu	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg
3.37	2.05	1.09	0.56	0.015	0.018	0.088	0.068	0.062	0.048
3.58	2.53	0.96	0.51	0.015	0.012	0.075	0.045	0.042	0.049
3.38	2.43	1.11	0.55	0.015	0.020	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.

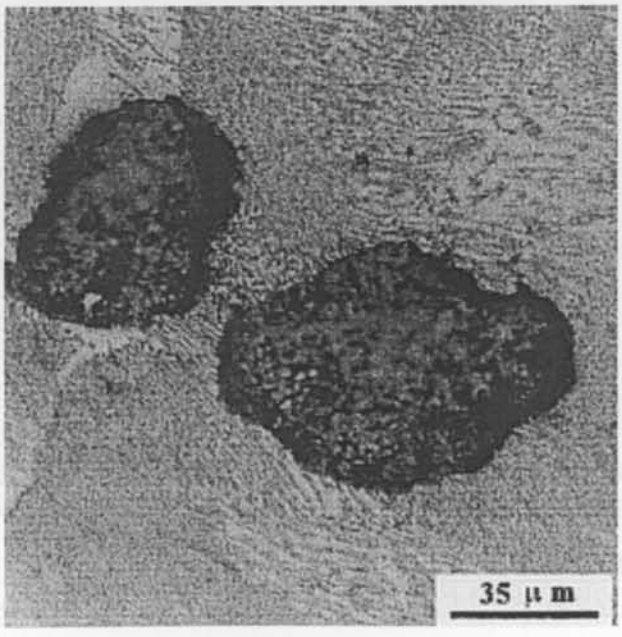


Figura 33 - Aspecto da microestrutura do ferro nodular após vazamento [8].

Antes de austemperado, o ferro nodular foi sujeito a um recozimento, tendo em vista homogeneizar a microestrutura do material. Ao minimizar o efeito da microsegregação, este tratamento diminui a probabilidade de ocorrência de diferentes taxas de transformação durante a austêmpera [8]. Foi efectuado a uma temperatura de 1000ºC, durante 30 minutos (austenitização), seguido de um arrefecimento lento no forno de mufla. Após este tratamento, a estrutura do material era constituída essencialmente por perlite, registando-se a presença de pequenas quantidades de ferrite em redor dos nódulos de grafite. O aspecto desta microestrutura é o que se pode ver na Figura 34 .

No estado recozido, este ferro nodular apresentava as propriedades mecânicas indicadas na Tabela 4.

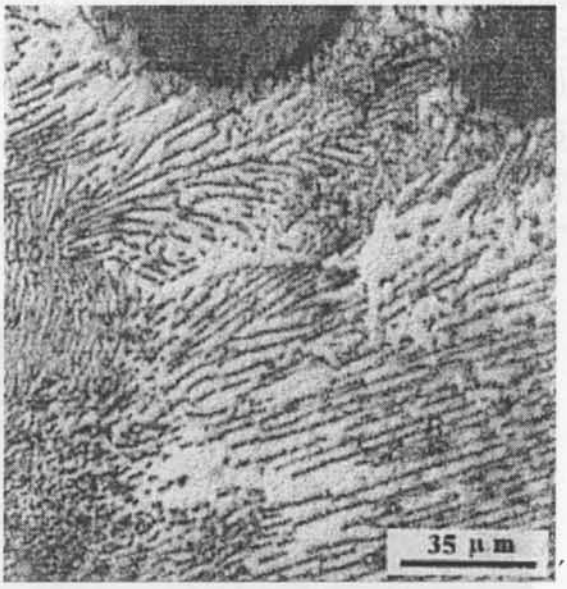


Figura 34 - Microestrutura do ferro nodular após recozimento [8].

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do ferro nodular após recozimento [3].

σ_r MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	Alongamento %	Resist. ao Choque J	Dureza HV
712	427	9	39	235

2 TRATAMENTOS E ENSAIOS PRELIMINARES

Na fase preliminar deste trabalho foram realizados diversos ensaios na máquina bi-disco com discos fabricados em ferro nodular ligado com 1.0% de Cobre e 0.5% de Manganês e austemperados a 280ºC. Também foram testadas em ensaios de gripagem na máquina FZG [43] engrenagens tratadas com austêmpera convencional à temperatura de transformação isotérmica de 280ºC e de 360ºC (duas variantes características dos domínios da ausferrite inferior e superior, respectivamente). O ferro nodular foi, em ambos os casos, previamente austenitizado a 860ºC durante 15 minutos.

Os resultados desses ensaios contribuiram para o desenvolvimento dos tratamentos de austêmpera que, posteriormente, foram usados nos ADIs submetidos a ensaios definitivos com discos e com engrenagens.

Estes ADIs apresentavam estruturas bastante homogéneas, apesar de se poderem encontrar dispersas na matriz algumas zonas contendo defeitos típicos de fundição e outras heterogeneidades, como a que se mostra, a título de exemplo, na Figura 35 .

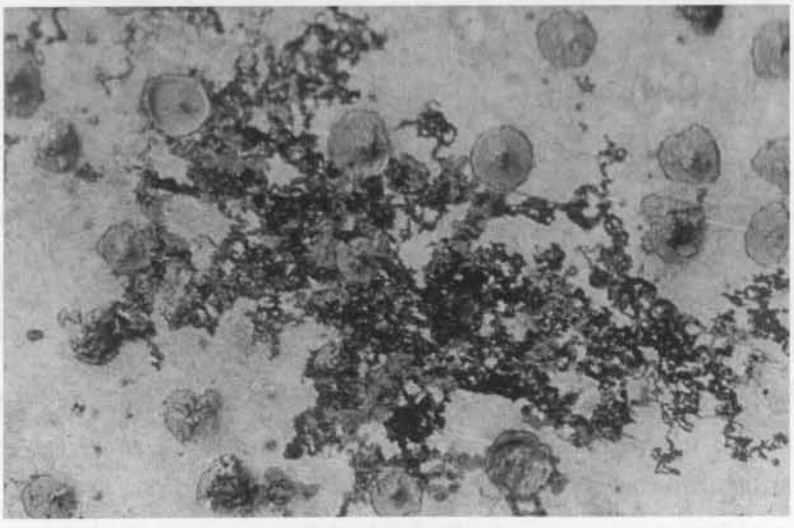


Figura 35 - Zona defeituosa na matriz do ADI tratado a 280ºC.

Foi produzido um relatório de caracterização [44] que classificou a grafite presente nas microestruturas como sendo predominantemente do tipo VI, com distribuição do tipo A e dimensão normalizada [45] de ordem 6. A densidade média de nódulos de grafite por milímetro quadrado era igual a 120, para o ADI transformado a 280ºC, e a 150, para o ADI

tratado a 360ºC (no primeiro foram detectadas zonas periféricas da amostra onde a densidade atingia 200 nódulos por milímetro quadrado).

Amostras metalográficas foram preparadas e observadas através do microscópio electrónico de varrimento, permitindo caracterizar em detalhe as microestruturas destes ADIs. Foram observados dentes das engrenagens, depois de estas serem ensaiadas à gripagem, e porções da superfície de discos austemperados a 280ºC, depois de ensaiados à fadiga de contacto.

A Figura 36 mostra um corte do topo do dente de uma engrenagem austemperada a 280ºC. Os flancos activos do dente podem ver-se nos cantos superiores esquerdo e direito, junto às áreas escuras da imagem. A escala adoptada permite apreciar a distribuição e a dimensão dos nódulos de grafite no interior deste ADI.

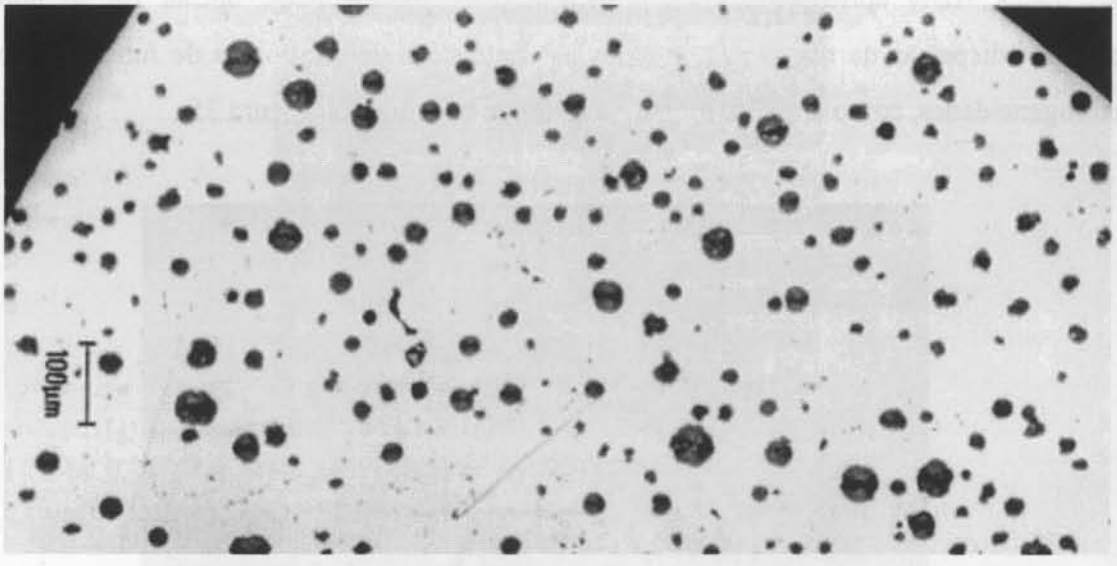


Figura 36 - Secção do topo de um dente de uma engrenagem de ADI austemperada a 280ºC [16].

Nesta microestrutura é de salientar a grande nodularidade da grafite e a homogeneidade da sua distribuição. São muito poucos os nódulos com formas alongadas, e também são raros os aglomerados de nódulos, alinhamentos ou nódulos coalescentes. A dimensão superficial dos nódulos de grafite apresenta uma inevitável variação, já que nem todos os nódulos são cortados pelo seu maior diâmetro. Relativamente à média, os maiores nódulos visíveis apresentam dimensões proporcionais, e não foram observados nódulos de tamanho exagerado.

Na Figura 37 pode ver-se a microestrutura de ausferrite superior do ADI austemperado a 360ºC e, com a mesma ampliação, a microestutura do ADI austemperado a 280ºC, cuja matriz é constituída por ausferrite inferior.

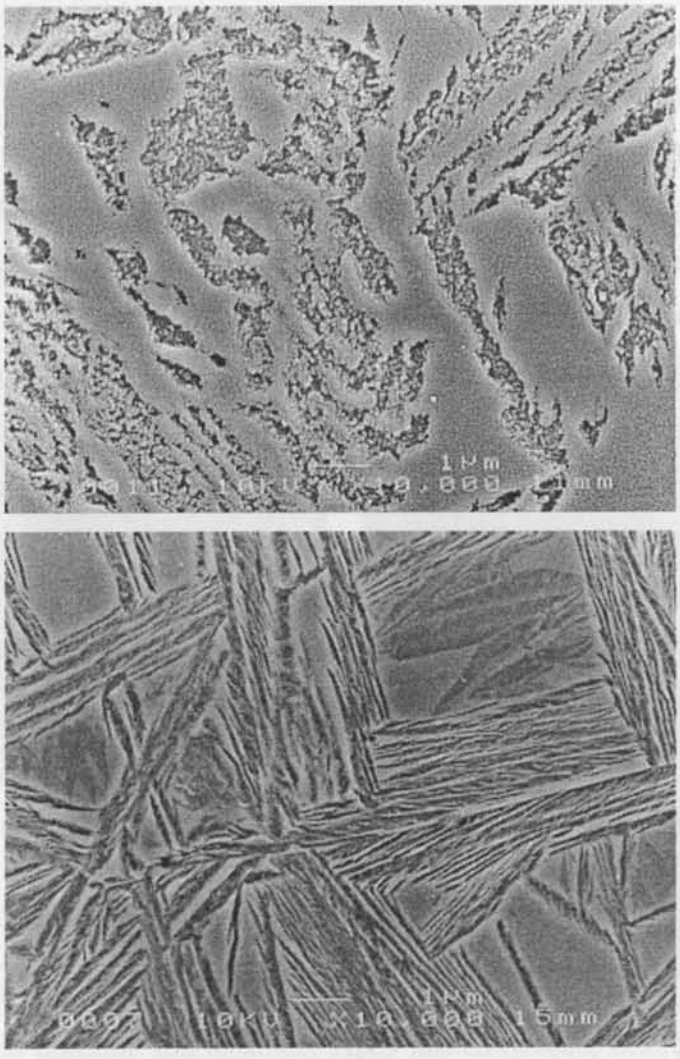


Figura 37 - Microestruturas obtidas em austêmperas a 360ºC (em cima) e a 280ºC (em baixo) [16].

Nestas imagens é distinta a morfologia da ferrite, que assume formas marcadamente aciculares no ADI tratado a mais baixa temperatura (280ºC). Neste, as zonas preenchidas apenas por austenite são muito menores e as agulhas de ferrite intersectam-se mutuamente. As manchas escuras que se podem ver no interior da austenite, na imagem inferior, correspondem, muito provavelmente, a martensite formada por transformação induzida da austenite durante o período de funcionamento da engrenagem.

3 DEFINIÇÃO DOS TRATAMENTOS DE AUSTÊMPERA

Antes de se produzirem as engrenagens que foram utilizadas neste trabalho, foram realizadas várias experiências ao nível dos tratamentos térmicos, nomeadamente incidindo sobre os tempos e as temperaturas a utilizar, e foram ensaiados provetes dos materiais produzidos através dos diferentes tratamentos com a finalidade de se determinarem as propriedades mecânicas respectivas [5].

A análise de curvas dilatométricas de expansão dos provetes ao longo do tempo permitiu optimizar os ciclos de tratamento térmico e determinar as temperaturas críticas do ferro nodular, nomeadamente a temperatura de transformação da austenite em martensite (Ms). Foi ainda possível determinar a fracção dessa transformação a diferentes temperaturas, servindo de base para a definição dos ciclos de austêmpera faseada a realizar posteriormente, nomeadamente os que incluiram um estágio intermédio no domínio martensítico.

O diagrama na Figura 38 mostra o ciclo térmico usado num dos ensaios de austêmpera realizados durante a optimização dos parâmetros do tratamento com estágio no domínio martensítico (exemplo para uma austêmpera a 340°C) [3].

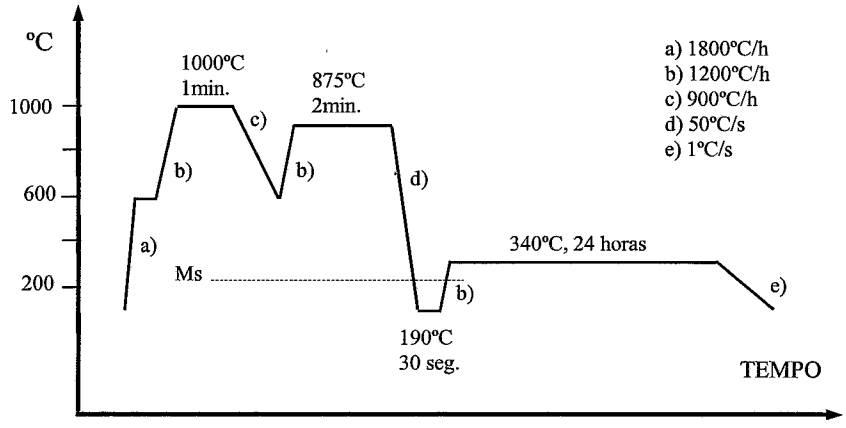


Figura 38 – Ciclo térmico de um ensaio de austêmpera com estágio no domínio martensítico [3].

O tratamento convencional de austêmpera é referido, neste trabalho, como tratamento "simples", enquanto o tratamento com estágio intermédio sub-martensítico designa-se por "duplo".

3.1 Tratamentos "simples"

Em resultado do estudo efectuado, foram seleccionadas diferentes temperaturas de transformação isotérmica e foram determinados os tempos óptimos de duração dos estágios respectivos, tendo em vista a produção dos ADIs. Estes foram obtidos através de austêmperas convencionais (simples) a 260ºC, 300ºC, 340ºC e 380ºC.

A Figura 39 mostra a microestrutura deste ferro nodular depois de transformado isotermicamente a 260ºC e a 340ºC, através de um tratamento de austêmpera simples, formando, respectivamente, uma estrutura de ausferrite inferior e outra que apresenta características mais próximas da ausferrite superior.

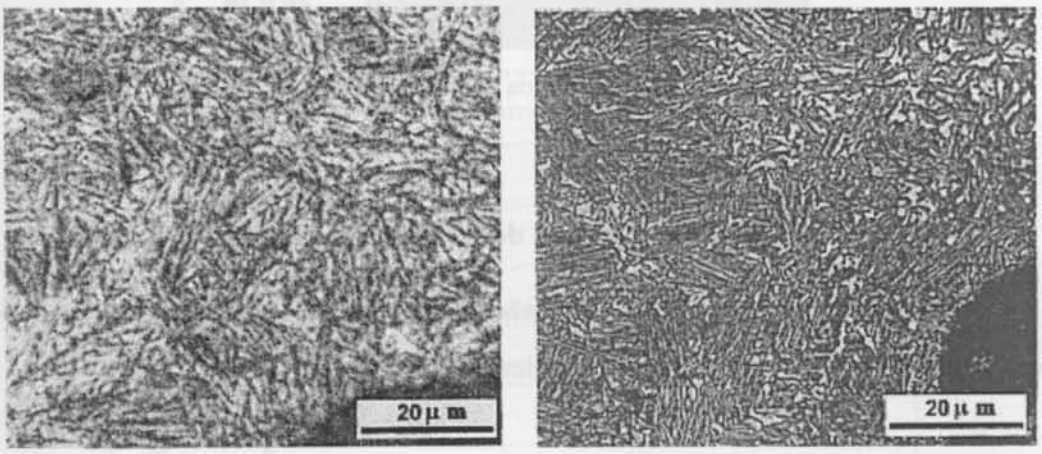


Figura 39 - Microestruturas obtidas em austêmperas a 260ºC (à esquerda) e a 340ºC (à direita) [8].

3.2 Tratamentos "duplos"

Foram também produzidos ADIs através de austêmperas faseadas que incluíram um estágio intermédio no domínio martensítico. Após austenitização, diferentes provetes foram arrefecidos rapidamente até à temperatura de 190ºC e, seguidamente, aquecidos até à temperatura nominal de transformação isotérmica.

Os tempos de cada estágio variaram conforme as temperaturas seleccionadas para a transformação isotérmica, de acordo com os resultados de estudos dilatométricos realizados previamente.

A Figura 40 mostra um aspecto da microestrutura do material tratado com austêmpera dupla a 190ºC + 340ºC.

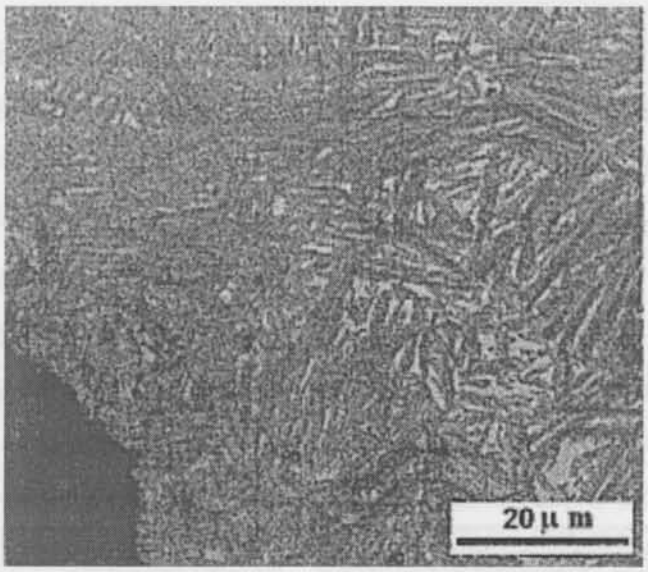


Figura 40 - Microestrutura obtida com austempera dupla a 340ºC [8].

3.3 Propriedades mecânicas resultantes dos tratamentos simples e duplos

A Figura 41 apresenta valores da tensão de ruptura e da tensão de cedência de alguns destes ADIs tratados com austêmperas simples e duplas.

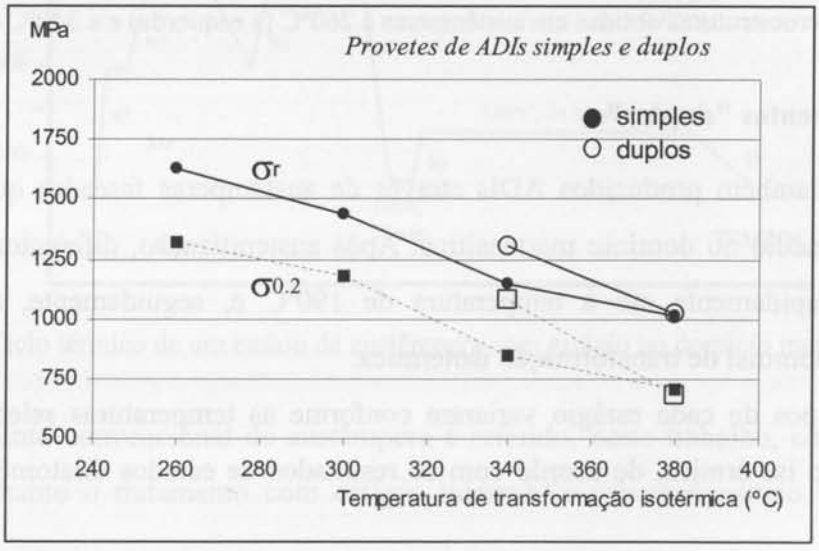


Figura 41 - Resistência à tracção de provetes de ADIs simples e duplos [3].

Verificou-se uma tendência clara para a diminuição da resistência à tracção destes materiais com o aumento da temperatura de transformação isotérmica. De salientar os elevados valores de tensão de ruptura obtidos para os materiais austemperados a 260°C.

Os tratamentos duplos com estágio sub-martensítico a 190°C melhoraram significativamente a resistência à tracção do ADI tratado a 340°C, o que já não sucedeu para a variedade tratada a 380°C.

Os valores máximos da resistência ao choque verificaram-se para a temperatura de transformação isotérmica de 340°C, tendo os tratamentos duplos melhorado esta propriedade em ambos os materiais considerados. A extensão após ruptura atingiu valores máximos para as temperaturas de 340°C e 380°C, tendo diminuido bastante com a austêmpera dupla do ADI tratado a 340°C, como se mostra na Figura 42 .

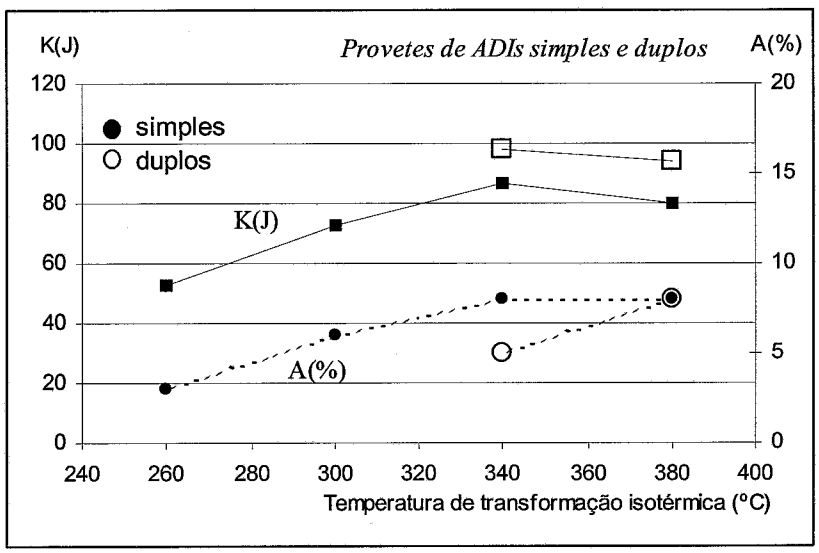


Figura 42 - Resistência ao choque e alongamento de provetes de ADIs simples e duplos [3].

3.4 Tratamentos seleccionados

Tendo por base o conjunto de tratamentos preliminares efectuados e os resultados de ensaios realizados com esses materiais, foram seleccionadas quatro temperaturas de transformação isotérmica para o tratamento dos discos e das engrenagens ensaiados no âmbito deste trabalho, nomeadamente 260, 280, 300 e 340°C. A três dessas temperaturas também foram realizados tratamentos faseados de austêmpera que incluiram um estágio sub-martensítico a uma temperatura de 190°C.

Neste trabalho, estes materiais obtidos através de diferentes tratamentos de austêmpera do ferro nodular de composição 1%Cu-0.5%Mn são designados por "ADIs", e são referenciados com um número correspondente à temperatura de transformação isotérmica. Os tratamentos duplos são assinalados com letra "D" (300D, por exemplo, refere-se ao ADI transformado isotermicamente a 300ºC com austêmpera dupla).

As propriedades mecânicas destes materiais são directamente dependentes das temperaturas e dos tempos de transformação empregues durante os tratamentos de austêmpera. Em termos gerais, e para a gama de temperaturas utilizada, quanto mais baixa foi a temperatura de transformação isotérmica mais duro e resistente se revelou o material. Estes materiais mais duros apresentam reduzido alongamento à ruptura e baixa resistência ao choque. Assim, os materiais austemperados a 260ºC e a 280ºC são mais frágeis e mais duros que as variantes tratadas a 300ºC e a 340ºC.

4 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Na Tabela 5 indicam-se os valores das propriedades mecânicas dos ADIs correspondentes aos discos e às engrenagens FZG-C que foram ensaiadas no âmbito do presente trabalho. São valores médios resultantes dos diferentes ensaios efectuados com provetes [6]. Nos casos assinalados, as propriedades mecânicas não foram determinadas através de ensaios experimentais, tendo sido interpoladas a partir dos restantes ADIs .

Tabela 5 – Propriedades mecânicas consideradas para os ADIs ensaiados.

ADI	Tensão de Ruptura MPa	Tensão de cedência MPa	Alongamento à ruptura %	Resistência ao choque KJ	Dureza HV	Grau ASTM 1897
260	1625	1325	3.2	53	480	5
260D	1440	1110	1.1	-	445	4
280	1522*	1233*	5.0*	64*	455	4
300	1435	1170	6.3	73	425	4
300D	1370*	1093*	3.0*	-	433*	-
340	1145	845	7.6	87	350	2
340D	1300	1075	3.7	98	420	-

** valores estimados por interpolação*

4.1 Análise das propriedades mecânicas

A Figura 43 e as seguintes mostram representações gráficas das principais propriedades mecânicas dos ADIs em função da sua temperatura de transformação isotérmica, tendo por objectivo permitir uma comparação expedita das propriedades dos materiais.

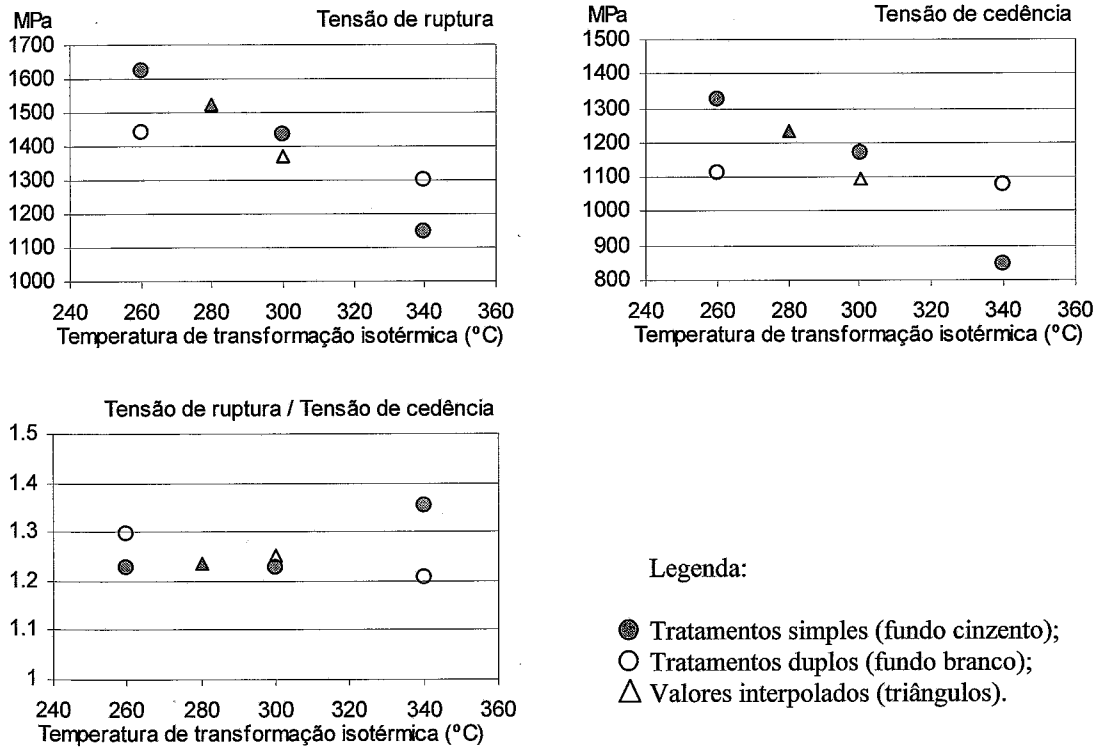


Figura 43 – Tensão de ruptura e de cedência dos ADIs ensaiados.

A relação entre os valores da tensão de ruptura e da tensão de cedência é semelhante para os diferentes ADIs, sendo ligeiramente maior para o ADI340.

O tratamento duplo apenas contribuíu para o aumento da resistência mecânica do ADI340, diminuindo a dos restantes. Este tratamento diminuiu a ductilidade dos materiais a qualquer das temperaturas de transformação isotérmica.

A Figura 44 mostra valores da dureza e do alongamento à ruptura dos ADIs, e relações entre estas propriedades e a tensão de ruptura de cada ADI.

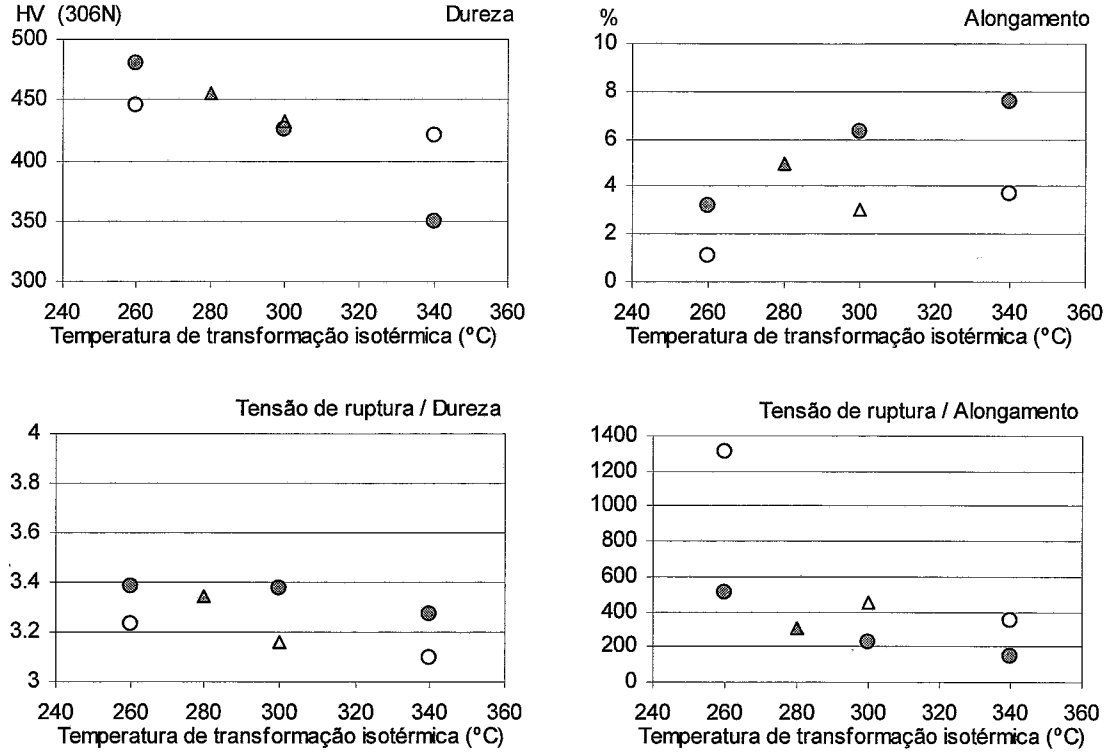


Figura 44 – Dureza, alongamento, e relações com a tensão de ruptura dos ADIs ensaiados.

A relação entre a tensão de ruptura e a extensão após ruptura (alongamanto %) do ADI260D é nitidamente diferente da dos restantes materiais, caracterizando esta variante de elevada resistência mecânica. Os tratamentos duplos conduziram sempre a um menor alongamento à ruptura relativamente aos tratamentos simples correspondentes. No caso da dureza, verifica-se que o tratamento duplo beneficia claramente o ADI340, prejudica o ADI260 e tende a ser indiferente para o ADI300.

A resistência ao choque destes ADIs revelou-se tanto maior quanto mais alta foi a temperatura de transformação isotérmica. O tratamento duplo promoveu ainda mais a resistência ao choque do ADI340. Por não terem sido realizados ensaios de impacto com os outros ADIs, não foi possível determinar a influência deste tratamento sobre essas variantes, nem tão pouco determinar por extrapolação a tendência para esses ADIs.

A Figura 45 mostra a resistência ao choque dos ADIs (medida em ensaios com provetes sem entalhe) e a relação entre este parâmetro e a tensão de ruptura dos materiais, onde se pode constatar a boa linearidade existente entre todas as variantes (os valores do ADI340 e do ADI340D encontram-se sobrepostos no diagrama do lado direito).

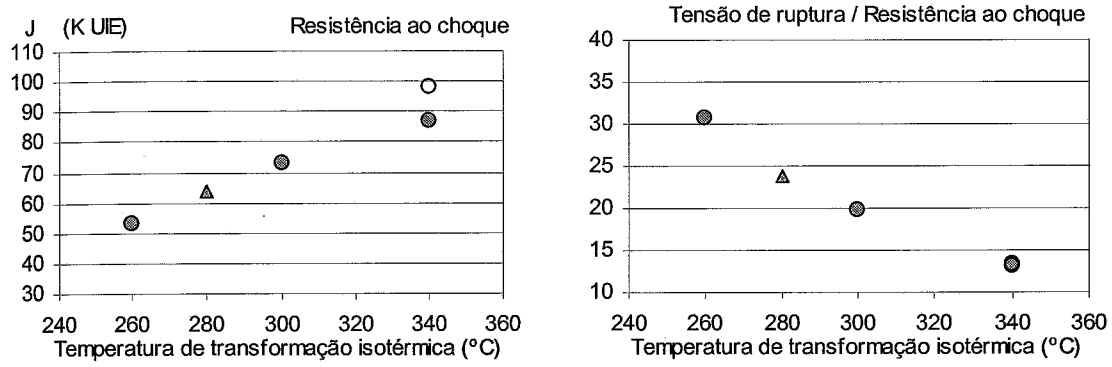


Figura 45 – Resistência ao choque e relação entre a tensão de ruptura e a resistência ao choque de alguns dos ADIs ensaiados.

5 DISCUSSÃO

O efeito das temperaturas de transformação isotérmica mostrou-se decisivo para as propriedades finais destes ADIs, e a forma como os tratamentos duplos influenciaram essas propriedades também variou em função das temperaturas adoptadas e dos tempos dos estágios durante a austêmpera.

A Figura 46 dispõe estes masteriais por ordem decrescente dos valores de tensão de cedência de cada um. Note-se a semelhança na forma como variam a dureza e tensão de ruptura dos ADIs, independentemente de terem sido tratados com austêmperas simples ou duplas.

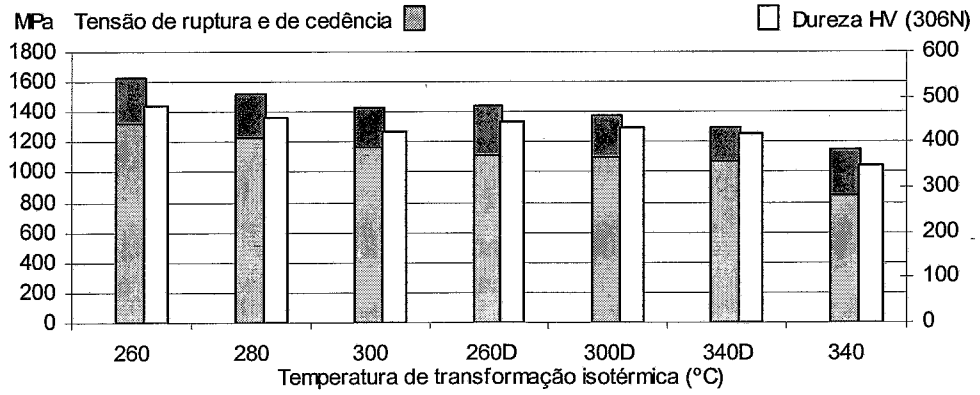


Figura 46 - Tensão de ruptura e de cedência e dureza dos ADIs ensaiados.

Na Figura 47 são apresentados valores da resistência ao choque e do alongamento à ruptura, estando os ADIs também dispostos por ordem decrescente da sua tensão de cedência.

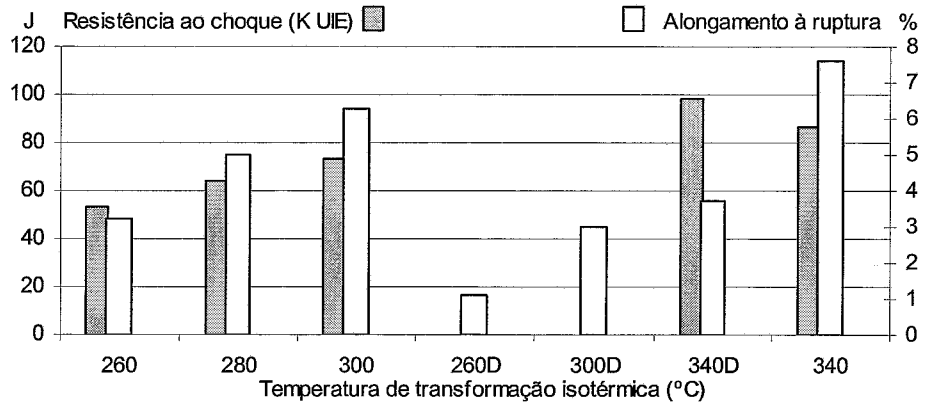


Figura 47 - Resistência ao choque e alongamento à ruptura dos ADIs ensaiados.

Nestes resultados é evidente a forte diminuição do alongamento à ruptura que resultou dos tratamentos de austêmpera dupla. Não estão disponíveis valores da resistência ao choque para os ADIs 260D e 300D, mas verifica-se que esta forma de tratamento aumentou bastante esta propriedade no ADI 340D.

No seu conjunto, estes resultados mostram que o ferro nodular utilizado permite a produção de ADIs de elevada resistência mecânica. Através do tratamento de austêmpera é possível maximizar qualquer das suas principais propriedades mecânicas, e também obter materiais que apresentam combinações equilibradas de propriedades.

6 CONCLUSÕES

O ferro nodular em estudo mostrou ser eficazmente austemperável, produzindo materiais de boa qualidade que podem ser utilizados no fabrico de componentes mecânicos sujeitos a esforços de elevado nível.

Em ensaios realizados anteriormente [16], engrenagens fabricadas neste ferro nodular ligado com Cobre e Manganês demonstraram uma elevada capacidade de resistência à gripagem depois de austemperadas a 280°C e a 360°C. Os primeiros ensaios realizados com discos austemperados a 280°C, também fabricados a partir deste ferro nodular, mostraram que este ADI é capaz de suportar pressões de contacto muito elevadas, sendo um material cuja resistência ao desgaste e à fadiga de contacto se situa ao nível da dos ADIs mais resistentes.

Foram usados tratamentos térmicos específicos que resultaram na produção de novas variedades de ADI, tendo sido seleccionadas seis delas para o fabrico de discos e de engrenagens que foram testadas numa segunda fase de ensaios.

Os novos tratamentos térmicos faseados mostraram-se eficazes ao aumentar a resistência mecânica dos ADIs austemperados a temperaturas mais elevadas, não sendo evidentes as vantagens resultantes da austêmpera dupla realizada sobre as variantes tratadas isotermicamente a temperaturas mais baixas.

Este ferro nodular deu origem a ADIs de alta resistência mecânica (ao nível do grau 5 ASTM para o ADI260), sendo apreciável a elevada ductilidade final dos produtos austemperados de forma convencional a temperaturas mais baixas (260, 280 e 300°C), relativamente aos valores normalizados pela ASTM (ver Figura 48).

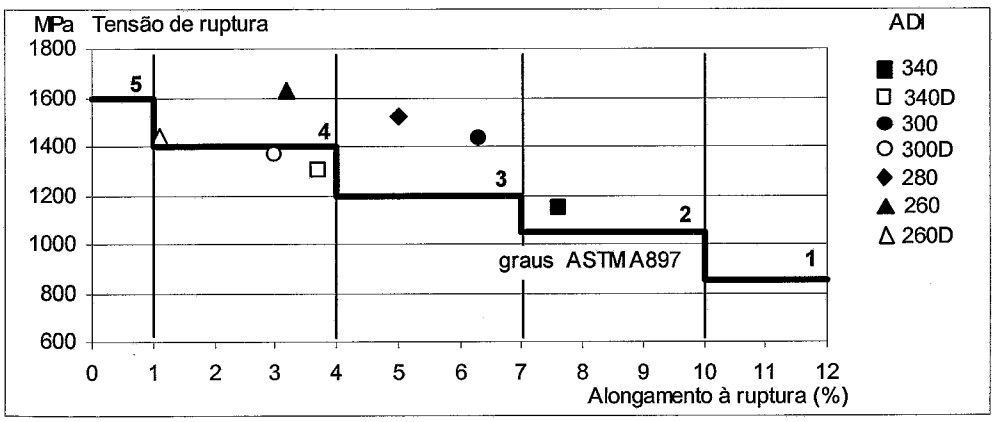


Figura 48 - Propriedades dos ADIs ensaiados relativamente à graduação ASTM A897.

Os tratamentos duplos permitiram produzir ADIs cuja resistência à tracção se situa ao nível dos graus 3 e 4 ASTM. Relativamente aos materais tratados de forma convencional, estes apresentam baixo alongamento à ruptura, em alguns casos não atingindo o alongamento previsto para o grau a que corresponde a sua tensão de ruptura.

Os tratamentos duplos aumentaram a tensão de ruptura do ADI, relativamente aos tratamentos simples, quando o estágio de transformação isotérmica se realizou a 340°C. Como o tempo deste estágio é tanto menor quanto mais alta for a temperatura [6], a austêmpera dupla pode traduzir-se em vantagens significativas na produção dos ADIs, já que permite obter materiais de elevada resistência com tratamentos de curta duração.

CAPÍTULO IV

AVARIAS EM DISCOS E ENGRENAGENS DE ADI

Sumário:

Neste capítulo referem-se as principais causas na origem das avarias mais frequentes de engrenagens fabricadas em ADI.

É feita uma análise dos mecanismos de desgaste, fissuração e fractura dos dentes de engrenagens fabricadas em ADI e identificam-se mecanismos de fadiga que actuam nas superfícies.

Ilustram este capítulo diversas imagens da superfície dos discos e dos dentes das engrenagens que foram ensaiadas no âmbito deste trabalho. Estes discos e engrenagens foram fabricados a partir do ferro nodular ligado com 1%Cu e 0.5%Mn.

1 INTRODUÇÃO

Grande parte das engrenagens de transmissão de potência que se utilizam actualmente são fabricadas em aço. Este facto deve-se à excelente combinação de propriedades mecânicas que este grupo de materiais apresenta, nomeadamente boa tenacidadede e boa resistência à fadiga de contacto.

As engrenagens fabricadas em ADI também aliam estas propriedades de uma forma muito eficaz. Apenas quando é necessário transmitir binários muito elevados, o seu desempenho ainda é superado pelo das engrenagens fabricadas em aço ligado e tratatado termicamente.

A utilização de ADI para o fabrico de engrenagens é fortemente favorecida pelo menor custo global de produção, relativamente ao do fabrico de engrenagens equivalentes em aço, sendo uma escolha preferida quando as engrenagens se destinam à transmissão de esforços de valor moderado. A grande resistência ao desgaste do ADI, o facto de as suas superfícies funcionarem eficazmente sem necessitarem de lubrificantes aditivados e a sua grande resistência à gripagem são argumentos muito fortes para o uso de engrenagens de ADI em diversas aplicações.

Em termos de avarias, e de uma forma genérica, as engrenagens de aço e de ADI exibem comportamentos semelhantes, sendo preponderantes os mesmos modos fundamentais de avaria [45, 46, 47, 48]. No entanto, há diversas diferenças na forma como estes materiais suportam as elevadas pressões de contacto e na forma como as suas matrizes metálicas evoluem durante os processos de fadiga que usualmente se encontram na origem de avarias.

São utilizados diferentes modelos para o cálculo da vida útil das superfícies [49, 50, 51, 52], nomeadamente dos dentes das engrenagens. No entanto, é ainda difícil caracterizar com rigor o contacto entre os dentes das engrenagens. Se modelos como os apresentados por Dang Van [53, 54, 55, 56], por exemplo, já contabilizam a presença de tensões residuais, não existem ainda modelos que contemplem a especificidade do ADI, como material usado em engrenagens, capazes de prever com segurança as possíveis avarias.

Os parágrafos seguintes apresentam um estudo das causas mais comuns para a avaria de engrenagens fabricadas em ADI. Este estudo não pretende ser exaustivo nem fazer a comparação entre o ADI e outros materiais, como o aço, mas sim focar os aspectos que mais directamente se relacionam com o uso do ADI para o fabrico de engrenagens.

2 INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE FABRICO

A moldação é um processo que permite fabricar engrenagens com dimensões muito próximas das finais, em que apenas algumas superfícies necessitam de ser rectificadas, como os flancos activos dos dentes, dispensando muitas operações de maquinagem necessárias para o fabrico destes componentes em aço. No entanto, é mais provável que contenham na sua matriz um maior número de defeitos ou de heterogeneidades que as engrenagens de aço, sendo a maioria destes defeitos provenientes do processo de fundição.

Os componentes de ADI são produzidos por fundição e não sofrem tratamentos mecânicos intensivos, como a laminagem ou o forjamento. As engrenagens fabricadas em aço apresentam matrizes laminadas, profundamente modificadas pela maquinagem e pelos tratamentos mecânicos e térmicos, e possuem quase sempre uma camada superficial endurecida, com propriedades diferentes das do interior do metal. Por sua vez, as engrenagens fabricadas em ADI são tratadas termicamente na massa, isto é, sofrem alterações metalúrgicas idênticas em toda a matriz. Assim, a resistência mecânica de um ADI depende quase só da constituição da sua matriz ausferrítica e da distribuição e do tipo de nódulos de grafite que esta contém.

Constata-se que grande parte das avarias de engrenagens de ADI está intimamente ligada à presença de defeitos internos. Neste sentido, só se podem conseguir engrenagens de ADI de alta resistência mecânica, ao nível das aplicações mais exigentes, a partir de um material-base com o menor número de defeitos possível.

2.1 Matriz metálica

Assim como os aços, os ADIs usados no fabrico de engrenagens são ligas ferro-carbónicas constituídas por grãos cujo tamanho pode variar desde alguns mícrons até alguns milímetros. Os átomos dispõem-se de forma geometricamente ordenada dentro de cada grão, formando uma "rede" ou "malha" que pode ser vista como um aglomerado de pequenas estruturas básicas (um cubo, no caso do ADI). Cada uma destas estruturas ocupa um espaço de aproximadamente 1/100000 do tamanho do grão que a contém.

As redes cristalinas que formam os grãos contêm sempre defeitos. Os mais importantes são as "deslocações", que consistem em alterações geométricas da própria malha. Para além

disto, as redes cristalinas contêm átomos estranhos em solução sólida. Estes átomos, ou ocupam o lugar de um dos átomos da rede (substituição) ou mantêm-se "entalados" entre átomos da própria rede (solução intersticial). Em qualquer dos casos, a malha cristalina encontra-se sempre deformada em redor desses átomos. As deformações da rede também ocorrem pela falta de um dos seus átomos, provocando um vazio na sua coerência geométrica.

Se uma "rede" cristalina contiver mais átomos estranhos do que aqueles que consegue dissolver a uma dada temperatura, forma-se uma segunda fase de partículas finamente dispersa a que se dá o nome de precipitado. Os precipitados coerentes têm uma estrutura cristalina semelhante à da matriz, e dizem-se incoerentes aqueles que formam os seus próprios grãos, vindo a criar juntas entre si e a matriz. As juntas de grão, que são as fronteiras entre cada aglomerado cristalino, são um local preferencial para a ocorrência de precipitação. Estes precipitados podem envolver completamente os grãos que os cercam (ver Figura 49).

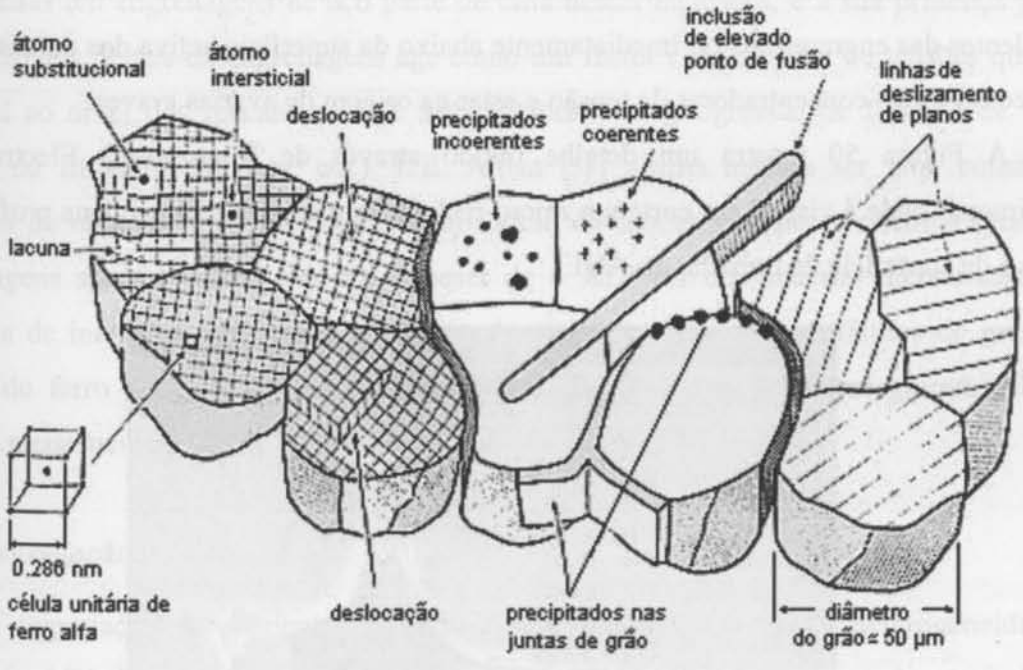


Figura 49 - Constituintes típicos de uma liga ferro carbónica [57].

Contrariamente aos metais puros, as ligas ferro-carbónicas possuem diversas fases (cristais com uma estrutura e constituição química característica). Estas fases apresentam diferentes características (de resistência mecânica e outras), e são responsáveis por heterogeneidades com influência relevante na capacidade macroscópica de resistência mecânica do material.

O ADI é constituido por duas fases principais, a ausferrite e a grafite, sendo a primeira a responsável pela tenacidade e resistência mecânica do material e a segunda pela sua grande capacidade de amortecimento de vibrações, leveza, e elevada resistência ao desgaste e à gripagem.

2.2 Micro-rechupes

A presença de lacunas de muito pequena dimensão é um defeito que se pode encontrar com alguma frequência em produtos obtidos por fundição, como o ADI. Estes pequenos espaços vazios podem ser gerados pela retenção de pequenas bolhas de gás no interior do metal líquido ou pela contração da liga durante o arrefecimento, originando defeitos usualmente designados por "micro-rechupes". A presença dispersa destes pequenos defeitos no ADI é usualmente tolerável. No entanto, quando as suas dimensões são consideráveis ou quando se localizam em zonas onde actuam tensões elevadas (como, por exemplo, junto ao pé dos dentes das engrenagens ou imediatamente abaixo da superfície activa dos dentes), podem agir como fortes concentradores de tensão e estar na origem de avarias graves.

A Figura 50 mostra um detalhe obtido através de Microscopia Electrónica de Varrimento onde é visível em corte um micro-rechupe situado a muito pequena profundidade abaixo da superfície de trabalho do ADI.

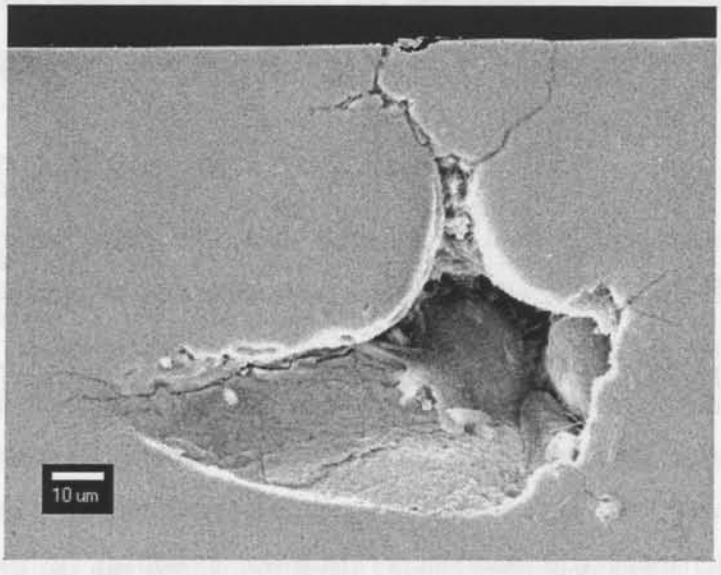


Figura 50 - Micro-rechupe localizado imediatamente abaixo de uma superfície de um disco de ADI (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11].

2.3 Inclusões

As inclusões, metálicas ou não, são quase inevitáveis nos ferros fundidos. Materiais de alto ponto de fusão que estejam presentes no banho líquido tendem a ficar retidos no interior da liga, durante o arrefecimento, constituindo as chamadas "inclusões de alto ponto de fusão". O crescimento e cristalização dos grãos ocorre em torno destas inclusões que, assim, podem atravessar vários grãos e juntas de grão ao longo do seu comprimento [57]. Algumas das maiores inclusões são formadas por silicatos ou aluminas arrastadas por erosão do recipiente refractário ou outro para o interior do metal líquido, e têm um carácter esporádico, podendo considerar-se como ocorrências extraordinárias. Se o tamanho das inclusões for relativamente pequeno e estas se encontrarem bem dispersas pelo material, podem não ser prejudiciais ao funcionamento de uma engrenagem. No entanto, quando situadas em pontos críticos ao nível das tensões, podem constituir um problema sério. Grande parte das fissuras internas encontradas em engrenagens de aço parte de uma destas inclusões, e a sua presença junto à superfície dos dentes de engrenagens age como um factor concentrador de tensões que pode ser fatal ao nível dos mecanismos de avaria superficial (progressão de fissuras de fadiga, ruptura do filme lubrificante, etc.). L.E. Alban [58] afirma mesmo ser uma constante a presença de uma inclusão não metálica no início de fendas geradas por fadiga quando as engrenagens são fabricadas em aço. Apesar de o ADI ser um material menos sensível à presença de inclusões (facto que se deve, sobretudo, à presença dos nódulos de grafite), a pureza do ferro nodular é uma condicionante fundamental para se conseguirem ADIs de elevada resistência mecânica.

2.4 Segregação de elementos

A segregação de elementos também é uma causa frequente de heterogeneidade na matriz do ADI. Estes elementos concentram-se frequentemente nas zonas de arrefecimento mais tardio da matriz metálica e podem criar grandes aglomerados, condicionando a distribuição de tensões local e estando na origem da iniciação de fissuras de fadiga. É importante estudar e controlar o arrefecimento dos fundidos em diferentes locais dos componentes de forma a promover a homogeneidade da matriz, evitando a segregação de elementos e a formação de fases indesejadas.

2.5 Austenite transformada

Outra forma típica de heterogeneidade no ADI é aquela que respeita à uniformidade do processo de transformação da austenite em ausferrite, durante o tratamento de austêmpera. Zonas mal transformadas podem apresentar blocos de austenite não estabilizada (pouco enriquecida em Carbono), ou, pelo contrário, zonas onde a transformação ocorre mais rapidamente podem conter carbonetos resultantes da decomposição da ausferrite. Estes aspectos sublinham a necessidade de se controlar com rigor o ciclo térmico do tratamento de austêmpera, e a sua relação com o ferro nodular e com os elementos de liga, para a obtenção de ADIs de qualidade.

2.6 Nódulos de grafite

A morfologia e a distribuição dos nódulos de grafite podem constituir defeitos no ADI. De uma forma ideal, os nódulos de grafite seriam idênticos e esféricos, e distribuir-se-iam de forma homogénea pela matriz. Na realidade, os nódulos são apenas aproximadamente esféricos, distribuem-se de forma mais ou menos aleatória, e possuem tamanhos variáveis (o que muitas vezes depende da profundidade a que se encontram). A Figura 51 mostra como a presença de aglomerados de nódulos de grafite imediatamente abaixo da superfície pode estar na origem do aparecimento de fissuras de fadiga de contacto.

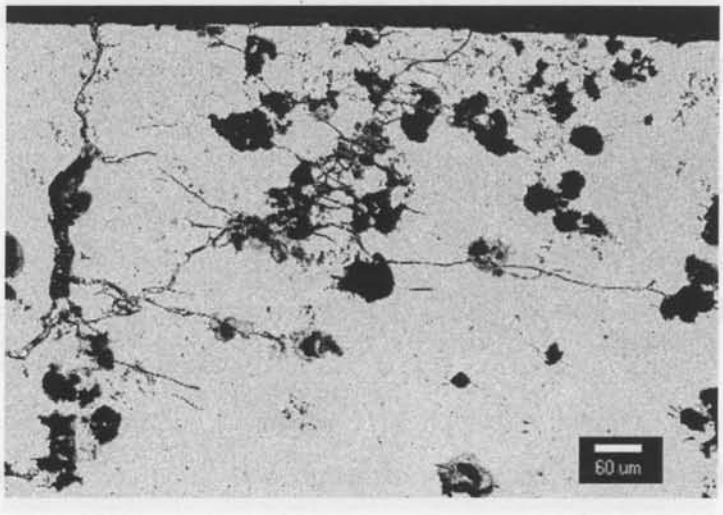


Figura 51 - Fissuras que se propagam através de um aglomerado de nódulos irregulares de grafite junto à superfície de um ADI austemperado a 280°C (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11].

Em alguns casos a grafite pode encontrar-se sob a forma de pequenas lamelas ou de nódulos muito imperfeitos, podem existir nódulos de dimensão exagerada ou coalescentes, e podem ainda encontrar-se concentrações e alinhamentos de nódulos que criam zonas de baixa resistência.

A presença de nódulos de grafite e das suas cavidades é uma característica das superfícies de ADI. Não constituindo um defeito, é uma heterogeneidade que, em determinadas situações, pode conferir vantagens tribológicas ao material. No entanto, quando estas superfícies são submetidas a pressões de contacto muito elevadas, a concentração de tensões que ocorre junto a esses nódulos ou cavidades pode estar na origem da iniciação de micro-fissuras. O mesmo efeito pode suceder a partir de nódulos situados a profundidades críticas, nomeadamente àquelas a que actuam as maiores tensões de corte devidas ao contacto.

Assim, o controlo do tamanho e da distribuição dos nódulos de grafite é um dos factores fundamentais para a optimização das propriedades do material.

2.7 Superfícies geradas por arranque de apara

Os sulcos e protuberâncias resultantes da acção das ferramentas de corte sobre as superfícies não constituem apenas um defeito físico, são potenciais locais de iniciação de fissuras, qualquer que seja a sua orientação relativamente à direcção de rolamento dessas superfícies. A fusão do material pode ocorrer no interior dos sulcos de maquinagem quando esta é feita com velocidade exagerada ou quando não é feito um arrefecimento conveniente. Outros riscos mais ou menos aleatórios que resultam do contacto das ferramentas cortantes com as superfícies, bem como as rebarbas criadas pelas operações de maquinagem, podem estar na origem da libertação em serviço de pequenas partículas metálicas que, mais tarde, se incorporam no fluido lubrificante e se introduzem no contacto. De uma forma geral, o bom acabamento superficial é benéfico para a resistência à fadiga de contacto das engrenagens de ADI, sendo recomendáveis acabamentos com baixos valores de rugosidade.

2.8 Superfícies rectificadas

A rectificação das superfícies pode estar na origem de fissuração quando são adoptados parâmetros de maquinagem demasiado severos, modificando a natureza das tensões residuais

junto à superfície, conseguindo transformar as tensões compressivas instaladas em tensões de tracção, por vezes capazes de originar fissuras. A rectificação também pode causar um aquecimento suficientemente elevado das superfícies para que ocorram transformações metalúrgicas, como a da transformação local da martensite, processo que é acompanhado da instalação de tensões residuais.

As fissuras criadas durante operações de rectificação das superfícies (através de mós abrasivas), têm comprimentos bastante curtos e dispõem-se sobre as superfícies de forma paralela entre si e perpendicularmente ao sentido de deslocamento da mó. Muitas vezes estas micro-fissuras são latentes e só são visíveis nas superfícies algumas horas após a rectificação ou mesmo após o uso da engrenagem. Detectam-se por magnetoscopia ou por ressonância magnética, e têm uma profundidade típica da ordem dos 0.05 a 0.5 mm. As mós de rectificar agem sobre as superfícies como um conjunto de pequenas ferramentas cortantes, cada uma produzindo os seus pequenos sulcos. Os sulcos mais próximos interceptam-se gerando uma imagem típica de superfície. Paralelamente vão surgindo pequenas fissuras transversais relativamente à orientação da maquinagem por efeito de deformações plásticas locais. Estas fissuras tendem a propagar-se ao longo das fases mais frágeis presentes no interior do material.

Uma rectificação pode ser inadequada quer por uma escolha errada do material da mó quer pela utilização de parâmetros incorrectos, como sejam uma velocidade demasiado lenta da mó, um avanço demasiado lento, um valor exagerado para a penetração ou uma lubrificação deficiente.

Uma forma de eliminar as fissuras geradas na rectificação dos flancos de trabalho dos dentes das engrenagens é proceder a uma nova rectificação. Obviamente, será necessário adoptar parâmetros diferentes dos que anteriormente causaram essas fissuras e, de qualquer maneira, é necessário garantir que a engrenagem admita os novos valores obtidos para a folga entre dentes após a segunda rectificação. Não é aconselhável utilizar uma engrenagem contendo este tipo de fissuras, uma vez que elas podem evoluir para fissuras profundas, causando a ruptura posterior de um ou mais dentes da engrenagem.

2.9 "Shot-peening"

Tratamentos como o "shot-peening" são particularmente eficazes nas engrenagens de ADI, dada a capacidade que a austenite tem em se transformar localmente em martensite quando submetida a fortes deformações de origem mecânica. Esta transformação ocorre com um aumento de volume de 4% e promove a resistência das superfícies dos dentes das engrenagens pela indução de tensões residuais compressivas nos seus flancos activos. No entanto, este tipo de tratamento pode gerar irregularidades geométricas capazes de prejudicar o funcionamento elastohidrodinâmico das superfícies dos dentes em contacto. Este efeito traduz-se numa diminuição da espessura de filme lubrificante entre as superfícies, no aumento do coeficiente de atrito e da temperatura local e, em casos extremos, pode proporcionar condições para que surjam fenómenos de adesão causados por contactos metálicos entre os dentes das engrenagens.

3 FISSURAÇÃO

As avarias em engrenagens de elevada resistência mecânica ocorrem quase sempre através da propagação de fissuras. Estas podem ser de grandes dimensões, como sucede quando se fractura um dente da engrenagem, ou microscópicas, como as fissuras de fadiga de contacto, que se desenvolvem junto à superfície dos dentes ao longo de milhares de ciclos de solicitação. Apenas em casos excepcionais as avarias não envolvem a propagação de fissuras, como sucede quando ocorre desgaste excessivo ou gripagem.

As fissuras podem pré-existir na matriz, fruto dos processos de fabrico, ou serem geradas em funcionamento, normalmente por efeito de deformações plásticas impostas ao metal. A causa mais comum para o primeiro caso são os gradientes térmicos durante o processamento da liga e o fabrico dos componentes, enquanto, no segundo, são os esforços mecânicos em funcionamento. Estes podem provocar o aparecimento e o desenvolvimento de fissuras por fadiga na superfície e nas sub-superfícies, na base dos dentes e na própria jante da roda dentada (corpo de roda).

No caso das engrenagens de ADI distinguem-se dois tipos preponderantes de fadiga: a fadiga de flexão dos dentes, que tende a originar fissuras na zona do pé dos dentes, e a fadiga por contacto, que provoca avarias ao nível das superfícies activas dos flancos dos dentes.

3.1 Fissuras de fadiga

As avarias causadas por fadiga ocorrem como consequência da propagação gradual de fissuras quando são aplicadas tensões cíclicas à engrenagem. Teoricamente, seria necessário que o valor das tensões aplicadas fosse superior à tensão de cedência do material para que isso acontecesse. No entanto, os defeitos e as inclusões existentes no próprio material agem como concentradores de tensão e, como tal, favorecem a iniciação e a propagação de fissuras mesmo quando a carga aplicada nos dentes da engrenagem é, macroscopicamente, absorvida integralmente em regime elástico.

A partir do momento em que são geradas descontinuidades significativas, é o efeito de entalhe que passa a actuar como agente concentrador de tensões e que promove a propagação das fissuras. Desde que os esforços aplicados às superfícies mantenham valores suficientemente elevados, este fenómeno reproduz-se a si próprio.

O processo de fadiga caracteriza-se por três fases distintas: a iniciação das fissuras, a sua progressão durante o carregamento cíclico e a fase de ruptura. A atenção dos investigadores tem incidido na primeira fase, tendo como objectivo conseguir eliminar a geração deste tipo de fissuras no dentado das engrenagens.

A fadiga de contacto pode causar diversas formas de deterioração da superfície, e as fissuras de fadiga podem ter origem na própria superfície ou no interior do material, usualmente nas zonas onde se desenvolvem as máximas tensões de Hertz (tensões de contacto). Estas fissuras estão na origem de avarias de engrenagens quando a sua propagação conduz à libertação de escamas da superfície ("spalling", que pode levar à degradação rápida das superfícies de trabalho de outros dentes), ou quando micro-fissuras superficiais formam inúmeras micro-cavidades ("pitting", que provoca elevado nível de vibrações em funcionamento e tende a agravar-se a si próprio).

As fissuras de fadiga desenvolvem-se a partir de defeitos da superfície ou a partir de zonas internas do material onde ocorre concentração de tensão, como sejam as inclusões, pequenas descontinuidades do material ou mesmo microfissuras existentes devido a deslocações da malha cristalina (ver Figura 52).

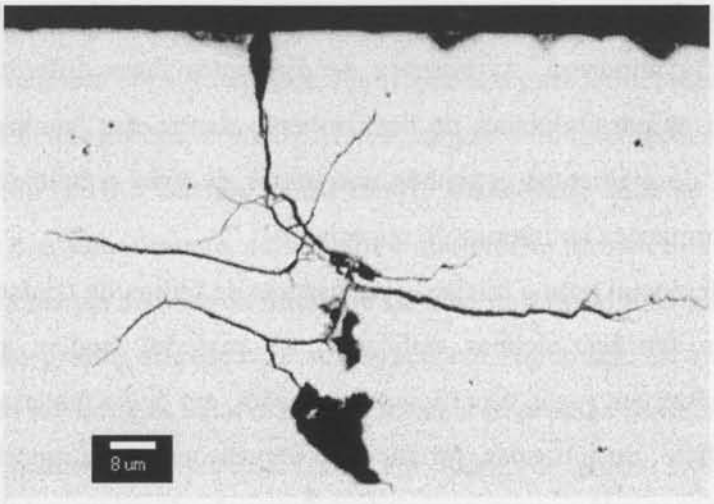


Figura 52 - Micro-fissuras de fadiga que ligam a superfície a pequenos defeitos presentes na matriz metálica de um ADI austemperado a 280ºC (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11].

3.1.1 Iniciação de fissuras

Quando o material é deformado plasticamente ocorrem deslizamentos de conjuntos (blocos ou camadas) de átomos constituintes da rede cristalina. Estes deslizam movendo-se entre si ao longo de planos definidos dentro de cada grão. As tensões induzidas em cada grão forçam a ocorrência de deslizamentos nos grãos adjacentes.

Existem vários tipos de deformações permanentes das "redes" cristalinas dos metais (deslizamentos, deslizamentos parafuso, maclagens, etc.), todas elas causando alterações à geometria dos cristais e dos grãos constituintes do material. A iniciação de fissuras pode dar-se a partir do empilhamento de deslocações, quando a liberdade de deslizamento dos planos cristalinos se torna demasiado reduzida, vindo a provocar "falhas" nas ligações interatómicas (gerando ruptura de ligações) que acabam por constituir uma frente de fissuração. Com o acumular de deslocações geradas pela imposição de deformações sucessivas vão sendo cada vez menores as possibilidades de ocorrerem deslizamentos. O fenómeno de encruamento é o resultado do endurecimento e do aumento de tenacidade destas zonas saturadas em termos de deslocações. A aplicação de uma força suficientemente elevada causará, neste estado, a fissuração do material. Este fenómeno ocorre preponderantemente em materiais de elevada pureza.

A presença de impurezas que não partilham de uma forma coerente o reposicionamento dos átomos durante as fases de deformação plástica faz com que o material em seu redor fique

sujeito a grandes esforços, cedendo plasticamente, enquanto se vai gerando um vazio cada vez maior em torno da impureza. A presença de diferentes fases dificulta o movimento dos átomos e diminui as possibilidades de deslizamento dentro das "malhas" cristalinas, assim como a presença de elementos estranhos nas juntas de grão condiciona a propagação das tensões e das deformações no interior do material.

A zona preferencial para a iniciação de fissuras de fadiga de contacto é a superfície dos componentes. As tensões cíclicas aplicadas ao material podem produzir bandas de deslizamento que formam rugas superficiais (extrusões, em que o material é empurrado para o exterior da superfície, ou intrusões, provocando depressões nessa superfície). O processo de formação destas rugas está sempre associado à formação de micro-entalhes e micro-fissuras, estas tendendo a propagar-se numa direcção oblíqua de cerca de 45° relativamente ao sentido de aplicação da carga. Apesar deste processo poder ocorrer em superfícies lisas e isentas de defeitos, as irregularidades superficiais favorecem-no fortemente.

A Figura 53 mostra fissuras típicas de fadiga de contacto, neste caso desenvolvendo-se a partir da superfície de um disco de ADI sujeito a uma pressão de contacto de 1.5 GPa.

Figura 53 - Fissuras de fadiga de contacto que se desenvolvem a partir da superfície de trabalho de um ADI austemperado a 280°C (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11].

A iniciação de fissuras está frequentemente associada a zonas onde existem concentração de tensões ou deformações plásticas: inclusões junto à superfície livre, partículas estranhas "impressas" no material, fissuras formadas durante tratamentos

mecânicos, "pits" de corrosão, riscos, e outros defeitos superficiais. As fases com baixa resistência à fadiga também constituem locais preferenciais para a iniciação de fissuras.

Nos materiais heterogéneos, como o ADI, o conjunto de interacções entre os diferentes constituintes do metal (ferrite acicular numa matriz austenítica, onde se encontram nódulos dispersos de grafite e, eventualmente, carbonetos e martensite) tornam muito mais complexa a explicação dos mecanismos na base da iniciação de uma fissura. Muitas fissuras têm origem a partir de nódulos de grafite situados na sub-superfície Hertziana, facto que pode suceder quando são impostos ao material valores muito elevados de pressão superficial.

A Figura 54 mostra fissuras associadas a um nódulo de grafite situado imediatamente abaixo de uma superfície de ADI. Algumas fissuras têm origem no próprio nódulo e tendem a propagar-se paralelamente à superfície, ao longo da camada Hertziana. A fissura que liga o nódulo à superfície também é comum em nódulos situados a pequena profundidade e ocorre quando a pressão de contacto é capaz de fracturar a camada de material que separa o nódulo da superfície.

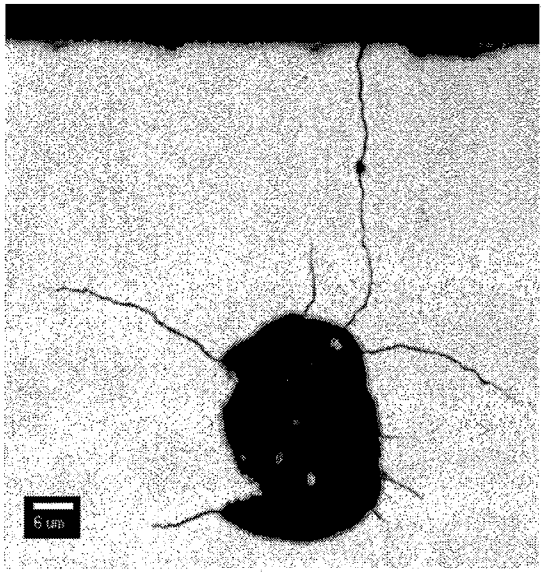


Figura 54 - Fissuras de fadiga de contacto associadas a um nódulo de grafite na sub-superfície de um ADI austemperado a 280°C (profundidade ≈ 40μm, p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%,)) [11].

3.1.2 Propagação das fissuras

Após a fase de iniciação das fissuras de fadiga, que ocorre predominantemente a 45°, assiste-se a uma propagação rectilínea da frente de fissuração numa direcção perpendicular à

da aplicação da carga. As tensões concentradas na frente de fissuração causam a deformação plástica do material nessas zonas e promovem a propagação das fissuras. Nesta fase, cada ciclo de carga provoca o avanço dessa frente, causando um aspecto estriado à superfície de fractura. A Figura 55 mostra um esquema que ilustra este fenómeno.

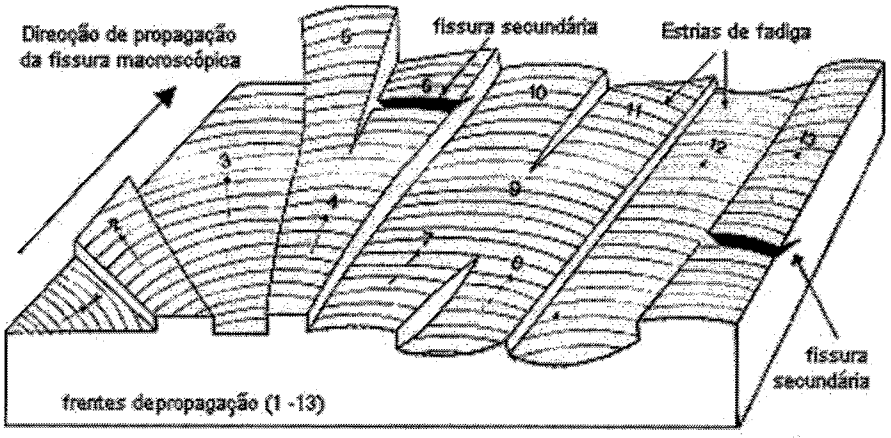


Figura 55 - Frentes de propagação de uma fissura de fadiga [57].

O ADI endurece as suas superfícies por efeito mecânico, quando este é suficientemente forte para despoletar a transformação da austenite estabilizada em martensite. Este fenómeno induz tensões compressivas que tendem a contrariar a propagação de fissuras, e também pode ocorrer nas frentes de fissuração, promovendo a resistência à fadiga destes materiais [59].

Os nódulos de grafite podem estar na origem de fissuras quando situados em zonas em que actuam elevadas tensões hertzianas. A coalescência ou alinhamento de nódulos pode criar zonas de menor resistência na matriz, mais susceptíveis à iniciação de fissuras. No entanto, a presença de nódulos de grafite tem influência no trajecto das fissuras de fadiga. Em muitos casos estas são atraídas para os nódulos, que agem como elementos retardadores da sua progressão.

Se, nuns casos, as fissuras deixam de progredir ao atingir um nódulo de grafite, noutros dá-se a sua ramificação, e noutros os nódulos são indiferentemente atravessados por essas fissuras, como se pode ver através da Figura 56. A ocorrência destas situações depende muito do tamanho e da distribuição dos nódulos de grafite, bem como da dimensão das fissuras e do estado de tensão local.

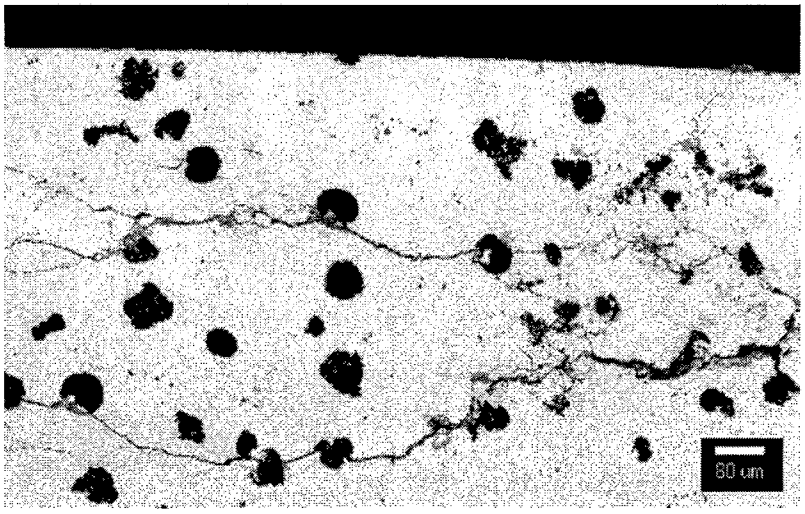


Figura 56 - Fissuras de fadiga de contacto que se propagam ao longo da sub-superfície de um ADI austemperado a 280ºC (p_0 = 1.2 GPa, SR = 20.5%) [11].

3.1.3 Macrofissuras superficiais

Estas fissuras formam-se paralelamente à linha de contacto entre dois dentes da engrenagem e podem ser difíceis de detectar a olho nu. Aparecem quase exclusivamente em engrenagens de aço que sofreram endurecimento superficial, quando a zona endurecida junto à superfície tende a "enterrar-se" no interior menos duro do material, causando o aparecimento de fendas e a ruptura da zona superficial (bastante mais frágil que o interior).

No caso do ADI, é possível encontrar fissuras semelhantes quando o valor da pressão de contacto é suficientemente elevado para fazer "afundar" pequenas camadas da superfície que eventualmente estejam sobre defeitos ou zonas de resistência deficiente da matriz metálica. Estas fissuras detectam-se logo após os primeiros ciclos de aplicação da carga e podem dar origem a macrofissuras (fendas), prejudicando rapidamente o funcionamento da engrenagem.

A presença de grandes fissuras superficiais faz progredir fissuras de fadiga de contacto paralelas à superfície ao longo da sub-superfície Hertziana, e a sua progressão conduz à libertação de grandes escamas de metal. Para além das crateras resultantes nas superfícies, que destroem a sua capacidade de trabalho, a libertação de partículas metálicas de dimensões consideráveis pode causar facilmente a avaria de outras superfícies activas [60].

A Figura 57 mostra um exemplo de macrofissuras visíveis numa superfície de ADI.

Figura 57 - Fissuras na superfície de um disco de ADI que se desenvolvem sobre defeitos microestruturais (ADI280, p_0 = 2GPa, SR = 10%, ampliação = 200x).

A Figura 58 mostra um exemplo de fendas de grande dimensão que se tornaram visíveis logo após o início de funcionamento de um disco de ADI sujeito a elevada pressão de contacto. Este tipo de fendas encontra-se inevitavelmente associado a grandes defeitos estruturais presentes no ADI, nomeadamente a rechupes resultantes do processo de solidificação.

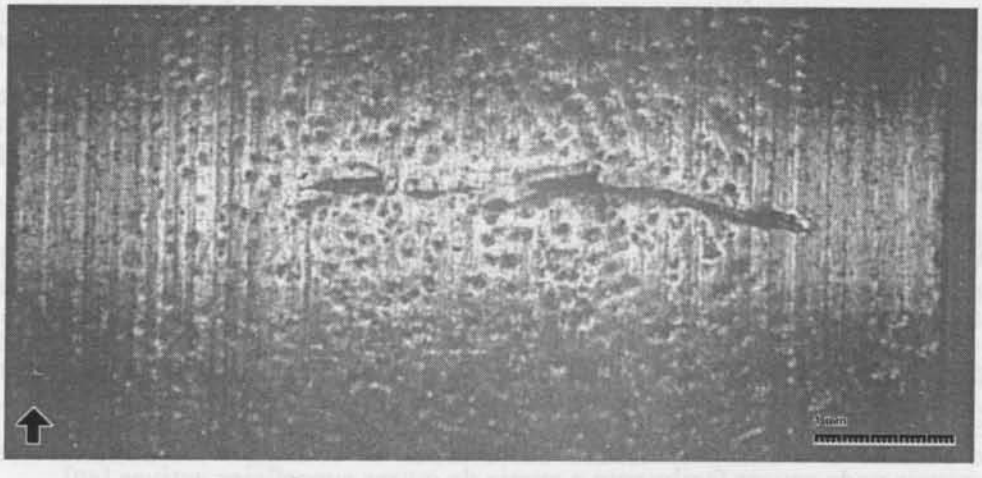


Figura 58 - Fissuras na superfície de um disco de ADI austemperado a 280ºC (p_0 = 2 GPa, SR=10%).

3.1.4 Fissuras superficiais sobre nódulos de grafite

A presença de nódulos de grafite muito perto da superfície dos componentes de ADI faz com que, durante os primeiros ciclos de solicitação, a película de material que os cobre seja quebrada, surgindo muitas fissuras de pequena dimensão dispersas pela superfície. A Figura 59 mostra um exemplo típico desta situação.

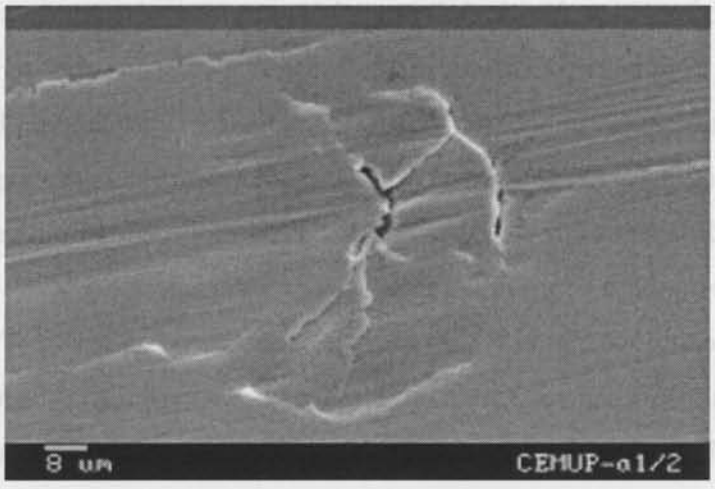


Figura 59 - Fissuras superficiais que se desenvolvem sobre um nódulo de grafite junto à superfície de um ADI austemperado a 280ºC (p_0 = 2 GPa, SR= 0%) [9].

Estas micro-fissuras não são muito importantes em termos de danos causados pela fadiga de contacto [61, 62]. A consequência da abertura destas micro-fissuras é, quase sempre, a abertura dos nódulos de grafite, o que tende a fazer com que esta se liberte para o contacto, fenómeno característico do funcionamento das superfícies de ADI. As cavidades resultantes deste processo adquirem bordos de contornos suaves ao longo do funcionamento da superfície, conferindo-lhe um aspecto característico, repleto de pequenas crateras, como se pode ver, por exemplo, na Figura 58.

Este fenómeno está na origem da libertação de grande número de micro-partículas metálicas durante a fase de rodagem dos componentes, pelo que é importante prever a subtituição atempada do lubrificante e garantir uma filtragem eficaz do óleo.

3.1.5 "Pitting"

O aparecimento de pequenas crateras com a forma de picadas nas superfícies ("pitting"), resulta da aplicação de tensões cíclicas na superfície e sub-superfície dos dentes das engrenagens.

As modificações progressivas do estado de deformação do material ocorrem de cada vez que é excedido o valor limite de "endurance" das tensões que consegue suportar. As superfícies que sofrem este tipo de fadiga tendem a apresentar pequenas crateras e a sofrer o arrancamento de pequenas partículas. Estas crateras podem manter-se diminutas ou o seu tamanho pode crescer ao longo do funcionamento da engrenagem. Podem ainda ser de grandes dimensões logo desde o início de funcionamento da engrenagem. Como todos os fenómenos de fadiga, este tipo de deterioração necessita de vários milhares de ciclos para se começar a manifestar, não ocorrendo nunca de forma instantânea.

Contrariamente aos fenómenos de desgaste por abrasão, o "pitting" ocorre em engrenagens bem lubrificadas. O aspecto dos dentes e a evolução do processo dependem do estado superficial dos flancos de trabalho dos dentes, da geometria dos perfis em contacto, que impõe diferentes valores das taxas de escorregamento, das pressões máximas instaladas no contacto e da constituição metalúrgica do ADI.

Este tipo de picadas não é provável na ausência de um filme de óleo. A retenção de óleo a alta pressão no interior das microfissuras tende a causar a sua propagação durante os instantes em que o contacto ocorre sobre a zona fissurada. Essa pressão é imposta ao fundo da cavidade da fissura original e cessa com a ejecção do óleo no final do período de contacto. A repetição sucessiva deste processo faz com que o metal entre a fenda e a superfície seja progressivamente eliminado, dando origem a "pitting" [63].

O tipo mais comum desta forma de desgaste é o aparecimento de pequenas crateras nos flancos activos dos dentes de engrenagens (picadas ou "pits"). O deslocamento de pequenas porções da superfície tende a formar escamas de material encruado que, ao soltarem-se, deixam visíveis pequenas cavidades.

Os parâmetros mais influentes neste tipo de deterioração são a carga imposta aos dentes da engrenagem, a altura das rugosidades da superfície e a espessura do filme de óleo lubrificante.

O "pitting" pode resultar da propagação de fendas de fadiga do exterior para o interior dos dentes das engrenagens no sentido do escorregamento. Nas engrenagens mandantes, estas fissuras apontam de forma convergente do exterior para o interior do dente à altura do primitivo; nas rodas mandadas, as fissuras assumem um aspecto divergente, apontando do exterior para a base e para a cabeça do dente, conforme estejam situadas abaixo ou acima do primitivo [57], conforme mostra a Figura 60.

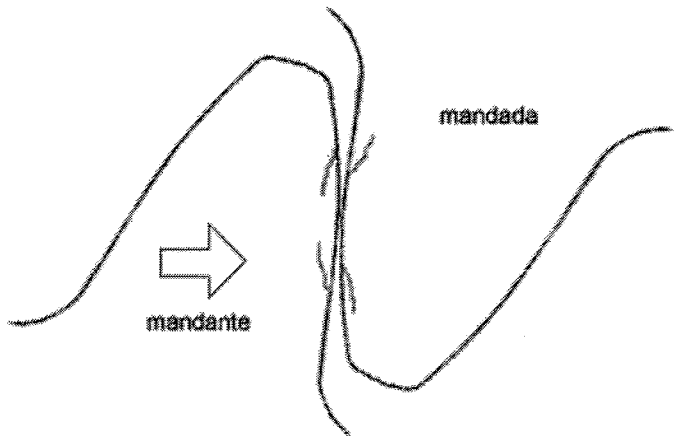


Figura 60 - Propagação de fissuras de fadiga de contacto em dentes de engrenagens.

É possível que o "pitting" ocorra apenas numa fase inicial do funcionamento da engrenagem, dado o facto de as superfícies ainda não se encontrarem bem adaptadas ou "rodadas". Após a rodagem e consequente adaptação das superfícies o fenómeno pode estabilizar e as crateras podem mesmo desaparecer. No entanto, se a carga imposta à engrenagem for elevada relativamente à capacidade de resistência do material, é provável que o fenómeno evolua, podendo conduzir à avaria definitiva das superfícies dos dentes da engrenagem. Uma rodagem efectuada com cargas de baixa intensidade é uma forma simples de evitar o "pitting" inicial.

3.1.5.1 Micro-"pitting"

O "micro-pitting" é uma forma particular de "pitting", caracterizada pelo tamanho microscópico das crateras superficiais. Esta forma de picadas é característica das engrenagens de aço endurecidas superficialmente e cujo acabamento superficial é obtido por rectificação. Surge nas zonas mais carregadas dos dentes da engrenagem e tende a propagar-se por fadiga,

conduzindo à formação e libertação de pequenas escamas superficiais de material. As zonas afectadas adquirem um aspecto baço acinzentado e revelam o desaparecimento de vestígios da ferramenta de rectificação. O aparecimento deste tipo de defeitos depende sobretudo das rugosidades superficiais, da carga localizada no contacto, do tipo de material e dos tratamentos térmicos que sofreu (que condicionam a dureza superficial). A selecção de um lubrificante adequado e um aumento da espessura do filme de óleo permitem atenuar gradualmente este fenómeno fazendo-o desaparecer lentamente durante o funcionamento.

As superfícies de ADI, menos duras e frágeis que as superfícies de aço cementadas ou nitruradas, não são preponderantemente afectadas por "micro-pitting".

3.1.5.2 "Pitting" inicial

Constituído por crateras de dimensões relativamente pequenas, este fenómeno ocorre nas zonas dos dentes sujeitas aos maiores valores de pressão superficial. Aparece frequentemente logo após o início de funcionamento da engrenagem e é o próprio desgaste associado à fase de rodagem que promove o nivelamento das superfícies, uma melhor distribuição de carga e, eventualmente, a estabilização do "pitting". Nesta situação, assiste-se a um abaixamento dos valores extremos da pressão no contacto e a um "amaciamento" progressivo das superfícies, passando a ocorrer apenas desgaste normal. Se o nível de pressão não ultrapassar determinados valores, cessa o surgimento de novas crateras.

O "pitting" inicial ocorre frequentemente na zona do primitivo, sendo provável que a mudança de sentido do escorregamento entre dentes (que ocorre nessa zona) esteja na origem do fenómeno.

As causas que promovem o aparecimento de "pitting" inicial são as irregularidades superficiais, o desalinhamento dos eixos da engrenagem, a deformação do perfil dos dentes sob carga e a distorção dos próprios dentes quando suportam esforços. Assim, a melhoria do estado superficial e a rectificação correcta dos perfis, tendo em vista evitar cargas localizadas sobre os dentes, permitem evitar ou atenuar a ocorrência deste fenómeno.

3.1.5.3 "Pitting"

Dizem-se estabilizadas as crateras ("pits") que, tendo sido formadas numa fase anterior de funcionamento, deixam de evoluir. A observação do fundo destas crateras permite saber se se trata ou não de um fenómeno de "pitting" estabilizado. As crateras recentes têm o fundo

brilhante, ainda sem ter tido tempo de oxidar, enquanto as crateras estabilizadas têm o fundo recoberto de óleo oxidado, apresentando uma cor escura ou acastanhada. Uma outra forma de caracterizar estas picadas é passar um pano macio ou mesmo um dedo sobre a superfície de trabalho dos dentes, já que as crateras estabilizadas apresentam os bordos arredondados (devido às pressões de contacto entretanto impostas) enquanto as crateras recentes possuem, junto à periferia, pequenas porções de material salientes da superfície, tendendo a prender alguns fios do pano ou mesmo a ferir o dedo do operador.

O "pitting" pode ser um fenómeno evolutivo, caracterizando-se pelo aumento constante quer da quantidade quer do tamanho e da profundidade das crateras. Usualmente progride até cobrir toda a largura de zonas próximas do primitivo dos dentes da engrenagem. Pode acontecer que, se o fenómeno for devido a uma má distribuição de carga, esta evolução proporcione uma melhor adaptação dos perfis conjugados, diminuindo a concentração de carga em zonas localizadas e, assim, promova a estabilização do "pitting". No entanto, em muitos casos assiste-se à sua progressão até que ocorra a delaminagem de porções das superfícies situadas entre crateras sucessivas (agora sem capacidade de suportar a carga localizada), conduzindo ao seu encruamento e à diminuição local da espessura dos dentes (a superfície encontra-se esmagada para o interior do perfil teórico). A progressão deste fenómeno afecta severamente o funcionamento da engrenagem. O topo dos dentes não é, em geral, tão afectado, sendo comum encontrar aí riscos causados por partículas metálicas que se desprenderam de crateras formadas na zona do primitivo dos dentes.

A Figura 61 mostra a superfície de um dente de uma engrenagem de ADI onde se desenvolveu "pitting" considerável junto à zona do primitivo de funcionamento. Distinguem-se, na imagem, três zonas características. À esquerda, uma faixa vertical mais escura que corresponde à zona menos afectada da superfície. À direita, a zona mais afectada por "pitting", onde são visíveis já crateras de dimensão considerável (nesta zona ainda se vêem riscos verticais deixados pela ferramenta de rectificação). A separar estas duas zonas, a faixa mais brilhante onde se vêem vestígios de forte deformação plástica resultante das modificações impostas ao perfil do dentado pelas condições de funcionamento (nesta zona os riscos orientam-se no sentido do escorregamento, neste caso da esquerda para a direita).

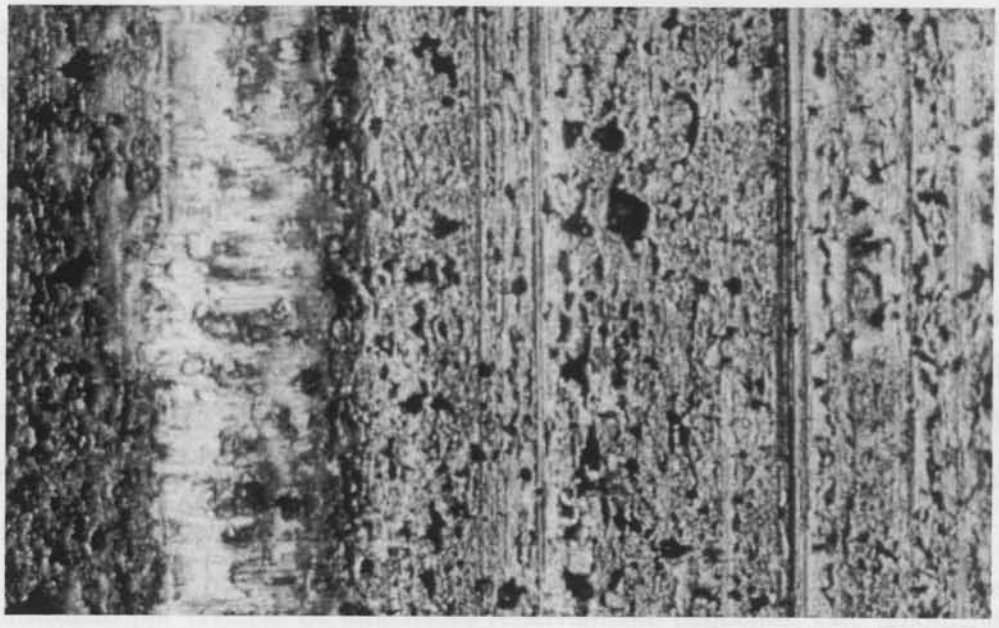


Figura 61 - "Pitting" no primitivo de funcionamento de um dente de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperado a 260ºC (p_0= 1.4 4 GPa no primitivo, ampliação = 200x).

Esta forma deterioração das superfícies é identificada pelo aumento de ruído e das vibrações da engrenagem. Uma forma de cessar o desenvolvimento destas crateras é proceder a uma nova rectificação das superfícies dos dentes da roda, antes que o fenómeno progrida demasiado, sendo necessário usar um novo pinhão que se adapte ao novo perfil da roda. Para rodas de grandes dimensões basta, por vezes, retirar com uma mó uma pequena espessura da superfície na parte superior dos dentes, apenas o suficiente para que o perfil se adapte à parte inferior dos dentes conjugados.

3.1.5.4 "Pitting " em escamas

Este tipo de avaria superficial caracteriza-se pelo arrancamento de pequenas escamas metálicas das superfícies. Nos materiais mais duros, estas escamas apresentam uma forma triangular ou em trapézio, sempre com a parte mais estreita apontando no sentido do escorregamento. Na origem do "pitting " em escamas estão as sobrecargas localizadas, devidas quer a pequenos defeitos de superfície (zonas mais salientes, por exemplo) quer a uma má distribuição de carga que concentre a pressão superficial num dado ponto do flanco do dente. Muitas vezes o arrancamento de uma escama ocorre devido à propagação de uma fissura que teve origem a partir de uma cratera de "pitting" ou de "micro-pitting".

Quando o número de escamas é pequeno e as suas dimensões reduzidas podem não ocorrer problemas graves de funcionamento da engrenagem. No entanto, quando as dimensões das crateras atingem tamanho considerável, corre-se o risco de ocorrer uma fissuração progressiva que pode causar problemas sérios de resistência, nomeadamente por fadiga. Uma solução é usar uma mó para retirar um pouco de material em redor de uma dada escama, evitando a concentração de tensões na sua periferia e, assim, diminuindo o risco de propagação de fissuras nessa zona.

Na origem destas escamas está quase sempre uma pequena cratera, visível na extremidade mais aguçada do orifício deixado após o arrancamento da escama. Trata-se de um processo em que uma fissura se desenvolve a partir de uma micro-cratera, progredindo de forma curva imediatamente abaixo da superfície e fazendo com que uma dada porção de material acabe por se libertar por arrancamento. Este fenómeno confunde-se frequentemente com um outro fenómeno de escamação da superfície, o "*spalling*", mas é identificável pela presença da micro-cratera original. Este tipo de defeito raramente ocorre em superfícies endurecidas termicamente.

3.1.6 "Spalling"

O "spalling" é um fenómeno que consiste na libertação de escamas superficiais cuja espessura está relacionada com a profundidade à qual actuam as maiores tensões de corte devidas ao contacto. É uma forma de avaria preponderante nas engrenagens de ADI que funcionam com pressões de contacto muito elevadas.

Na origem deste fenómeno estão fissuras que se propagam na camada sub-superficial Hertziana. Estas fissuras desenvolvem-se paralelamente à superfície e, podendo atingir dimensões consideráveis, tendem a desviar-se e a atingir a superfície, fazendo com que o material acima delas se solte, formando crateras de bordos vivos, diferentes das criadas por efeito da retenção do óleo.

Estas fissuras agravam-se pela presença de defeitos e de inclusões não metálicas e são predominantes na zona do primitivo dos dentes das engrenagens, onde ocorre rolamento puro e onde a máxima tensão de corte atinge o seu valor mais elevado.

A Figura 62 mostra uma cratera resultante de "spalling" na superfície de uma engrenagem de ADI. No interior desta cratera é ainda visível uma porção do defeito que, provavelmente, esteve na origem da sua formação.

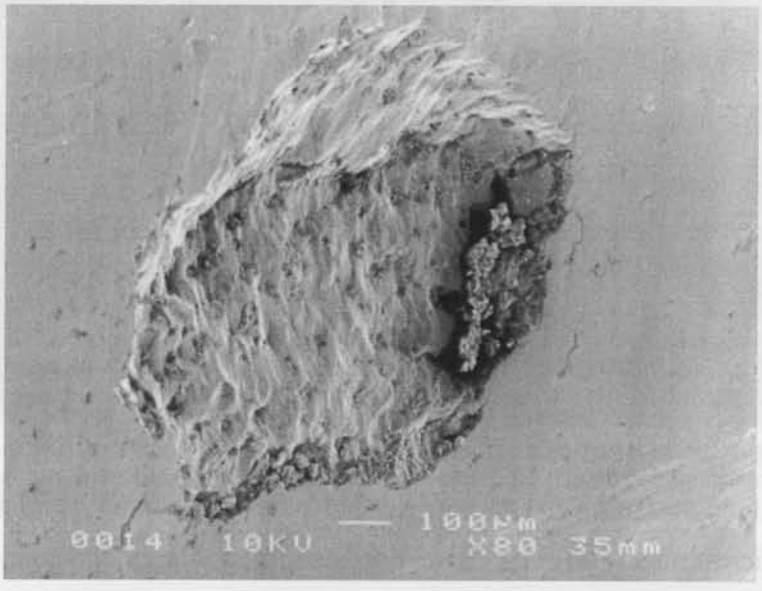


Figura 62 - Vista da superfície de trabalho de uma engrenagem FZG-A de ADI austemperada a 280°C, onde foi gerada uma cratera através de um processo de "spalling" associado a um defeito sub-superficial [16].

A presença de nódulos de grafite de morfologia irregular, ou de outros defeitos nas sub-superfícies do ADI, são causas possíveis para o aparecimento deste tipo de fissuras, como mostra o exemplo da Figura 63.

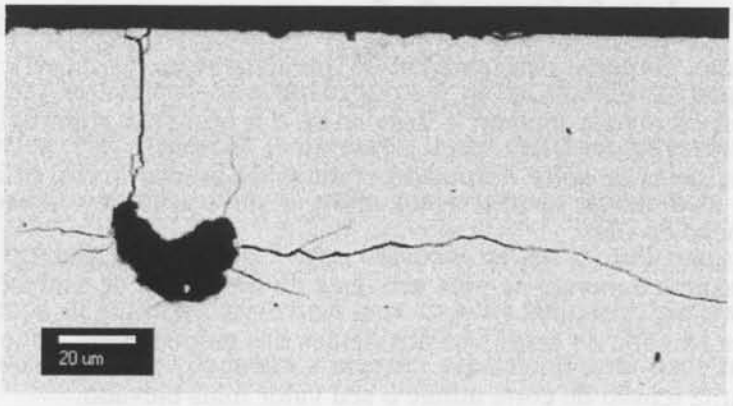


Figura 63 - Efeito da presença de uma cavidade sub-superficial na propagação de fissuras na zona Hertziana de um ADI (ADI280, p_0 = 1.21 GPa, SR= 20.4%) [11].

Estas fissuras podem propagar-se de forma considerável, ao longo de vários milímetros, antes de atingirem a superfície. Depois disso, e em muitos casos, os componentes conseguem ainda funcionar durante algum tempo antes de se soltarem as escamas de fadiga. A libertação das primeiras escamas de dimensão considerável dá início a um processo rápido de destruição da superfície, fazendo alargar rapidamente a cratera inicial, e impedindo o funcionamento da engrenagem.

3.1.7 Fissuras internas

Muitas engrenagens possuem um conjunto de tensões internas residuais que está na origem de eventuais problemas em serviço. Estas tensões são quase sempre geradas durante o fabrico. Neste aspecto, a zona da cabeça dos dentes tende a ser um local crítico no despoletar de avarias promovidas pela existência de tensões internas. As engrenagens de ADI funcionam sem tratamentos de endurecimento superficial, como a cementação que é usualmente realizada sobre os aços. Isto permite evitar o surgimento de fissuras associadas à zona de transição entre a matriz e a superfície, causa muito comum de fissuração nessas engrenagens. Para além disso, o tratamento térmico de austêmpera não induz tensões internas de nível semelhante às que são resultantes de tratamentos como a têmpera dos aços. Assim, e na maioria dos casos, o surgimento de fissuras internas no ADI está associado à presença de defeitos de fundição e é mais notório quando estes se situam em zonas onde se encontram instaladas tensões elevadas, nomeadamente nas sub-superfícies dos flancos activos dos dentes e no pé dos dentes submetidos a tensões de tracção devidas à flexão.

3.1.8 Fissuras de fadiga no pé dos dentes

São fissuras rectilíneas que se dispõem ao longo do flanco activo do dente. Têm origem à superfície, na zona de concordância do pé dos dentes, do lado do dente em que as tensões são de tracção (do lado onde é aplicada a carga em funcionamento). São particularmente susceptíveis os dentes de engrenagens que trabalham de forma alternada, em que os dois flancos suportam ciclicamente a carga.

Quando a jante é espessa, ou no caso das rodas dentadas maciças, estas fissuras tendem a propagar-se de forma curva até atingirem o lado oposto do dente. Quando a jante é fina,

estas fissuras podem encurvar para o interior da jante, no sentido do eixo da engrenagem, acabando por atravessar a própria jante perpendicularmente à sua superfície interior.

A Figura 64 mostra uma fissura de fadiga na base de um dente de uma engrenagem de ADI.

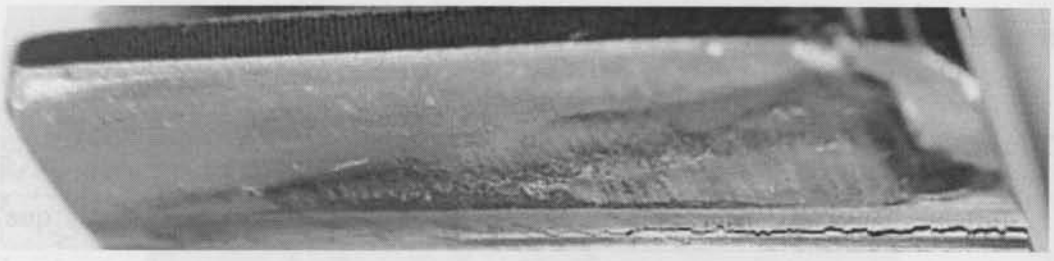


Figura 64 - Fissura de fadiga de flexão na base de um dente de uma engrenagem de ADI [64].

A indução de tensões que excedem localmente o limite de fadiga do material é o motivo mais comum para a formação destas fissuras. Ela é frequentemente fruto de uma sobrecarga brutal e temporária da engrenagem, situação em que, se a carga normal de funcionamento da engrenagem não for muito elevada e se a fissura original for pouco profunda, esta pode propagar-se muito lentamente ou até não progredir. Caso contrário, a ruptura do dente afectado ocorrerá de forma rápida.

As sobrecargas resultam muitas vezes da distribuição de carga defeituosa entre os dentes da engrenagem, tendendo a concentrar os esforços apenas de um dos lados do(s) dente(s), o que se traduz por um aumento sensível dos valores da tensão de tracção que ocorre na base desse(s) dente(s).

A concentração de tensões devida à presença de defeitos no material pode ser responsável pelo aumento da tensão efectiva instalada no pé do dente, por vezes capaz de ultrapassar o limite de endurance do material e originar fissuração. Defeitos associados ao fabrico da engrenagem, defeitos de fundição ou heterogeneidades da matriz do ADI podem causar concentração de tensões. São casos críticos a presença de micro-rechupes, de aglomerados ou de alinhamentos anormais de nódulos de grafite junto à superfície do pé dos dentes submetidos a fortes esforços de flexão.

Desde que uma fissura deste tipo aparece, a engrenagem encontra-se condenada, já que estas fissuras progridem irremediavelmente até à ruptura de um ou mais dentes da engrenagem.

4 FRACTURAS

As fracturas mais comuns nas engrenagens ocorrem pela base de dentes que são submetidos a elevados esforços de flexão. Este fenómeno é agravado em engrenagens que funcionam dos dois lados, em que os dentes sofrem flexão alternada. Noutros casos são porções próximas do topo dos dentes que são bruscamente arrancadas da engrenagem em funcionamento, e podem mesmo ocorrer fracturas da engrenagem em si (fracturas da jante ou do corpo da roda).

4.1 Ruptura de dentes

Quando ocorre a ruptura de um ou mais dentes é provável que se assista à destruição generalizada da engrenagem, já que pequenas porções de material ou mesmo os próprios dentes fracturados tendem a introduzir-se no contacto entre os restantes dentes durante o funcionamento da engrenagem. São avarias súbitas e brutais e distinguem-se de outras avarias pelo carácter catastrófico e destrutivo para a engrenagem.

Um dente de uma engrenagem pode fracturar violentamente pela base quando ocorre um impacto com sobrecarga a grande velocidade no início do engrenamento do dente, isto se o tempo de contacto for muito reduzido e o material for relativamente dúctil (sendo o esforço aplicado de forma súbita e causando um efeito de choque), ou quando o valor das tensões aplicadas ultrapassa a tensão admissível do material.

Apesar disso, a maioria dos processos de ruptura dos dentes é dependente de mecanismos de fadiga, sendo um fenómeno que se desenvolve gradualmente até um dado ciclo de carga, em que ocorre a ruptura súbita do dente e este se solta da roda dentada.

A superfície de fractura originada por rupturas brutais na base de dentes de engrenagens de ADI possui uma textura ligeiramente granulada, e é perpendicular a cada um dos flancos do dente, atravessando-o na totalidade. Estas superfícies são lisas e cilíndricas a toda a largura do dente, como se mostra na Figura 65.

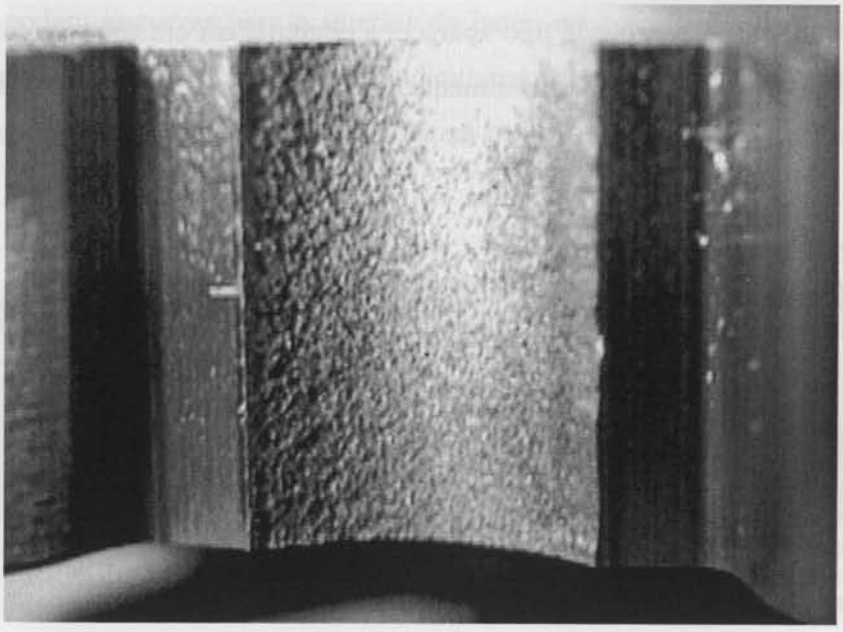


Figura 65 – Superfície de fractura de um dente vista na roda de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 260ºC (p_0 = 1.8GPa no primitivo).

Engrenagens em que já ocorreu desgaste excessivo, deformação plástica excessiva ou fluência, podem apresentar uma secção resistente insuficiente para o esforço a que estão sujeitos em funcionamento, dando lugar a uma ruptura que tipicamente ocorre através do pé do dente devido ao efeito do esforço de flexão. Quando estas condições estão reunidas, pode ocorrer a ruptura brutal de um ou mais dentes da engrenagem [58].

Muitas vezes a deformação de um dente faz com que seja transferida carga excessiva para o dente seguinte, o qual também pode desenvolver fissuras de fadiga na sua base. Nessa situação a fractura do primeiro dente causa quase sempre a ruptura imediata do dente seguinte.

A análise das superfícies de fractura permite distinguir as fases de propagação da fissura por fadiga e de ruptura súbita do dente, como se pode ver na Figura 66, onde a zona superior corresponde à propagação lenta (por fadiga) e a zona inferior à propagação rápida. Distingue-se, ainda, uma zona anormal da superfície de fractura que corresponde à presença de defeitos ou de heterogeneidades na matriz metálica.

A tonalidade escura da zona superior desta superfície de fractura está relacionada com a libertação de grafite para o interior da fenda e com o seu esmagamento durante as sucessivas fases de abertura e fecho da fenda.

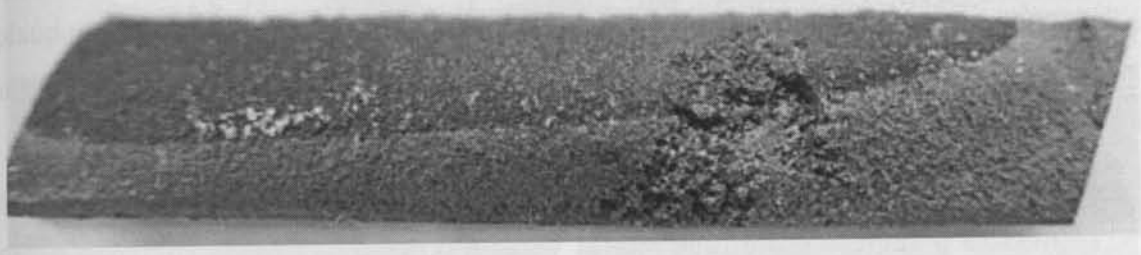


Figura 66 - Aspecto da superfície de fractura de um dente de uma engrenagem de ADI [64].

Podem-se considerar dois aspectos fundamentais na análise destas fracturas: o aspecto da zona fracturada e o do local do dente onde foram aplicadas as sobrecargas ou os impactos. A análise destas superfícies permite estabelecer uma classificação entre os diversos tipos de ruptura. A primeira zona permite identificar as chamadas "rupturas dúcteis" (com nervuras), "rupturas frágeis" (granuladas), e as "rupturas semi-frágeis" (com estrias); a segunda, engloba as fracturas por sobrecarga da extremidade dos dentes e os casos em que ocorre cisalhamento dos dentes [58].

4.1.1 Rupturas brutais ou por sobrecarga

As sobrecargas devem-se a condições de funcionamento da engrenagem, usualmente paragens brutais (bloqueamento inesperado) ou degeneração das condições de funcionamento, impondo vibrações ou esforços imprevistos à engrenagem. Este tipo de ruptura pode ocorrer apenas durante uma actuação de um dado dente ou após um pequeno número de sobrecargas sucessivas impostas ao dente. Muitas vezes o valor destas sobrecargas não provoca imediatamente a ruptura do dente mas é suficiente para gerar fissuras que posteriormente se propagam por mecanismos de fadiga.

As rupturas por sobrecarga da extremidade dos dentes são um tipo de avaria comum nas engrenagens helicoidais e cónicas e consistem na ruptura de um canto ou da extremidade de um ou mais dentes seguidos. Por vezes todos os dentes da engrenagem são afectados.

Na origem desta avaria podem estar fenómenos muito distintos:

- a alteração brutal do alinhamento dos veios que suportam a engrenagem pode fazer com que os dentes da roda ou do pinhão toquem algumas partes do cárter ou qualquer outra parte móvel do maquinismo, causando a fractura dos dentes (acontece muitas vezes como consequência da deterioração grave de um rolamento);
- a passagem de um corpo estranho que se introduza entre os dentes da engrenagem durante o engrenamento (que muitas vezes é oriundo da própria engrenagem, sob a forma de pequenas porções de matéria que se soltam das superfícies);
- uma sobrecarga violenta e temporária em engrenagens cónicas de forte inclinação (os dentes destas engrenagens contactam segundo uma linha que situa grande parte do esforço aplicado na zona alta dos dentes).

4.1.2 Rupturas dúcteis

Apesar de poder decorrer algum tempo até que uma fissura de fadiga de flexão atravesse uma porção considerável da espessura no pé do dente, a ruptura deste último ocorre sempre de forma súbita, e é provável que os dentes contíguos sejam seriamente danificados ou possam também fracturar por efeito do impacto na fase de ruptura do primeiro dente.

Classificam-se como dúcteis as rupturas que conduzem a uma deformação considerável do dente fracturado. Nestes casos encontram-se nervuras na superfície de fractura que correspondem aos sucessivos deslocamentos do material causados pelas tensões cíclicas de corte impostas ao dente.

Estas fissuras têm origem no lado traccionado do dente, e situam-se quase sempre na concordância do pé do dente. As rupturas "dúcteis" nunca o são na totalidade, porque existem sempre algumas zonas granulosas na superfície de fractura que correspondem a zonas em que o material foi arrancado, forma característica de actuação das rupturas frágeis. Os dentes que rompem por fadiga também apresentam na superfície de fractura uma zona idêntica à gerada pelas fracturas dúcteis, normalmente a zona final de ruptura [58].

A morfologia da superfície de fractura do ADI depende da distribuição da grafite na matriz ausferrítica. Os ADIs com elevada densidade de nódulos podem apresentar superfícies de fractura com aspecto espongiforme por efeito da presença do grande número de cavidades

onde se aloja a grafite. A Figura 67 apresenta dois detalhes da superfície de fractura de um provete de tracção fabricado num ADI com grande densidade de nódulos.

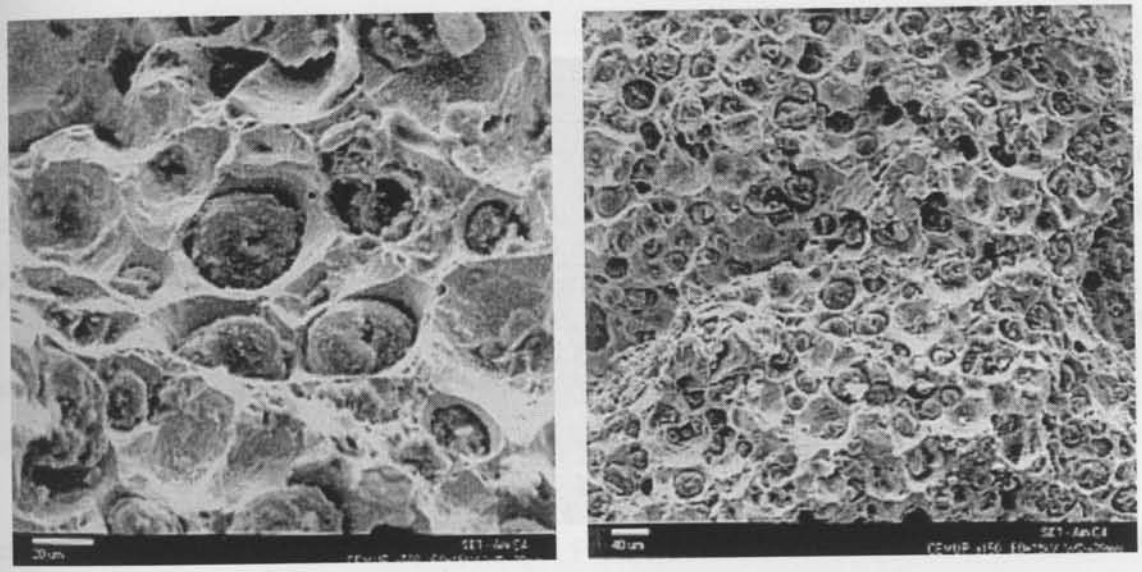


Figura 67 - Imagens com diferentes ampliações da superfície de fractura de um ADI com grande densidade de nódulos após um ensaio de tracção [65].

4.1.3 Rupturas frágeis

Este tipo de ruptura apresenta duas características únicas: ocorre de forma súbita, e a deformação plástica na superfície de fractura é praticamente inexistente. Caracteriza-se pela ocorrência de uma descoesão intergranular do material resultante da imposição de uma sobrecarga inesperada. As fracturas frágeis de dentes ocorrem sobretudo quando a resiliência do material é insuficiente para resistir a grandes esforços aplicados de forma súbita e imprevisível à engrenagem. O aspecto das superfícies de fractura é sempre granuloso, com tendência a apresentar algumas ramificações que permitem definir o sentido de progressão das fissuras. Estas estão quase sempre relacionadas com a presença de defeitos pré-existentes (metalúrgicos, de estrutura ou de superfície).

Tal como no caso das fracturas dúcteis, este tipo de fracturas nunca é 100% frágil, já que, na superfície de fractura, se encontram frequentemente uma zona com vestígios da iniciação da fissuração (quase sempre por fadiga) e outra zona apresentando aspectos típicos de uma fractura ou preponderantemente frágil ou preponderantemente dúctil.

BIBLIOTECA F.E. PORTO

Na Figura 68 pode ver-se um detalhe da superfície de fractura de um dente de uma engrenagem de ADI. Na parte superior da imagem, mais escura, vê-se a zona em que a fissura progrediu por fadiga e, na parte inferior, a zona correspondente à ruptura súbita do dente.

Figura 68 – Detalhe da superfície de fractura apresentada na Figura 66 (ampliação = 50x) [64].

Nos aços, a presença de grãos relativamente grandes não impede a propagação transgranular de fissuras através de grandes distâncias. As juntas de grão são potenciais barreiras à progressão instável de fissuras, as quais são obrigadas a adaptar-se à orientação sucessiva de cada grão, usualmente subdividindo-se num determinado número de fissuras mais pequenas. A energia dispendida é, assim, maior que no caso da propagação plana das fissuras. Desta forma, os aços possuindo grãos de tamanho pequeno são menos susceptíveis à fissuração frágil que os restantes. Nos ADIs, um efeito semelhante ocorre pela presença de nódulos de grafite, que agem como retardadores da propagação de fissuras ao desviarem o trajecto das frentes de fissuração.

As causas que estão na origem de uma fractura frágil são as solicitações tri-axiais, muitas vezes causadas pela presença de concentradores internos de tensão (microfissuras, por exemplo). O estado de tensão tri-axial que se forma na frente de fissuras muito aguçadas é particularmente perigoso. Um estado plano de tensão acompanha sempre a presença deste tipo de fendas já que não é possível a ocorrência de escoamento plástico na frente de fissuração. Em determinadas situações a propagação destas fissuras não é proporcional à aplicação da carga, mas ocorre de forma instável, o que conduz à ruptura súbita dos componentes. A

aplicação de cargas a grande velocidade diminui a energia necessária para a propagação instável de fissuras, pelo que a combinação dos efeitos referidos pode ser catastrófica [66].

4.1.4 Rupturas por fadiga de flexão

As rupturas por fadiga de flexão são o mais corrente de todos os mecanismos de fractura dos dentes de engrenagens, típico dos componentes que estão sujeitos a carregamentos cíclicos. Nas engrenagens, estas fissuras são normalmente geradas na zona de concordância do pé dos dentes, elementos que estão sujeitos à imposição cíclica de esforços de flexão.

As rupturas por fadiga são de natureza progressiva e resultam da propagação de fissuras provocada pela indução de tensões que ultrapassam o valor limite de endurance à fadiga do material, podendo ser muito inferiores à própria tensão de cedência do material.

A iniciação e a propagação de fissuras de fadiga ocorrem como consequência de deformações plásticas complexas. Usam-se curvas SN obtidas através de provetes para estimar a capacidade de resistência dos componentes à fadiga mas, dada a dificuldade em extrapolar os valores dessas curvas, é cada vez mais comum o ensaio de peças em tamanho real [66], sendo os resultados posteriormente integrados em modelos matemáticos [67, 68].

A iniciação e a propagação destas fissuras são extremamente dependentes das condições de concentração de tensões que possam existir (defeitos de acabamento superficial, inclusões no material, etc.). Também é possível que as fissuras sejam geradas por se terem aplicado à engrenagem sobrecargas inesperadas em determinada altura do seu funcionamento, ou mesmo devido às tensões subsuperficiais de corte (neste caso as fissuras têm a sua origem no interior do material, quase sempre junto a pequenos defeitos da estrutura metalúrgica do material).

Outras vezes são factores anteriores que determinam a ocorrência de fissuração, como sejam uma má concepção da engrenagem, erros de alinhamento entre os dentes, defeitos na geometria causando deficiente distribuição de carga, etc.

Quanto mais rápida é a velocidade de propagação das fissuras de fadiga, mais grosseiro é o relevo da superfície de fractura. Isto permite estimar o nível de tensões a que um dente fracturado esteve submetido.

A Figura 69 mostra a superfície de fractura de três dentes vista no corpo (jante) de uma engrenagem de ADI (o dente cuja superfície de fractura se mostra na Figura 66 corresponde ao dente II libertado por esta engrenagem).

Distinguem-se alguns pormenores importantes nesta imagem:

- a presença de um defeito metalúrgico (rechupe) (1) que se desenvolve numa extensão superior à da largura da base de um dente e que esteve na origem da avaria;
- zona onde o defeito metalúrgico intersecta o pé do dente I (2), muito provavelmente o local de iniciação da fissura de fadiga de flexão que atravessou a base deste dente;
- zonas escuras (3) de crescimento progressivo das fissuras de fadiga de flexão;
- zonas claras (4) onde ocorreu a ruptura final dos dentes, predominantemente frágil.

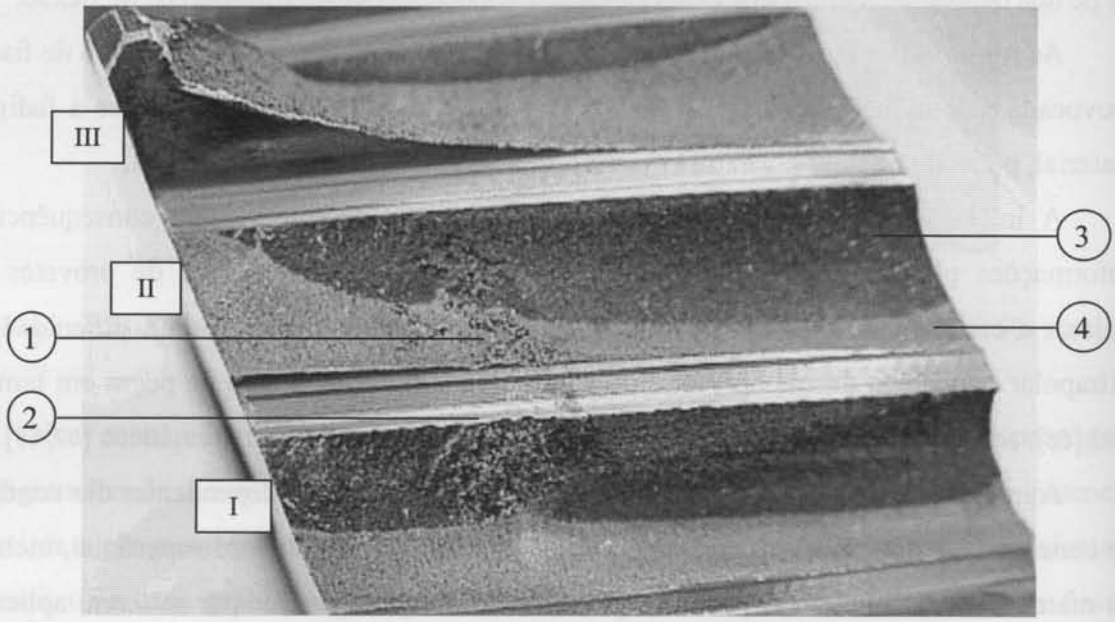


Figura 69 - Superfícies de fractura visíveis na jante de uma roda dentada de ADI onde ocorreu a ruptura de três dentes por efeito de fadiga de flexão [64].

Uma vez iniciada a fissura na base do dente I (que se propagou a toda a sua largura), este passou a suportar cada vez menos carga durante o engrenamento (efeito provocado pela sua flexão), aumentando progressivamente a carga suportada pelo dente II. Esta sobrecarga, combinada com a presença do defeito metalúrgico, esteve na origem da fissura de fadiga de flexão que atravessou a base deste dente. A combinação destas situações provocou a fractura frágil do dente III quando se deu a ruptura dos dentes I e II.

Este exemplo mostra como pode ser grave a presença de defeitos na matriz do ADI, sobretudo quando estes se situam em zonas críticas dos dentes das engrenagens.

Nestes casos, a zona de ruptura final é quase sempre oposta à de iniciação das fissuras. No entanto, em dentes sujeitos a solicitações alternadas (carregados alternadamente nos dois flancos) as fissuras podem desenvolver-se a partir de ambos os lados do dente, e a zona de ruptura final situa-se próximo do meio do dente. O tamanho relativo da zona de ruptura final revela a capacidade do material em resistir ao efeito de entalhe (os materiais pouco resistentes apresentam uma fissuração rápida) e também permite deduzir o nível de tensões induzidas.

Os dentes fortemente carregados têm tendência a apresentar grandes zonas de ruptura brutal, mas sucede muitas vezes que, após início de fissuração, a deformação plástica do dente faz com que muita da carga que lhe estava destinada seja transferida para o dente seguinte, conduzindo a uma situação em que, após ruptura, a zona característica de ruptura final é relativamente pequena.

A observação da zona defeituosa na base destes dentes, através do Microscópio Electrónico de Varrimento, veio revelar a presença de micro-rechupes, de que se mostram exemplos na Figura 70.

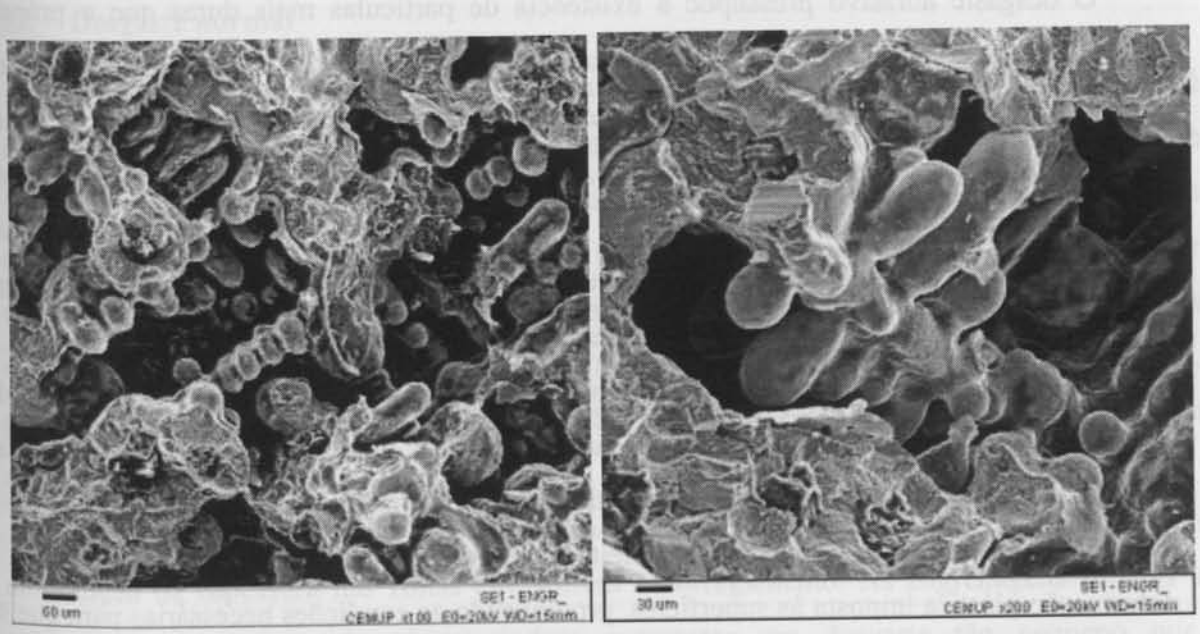


Figura 70 - Micro-rechupes na superfície de fractura de um dente de uma engrenagem [12].

Podem observar-se zonas vazias de dimensão considerável em torno de estruturas dendríticas. Não são visíveis nódulos de grafite nas superfícies das dendrites que solidificaram livremente no interior da cavidade.

5 DESGASTE SUPERFICIAL

Em condições normais de lubrificação, a transmissão de potência entre as superfícies de dois dentes em contacto é feita através do fluído lubrificante que é interposto em permanência entre elas, e não através de contacto entre os metais. Assim se entende que, de uma forma geral, o desgaste é mais severo nos períodos de arranque ou de paragem de uma engrenagem, alturas em que a lubrificação pode ser momentaneamente insuficiente.

A interacção entre superfícies pode envolver mecanismos como a deformação elástica, a deformação plástica, a transferência de calor, a transformação de energia cinética em energia calorífica, a adesão, a transferência de material, reacções químicas, a difusão e a fusão localizada dos materiais. A transferência de calor e a deformação puramente elástica não deixam vestígios permanentes no material. Todos os outros mecanismos apontados deixam sempre indícios identificáveis.

Actuando de forma adesiva ou abrasiva, o desgaste excessivo promove a deterioração dos flancos activos dos dentes das engrenagens.

O desgaste abrasivo pressupõe a existência de partículas mais duras que o próprio material actuando sobre as superfície afectadas e percebe-se pelo aparecimento de riscos nessas superfícies. Se as partículas pertencerem à superfície dos outros dentes (inclusões duras ou carbonetos aflorando a superfície), o aumento da espessura do filme lubrificante poderá minimizar o problema. No entanto, se estas partículas se soltarem, constituem um contaminante do lubrificante, que lhes serve de veículo, e só a sua conveniente filtragem poderá evitar a progressão do fenómeno de desgaste.

O desgaste adesivo depende da existência de escorregamento entre as superfícies e da existência de uma pressão de contacto suficientemente grande para que os picos das rugosidades mais salientes se toquem e se deformem plasticamente. O escorregamento é a principal fonte geradora de calor, por efeito do atrito e da energia absorvida durante a deformação plástica imposta às superfícies, promovendo as condições necessárias para que se dê a micro-soldadura entre as asperidades em contacto, com a consequente ruptura de algumas delas, que se podem manter soldadas na outra superfície, formando filmes de transferência. Estas partículas tendem a endurecer ao longo do funcionamento da engrenagem e, voltando a soltar-se, passam a agir como terceiro corpo, promovendo processos de desgaste abrasivo a três corpos.

O desenvolvimento de desgaste por adesão conduz quase sempre à gripagem das superfícies, destruindo por completo a sua capacidade de funcionamento [58].

5.1 Rodagem

Durante a fase de rodagem de uma engrenagem os picos de rugosidade mais salientes da superfície dos dentes tendem a contactar entre si. Isto pode ocorrer durante os primeiros ciclos de funcionamento da engrenagem, ocorrendo elevadas taxas de desgaste, produzindo localmente pequenas zonas com aspecto polido ou estriado. A geometria dos flancos activos dos dentes em contacto tende a adptar-se gradualmente às condições de funcionamento. As superfícies sofrem desgaste e deformam-se plasticamente, baixando a rugosidade média, o que também faz baixar o nível médio da pressão de contacto. O equilíbrio entre estes factores faz com que a taxa de desgaste diminua, após determinado número de ciclos, e se mantenha em valores mínimos durante a vida útil da engrenagem.

5.2 Desgaste normal

A remoção de micropartículas metálicas das superfícies dos dentes das engrenagens é um fenómeno que se verifica de forma constante durante o seu funcionamento. Este fenómeno, que é devido ao contacto com escorregamento entre as superfícies activas desses dentes, conduz à diminuição progressiva da sua espessura, sobretudo nas zonas de maior escorregamento, sem que isso constitua uma forma de degradação importante para as superfícies em contacto. É considerada uma forma de desgaste normal, e não uma avaria, porque não condiciona o funcionamento durante todo o tempo previsto de vida da engrenagem.

A modificação do perfil dos dentes pode ser notada ao longo do tempo através da diminuição da espessura nas zonas que sofrem escorregamento. As engrenagens sujeitas a esforços ligeiros ou muito duras podem apresentar um desgaste tão pequeno que, provavelmente, não será detectável.

O desgaste normal pode ser benéfico, uma vez que tende a criar geometrias favoráveis dos flancos dos dentes, diminuindo os choques que ocorrem no início de engrenamento de cada dente. Com o tempo, as estrias eventualmente existentes no pé dos dentes tendem a

desaparecer. Também as rugosidades superficiais oriundas da maquinagem (estrias provocadas pela ferramenta de rectificação) são progressivamente atenuadas e tendem a desaparecer ao longo da vida útil da engrenagem. Este fenómeno ocorre preferencialmente nas zonas de elevado escorregamento, ou seja, junto ao topo e ao pé dos dentes, zonas afastadas do primitivo de funcionamento da engrenagem. As zonas mais usadas apresentam um aspecto acinzentado ou mate, por vezes com áreas espelhadas, e é possível que as estrias de maquinagem ainda estejam visíveis nalgumas delas.

A Figura 71 mostra o efeito do escorregamento sobre uma superfície de ADI, onde são visíveis diversos riscos de pequena dimensão dispostos no sentido do escorregamento (neste caso da esquerda para a direita). Também se pode verificar que o material fluiu plasticamente para o interior das cavidades da grafite. Nalguns casos estas cavidades são alargadas pelo escorregamento, noutros a deslocação de material acaba por encobri-las total ou parcialmente.

Figura 71 - Superfície de ADI austemperado a 280ºC sujeita a uma taxa de escorregamento de 14% (p_0 = 2 GPa, ampliação = 200x) [16].

Em geral, os seguintes aspectos das superfícies dos dentes de engrenagens fabricadas em ADI podem considerar-se como desgaste normal:

- estrias ou pequenas ranhuras superficiais que não evoluem com o tempo;
- polimento (espelhamento das superfícies) que não apresente em nenhuma zona vestígios de adesão ou arrancamento de material;

- desgaste abrasivo de evolução muito lenta ou mesmo estabilizado (normal em fases de rodagem em que as superfícies tendem a adaptar-se entre si, promovendo um engrenamento mais suave);
- aparecimento de "pitting" ligeiro nas zonas mais carregadas dos dentes da engrenagem.

5.3 Desgaste excessivo

Se, após o período de rodagem das superfícies, o desgaste progredir de forma anormal, o comportamento dinâmico e vibratório da engrenagem tende a piorar, causando um aumento de ruído em funcionamento. Quando o desgaste de uma engrenagem é já notório, as más condições de funcionamento são responsáveis por choques, concentração de tensões e, eventualmente, pelo surgimento de "pitting" evolutivo. Esta ocorrência pode ser usada como forma de definir o termo da vida útil da própria engrenagem.

Sendo uma forma destrutiva, o desgaste excessivo é responsável pela avaria da engrenagem ou pela deterioração severa das condições de funcionamento, limitando o seu tempo útil de trabalho de uma forma notável. Este tipo de desgaste caracteriza-se por uma diminuição sensível da espessura dos dentes da engrenagem e por uma alteração importante da sua forma. Pode ser causado pela acção isolada ou conjunta de alguns mecanismos de desgaste já referidos, como sejam o desgaste abrasivo progressivo ou a ocorrência súbita de adesão ou gripagem. A evolução indesejável de "pitting" também pode causar modificações sensíveis do perfil dos dentes (sobretudo a partir do pé do dente) e estar na origem de desgaste excessivo. Para tentar impedir a progressão do desgaste é fundamental que se determinem as causas na sua origem.

Quando o desgaste depende da lubrificação, é necessário utilizar um óleo de melhores características (sobretudo de maior viscosidade) ou diminuir a carga imposta à engrenagem. Se o perfil dos dentes se encontrar já bastante modificado estas medidas podem não ser suficientes para evitar a progressão do desgaste sem que se recorra a uma rectificação ou a uma nova rodagem das superfícies de trabalho dos dentes;

Quando o desgaste é causado por abrasão, é necessário verificar a vedação do cárter e eventualmente melhorar os processos de filtragem do lubrificante. Também neste caso é

necessário que os perfis dos dentes ainda estejam em relativo bom estado. Em caso contrário, é recomendável a substituição da engrenagem.

Quando o desgaste resulta da progressão de "pitting", uma rectificação do perfil dos dentes pode permitir obter de novo condições suaves de engrenamento, se a severidade e a extensão dos danos já sofridos pelas superfícies o permitir. Posteriormente, será necessário usar um lubrificante de maior viscosidade ou baixar a carga imposta à engrenagem para evitar a repetição do fenómeno.

Outras causas a considerar são uma dureza insuficiente da própria engrenagem ou sobrecargas imprevistas em serviço. A análise conjunta destas características é, na maior parte dos casos, suficiente para que se possa evitar a ocorrência de desgaste excessivo [58].

5.4 Desgaste por escorregamento

O desgaste por escorregamento pode envolver deformação plástica, adesão e transferência de material, fusão local, desgaste por arranque de apara, fracturas superficiais por fadiga ("pitting"), reacções e processos electroquímicos e desgaste por corrosão.

A taxa de escorregamento entre as superfícies em contacto com transferência de carga é muito influente na evolução dos processos de fadiga, nomeadamente na propagação de fissuras na superfície e na sub-superfície Herztiana do material.

5.4.1 Estrias

Este tipo de desgaste caracteriza-se pela presença de finas estrias dispostas no sentido do escorregamento entre dois dentes em contacto. É uma forma de desgaste típica nas zonas de alto escorregamento dos flancos activos dos dentes. Tem como origem a imposição de grandes pressões de contacto à engrenagem, e as estrias surgem como consequência de trabalho mecânico que os picos das rugosidades mais salientes de uma superfície efectuam sobre a outra, por vezes auxiliados por pequenas partículas libertadas para a zona de contacto. As estrias formadas por este mecanismo distinguem-se das estrias de gripagem por terem o fundo liso (as estrias de gripagem apresentam morfologia bastante irregular).

A Figura 72 mostra o topo de um dente de uma engrenagem de ADI em que são visíveis riscos no sentido do escorregamento.

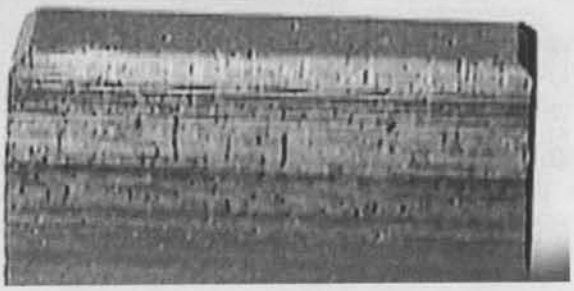


Figura 72 - Estrias no topo do dente de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 260ºC (largura do dente = 14 mm, p_0 = 1.8 GPa).

Dependendo das condições de funcionamento, o aparecimento destas estrias pode ser um indicador do início de um processo de gripagem ou não. Se a distribuição de carga melhorar com o próprio desgaste, as tensões de contacto tendem a diminuir nas zonas afectadas e o fenómeno tende a estabilizar, restando apenas visíveis os fundos negros das estrias originais. No entanto, e na maior parte dos casos, as solicitações na origem destes sulcos são suficientes para manter o processo de desgaste, e a cada vez maior rugosidade das zonas em contacto, ao favorecer a ocorrência de contactos metal-metal, tende a causar um processo de desgaste generalizado com a ocorrência de fusão dos materiais e, eventualmente, a gripagem. A escolha de parâmetros adequados para a lubrificação é o principal meio de combater este fenómeno [66].

5.4.2 Riscos

A formação de riscos com a forma de linhas que atravessam todo o flanco de um dente de uma engrenagem (muitas vezes com um aspecto encurvado como escamas de peixe) é devida ao encruamento localizado das superfícies. É um fenómeno característico de engrenagens que trabalham com baixa velocidade e com grandes taxas de escorregamento (engrenagens hipóides ou fuso-parafuso) e é preponderante em materiais de baixa dureza. Os materiais mais duros apenas apresentam estes riscos quando a pressão superficial assume valores bastante elevados.

Na origem deste fenómeno estão cargas demasiadamente elevadas ou o funcionamento com uma lubrificação insuficiente (ou o conjunto das duas situações). A sua progressão tende

a fazer surgir "pitting" sobre a superfície, podendo mesmo ocorrer escamação de material de uma forma grave, destruindo as superfícies.

A melhor forma de evitar este fenómeno é, para além da diminuição do valor da carga imposta à engrenagem, a utilização de óleos de elevada viscosidade.

5.4.3 Rebarbas

Saliências grosseiras de material, muitas vezes com o aspecto de agulhas (com arestas afiadas), encontram-se nas extremidades dos flancos de trabalho dos dentes e devem-se a deformações plásticas do material geradas quando a engrenagem é sujeita a grandes cargas, a grandes escorregamentos, ou quando sofre gripagem nesses flancos. Estas rebarbas não devem ser confundidas com as que são criadas durante a maquinagem das engrenagens e que, eventualmente, não tenham sido devidamente removidas.

5.4.4 Indentações

Indentações são pequenas cavidades ou depressões com os bordos arredondados que surgem sobre os flancos de trabalho dos dentes por efeito da passagem de uma partícula estranha na zona de contacto. Tratando-se de uma partícula de elevada dureza, é normal que fiquem também marcados sobre a superfície pequenos riscos irradiando dos bordos da cavidade. Muitas vezes, estas partículas estranhas são porções da superfície da própria engrenagem que, durante a formação de escamas ou a propagação de fissuras superficiais acabam por ser libertadas para o meio, sendo transportadas de forma aleatória pelo lubrificante e podendo ser a qualquer momento introduzidas no seio do contacto entre dentes.

A presença de grandes partículas metálicas no lubrificante pode conduzir a deformações permanentes dos dentes, causando erros no engrenamento, que pode ocorrer com interferência. Nas engenagens interiores, por exemplo, as partículas metálicas libertadas têm muito mais dificuldade em sair da zona do contacto entre dentes. Durante o funcionamento da engrenagem, estas partículas vão sendo sucessivamente entaladas entre dois dentes, acabando muitas vezes por danificar as superfícies. A Figura 73 mostra indentações observadas sobre a superfície de um disco de ADI (série de pequenas marcas de bordos arredondados visível na parte inferior da imagem).

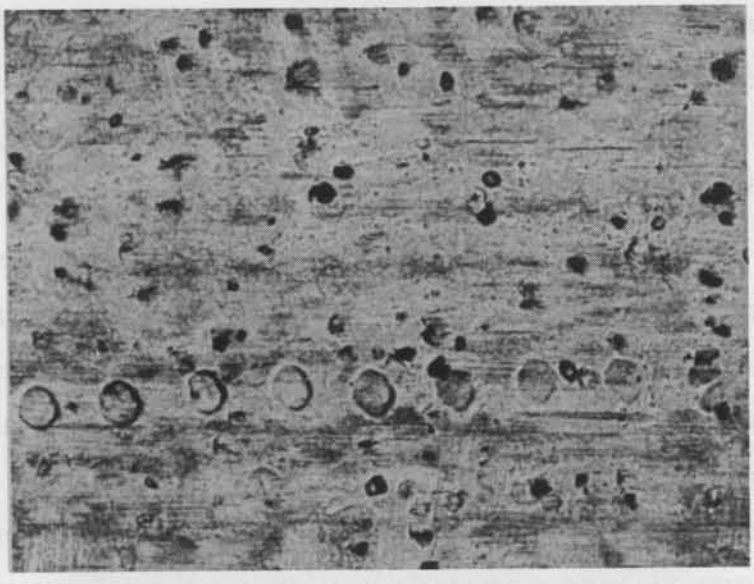


Figura 73 - Indentações na superfície de um disco de ADI transformado isotermicamente 280°C (p_0 = 2GPa, SR = 10%, ampl. = 200x).

5.4.5 Deformações plásticas

As deformações permanentes dos dentes de engrenagens surgem, sobretudo, devido à passagem de corpos estranhos na zona de contacto entre dentes, à falta de rigidez do material da engrenagem perante os esforços a que está sujeito, ou devido a sobrecargas aleatórias impostas ao maquinismo.

O contacto entre duas superfícies metálicas ocorre entre as rugosidades mais salientes da cada uma das superfícies. Estas rugosidades são deformadas plasticamente no sentido do escorregamento sob o efeito da pressão de contacto. Nos aços e nos ferros nodulares este processo ocorre com encruamento do metal deformado que, assim, se torna cada vez mais resistente a novas deformações e propício à fissuração. No caso do ADI, é possível que a austenite se tranforme em martensite, induzindo tensões compressivas e elevando a dureza das zonas transformadas.

Quando os materiais são diferentes e um deles é menos duro que o outro, é nele que vão surgir riscos e indentações, para além de pequenas línguas metálicas que se vão formando no final das zonas deformadas. Na fase inicial, este processo produz um desgaste relativamente moderado. Com o aumento da carga aplicada e com a exaustão da deformabilidade das partícula encruadas, estas tendem a soltar-se das superfícies, passando a agir como terceiros corpos duros (que agem como pequenas ferramentas de corte, gerando sulcos). Estas

partículas de desgaste podem incorporar-se nas próprias superfícies, por vezes aglomerando-se e criando zonas abrasivas (filmes de transferência).

5.4.6 Deformações plásticas por rolamento com escorregamento

É normal que haja um certo grau de "escoamento" de matéria sobre as superfícies dos dentes de engrenagens que funcionam com elevadas taxas de escorregamento. Nas rodas mandantes, o material tende a deslocar-se da zona do primitivo para o topo e para a raiz dos dentes, formando pequenas sobrespessuras nessas áreas e uma zona de depressão no primitivo. O fenómeno inverso ocorre nas rodas mandadas.

Quando este "escoamento" acontece de forma exagerada podem atingir-se situações de distribuição de carga que levam à ruptura de um ou mais dentes da engrenagem.

A Figura 74 mostra um detalhe em corte da matriz de um ADI, podendo apreciar-se a deformação plástica que ocorreu imediatamente abaixo da superfície de trabalho do dente da engrenagem (canto superior direito da imagem).

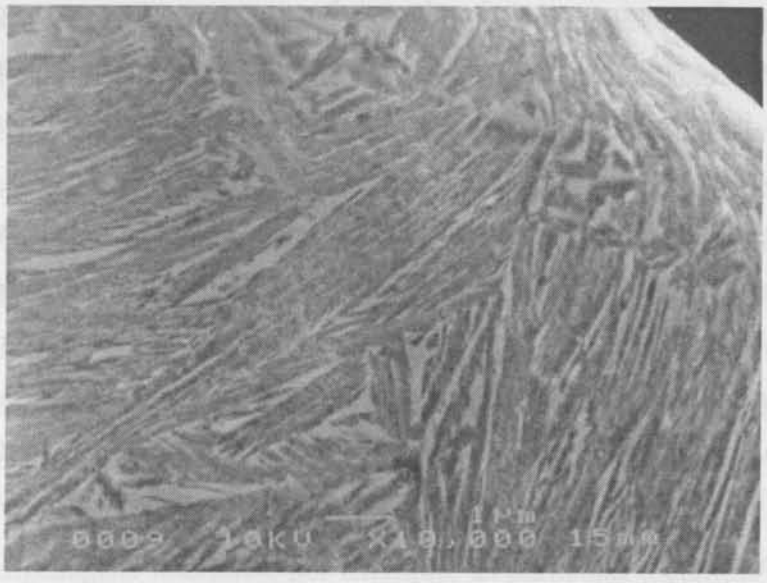


Figura 74 - Imagem da sub-superfície de uma engrenagem de ADI austemperada a 280°C onde se pode ver deformação plástica intensiva da estrutura junto à superfície activa (canto superior direito da imagem) [16].

A Figura 75 mostra a superfície de trabalho de um dente de uma engrenagem de ADI onde ocorreu uma intensa deformação plástica da camada superficial. Do lado esquerdo da

imagem podem ainda ver-se os riscos resultantes da rectificação da superfície e, do lado direito, vê-se uma superfície lisa e compacta constituída por material fortemente deformado no sentido do escorregamento.

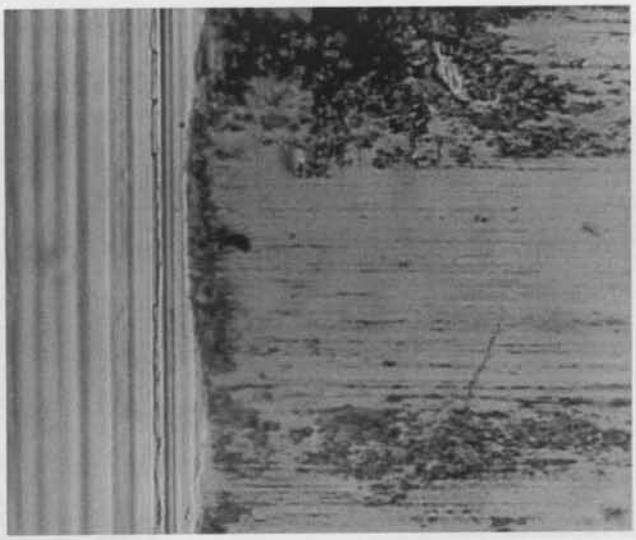


Figura 75 - Superfície fortemente desgastada e plastificada no flanco activo de um dente de uma engrenagem FGZ-A austemperada a 360ºC (ampl = 800x) [16].

Pode-se diminuir a incidência deste fenómeno baixando o nível de carga imposto à engrenagem, evitando a sua sujeição a esforços dinâmicos (vibrações, choques, etc.) ou aumentando a viscosidade do lubrificante (evitando a geração de calor devida ao atrito e ao escorregamento, o que tende a diminuir a temperatura na zona do contacto).

5.4.7 Deformações plásticas por martelamento

Este tipo de deformações consiste na formação de estrias transversais ("mossas") ao longo da linha de contacto entre dentes devidas a impactos que ocorrem entre dois dentes durante o funcionamento da engrenagem. Normalmente surge uma zona de depressão junto ao pé dos dentes e as marcas vão-se agravando cada vez mais junto ao topo desses dentes. Este fenómeno depende da ocorrência de choques em funcionamento ou da imposição de sobrecargas dinâmicas, e é normal que ocorra em apenas em alguns dentes, mantendo-se todos os outros intactos.

A Figura 76 mostra um dente de uma engrenagem de ADI severamente danificado por impactos sofridos durante a ruptura do dente precedente. As deformações visíveis na imagem foram acumuladas durante o período de propagação de uma fissura de fadiga de flexão através da base do dente anterior, que acabou por fracturar, mas que, entretanto, deixou de manter a geometria adequada e transferiu carga excessiva para o dente seguinte.

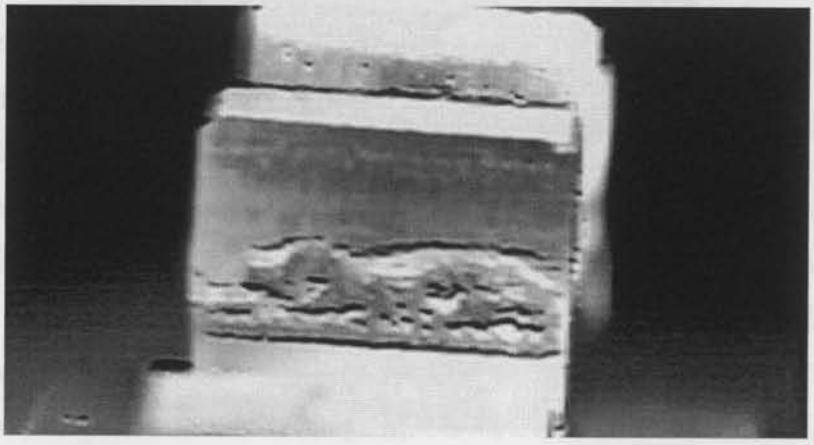


Figura 76 - Dente de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 300ºC que sofreu fortes deformações por impacto durante o processo de fractura por fadiga de flexão do dente precedente (p_0 = 1.8 GPa no primitivo).

Este tipo de deformação pode ser acompanhado pela geração e propagação de novas fissuras que podem levar à ruptura de um ou mais dentes da engrenagem. Se isso ocorrer, sempre que se atinge a posição do dente seguinte ocorre uma falta de continuidade no engrenamento que faz com que o dente engrene invariavelmente com choque, "marcando" assim o seu flanco e o do dente conjugado. Esta "martelagem" sucessiva do perfil causa as estrias referidas e pode assistir-se à ruptura sucessiva de outros dentes até que a engrenagem cesse de funcionar por completo.

5.5 Adesão

A adesão é um fenómeno que só pode ocorrer quando as superfícies metálicas entram em contacto directo, e isso pressupõe que todos os filmes existentes sobre as superfícies sejam rompidos (os metais possuem, do exterior para o interior, um filme formado por átomos adsorbidos e uma camada formada por óxidos e outros produtos de reacções químicas que se

ligam quimicamente ao metal base). Quando em contacto directo, as rugosidades mais salientes do material mais macio tendem a ser deformadas (alongadas), arrancadas da matriz e transferidas para o outro corpo, formando filmes de transferência, ou podem soltar-se para o meio, agindo como partículas de desgaste.

Os pares metálicos que apresentam elevada solubilidade mútua são os mais susceptíveis à ocorrência de fenómenos de adesão. Por outro lado, os metais insolúveis são muito pouco vulneráveis a este fenómeno.

Quando o calor gerado por atrito é elevado (grandes taxas de escorregamento e pressões de contacto suficientemente altas) pode ocorrer a fusão localizada dos metais. Esta ocorre de forma quase instantânea e é seguida de deformação plástica e da separação por ruptura da zona ligada. Como consequência verifica-se um contínuo transferir de material entre as duas superfícies. Este processo tende a destruir as superfícies, originando uma rugosidade elevada que pode inviabilizar a "performance" do contacto [58]. A Figura 77 mostra um esquema que ilustra a formação de filmes de transferência.

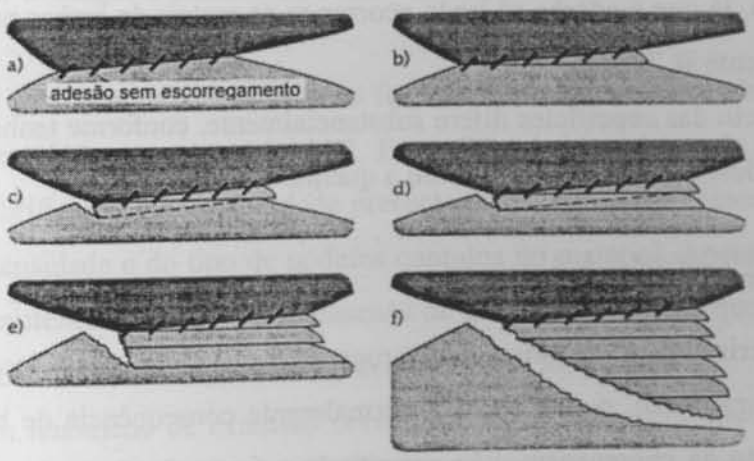


Figura 77 - Esquema da formação de filmes de transferência através de processos de adesão [16].

Quando a carga imposta ao contacto é suficientemente elevada para causar deformações plásticas localizadas das superfícies ocorre uma absorção de energia que se traduz no aquecimento da zona de contacto. Isto também ocorre quando as engrenagens funcionam com altas velocidades e taxas de escorregamento. O aumento de temperatura pode ser tal que causa

a fusão localizada das rugosidades que se encontram momentaneamente em contacto, ocorrendo a microsoldadura dos materiais.

Quase sempre uma das superfícies verá arrancada uma porção de material que ficará ligada à outra superfície formando um filme de transferência. A presença destes filmes é nociva, tendendo a provocar concentração de tensões no contacto e a aumentar a probabilidade de ocorrência de novas situações de adesão. Se o filme se mantiver agarrado a uma das superfícies, ele tenderá a rasgar sulcos na outra superfície. Se o filme se soltar e não for removido pelo lubrificante, então é normalmente endurecido pelo trabalho mecânico a que está sujeito e passa a interactuar com as superfícies como um terceiro corpo, destruindo ainda mais rapidamente as superfícies.

As causas na origem dos fenómenos de adesão são múltiplas, sendo de realçar a necessidade de existirem condições no contacto capazes de elevar a temperatura até ao ponto de fusão dos materiais. Isto pode acontecer, por exemplo, pela alta velocidade de funcionamento da engrenagem associada a grandes taxas de escorregamento e à transmissão de potências elevadas. Também a qualidade de acabamento e as condições de lubrificação são fundamentais, já que a adesão só pode ocorrer se os metais de ambas as superfícies entrarem em contacto ente si.

O aspecto das superfícies difere substancialmente, conforme tenham sido afectadas por polimento, adesão ou gripagem a frio ou a quente.

5.5.1 Polimento

Caracterizado pela laminagem progressiva e lenta dos picos mais salientes da rugosidade superficial, o polimento é normalmente consequência de baixas velocidades de funcionamento da engrenagem, não permitindo a formação de uma película permanente de filme lubrificante com espessura suficiente para evitar o contacto entre os metais das superfícies. Este fenómeno ocorre preferencialmente em engrenagens de alta qualidade de acabamento e em engrenagens tratadas superficialmente. Confere um aspecto espelhado às superfícies e não é considerado como uma forma de deterioração grave das engrenagens, não causando alterações importantes ao perfil dos dentes e melhorando muitas vezes a distribuição de carga, proporcionando condições mais conformes de contacto. No entanto, uma análise microscópica destas zonas mostra que o material imediatamente abaixo das superfícies

afectadas apresenta deformações plásticas significativas e, por vezes, alterações estruturais devidas a sobreaquecimento localizado.

Se a ocorrência de polimento pode ser tolerada em muitos casos, noutros o fenómeno tem que ser contrariado, quer pelo aumento da viscosidade do lubrificante quer pela diminuição da carga imposta à engrenagem. Um vez iniciado o processo de desgaste por polimento, qualquer aumento inesperado da carga ou falha temporária do lubrificante pode originar um processo rápido de desgaste por adesão que eventualmente conduza à gripagem súbita das superfícies de trabalho dos dentes.

5.5.2 Adesão

Os ADIs são materiais com propriedades auto-lubrificantes, no sentido em que as suas superfícies podem libertar grafite para o contacto. Isto ocorre de forma muito sensível durante a fase de rodagem das superfícies, em que muita da grafite contida nos nódulos superficiais é expulsa (o óleo lubrificante escurece rapidamente), mas também durante o funcionamento da engrenagem, quando o desgaste remove material das superfícies e põe a descoberto novos nódulos de grafite.

A presença de grafite no contacto evita os fenómenos de adesão e confere uma grande resistência à gripagem às engrenagens de ADI. Este efeito é dependente do teor de grafite transportada pelo lubrificante e da quantidade presente nas superfícies, valores que, por sua vez, dependem da densidade e do tipo de nódulos contidos no material. Apesar de contribuir para uma elevada resistência à gripagem, a presença de grafite não impede que ela ocorra em situações extremas, nomeadamente quando sucedem falhas de lubrificação.

A adesão é um fenómeno de extensão normalmente limitada, ocorrendo em pequenas zonas dos flancos dos dentes das engrenagens de ADI. Dá origem a pequenas faixas ou bandas com aspecto característico dispostas nas superfícies na direcção do rolamento. No interior destas faixas encontram-se frequentemente micro-fissuras transversais. Durante o processo de adesão, os fenómenos associados às micro-soldaduras induzem elevadas tensões tangenciais na superfície, dando origem a estas fissuras, como se mostra na Figura 78.

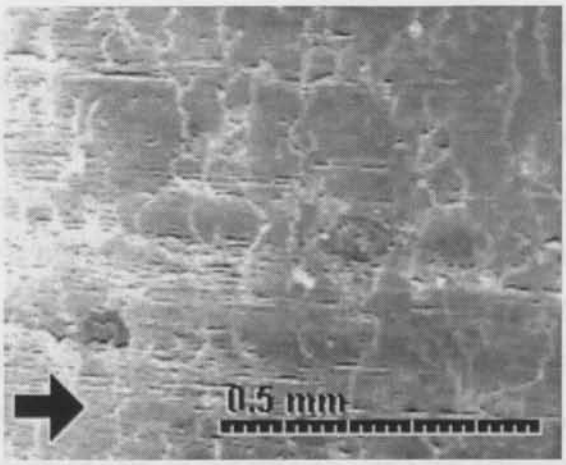


Figura 78 - Fissuras na superfície gripada de um disco de ADI austemperado a 280ºC.

A presença de uma ou mais bandas de adesão pode levar rapidamente à propagação do fenómeno a grandes áreas da superfície, agravando-se a si próprio, podendo conduzir à gripagem.

5.5.3 Gripagem

A gripagem é um fenómeno que ocorre de forma súbita e caracteriza-se pela evolução descontrolada de fenómenos de adesão. Pode ocorrer a frio ou a quente (respectivamente a baixa ou alta velocidade) e acontece em apenas alguns instantes. A falha de lubrificação pode ser causadora de gripagem, já que a ruptura do filme de óleo lubrificante permite o contacto directo entre as estruturas metálicas dos dentes de uma engrenagem, podendo ocorrer adesão localizada das superfícies. Se a lubrificação não conseguir evitar a continuação dos contactos metálicos e não conseguir remover as partículas de desgaste que entretanto se soltam das superfícies, é provável que ocorra gripagem. Apesar do aparecimento de uma pequena banda ou faixa de adesão no flanco activo de um dente poder não ser catastrófico, a prática mostra que, na maior parte dos casos, a superfície virá a ser destruída pela propagação de fissuras aí geradas. Para além disso, se o dente afectado contactar com múltiplos dentes da roda ou pinhão correspondente, é muito provável que a avaria se propague rapidamente a todas as outras superfícies de trabalho, sendo, assim, um fenómeno que se agrava a si próprio.

A Figura 79 mostra a superfície gripada de um disco de ADI austemperado a 280ºC. Nesta imagem pode ver-se uma cratera de baixa profundidade correspondente a material "arrancado" da superfície por adesão.

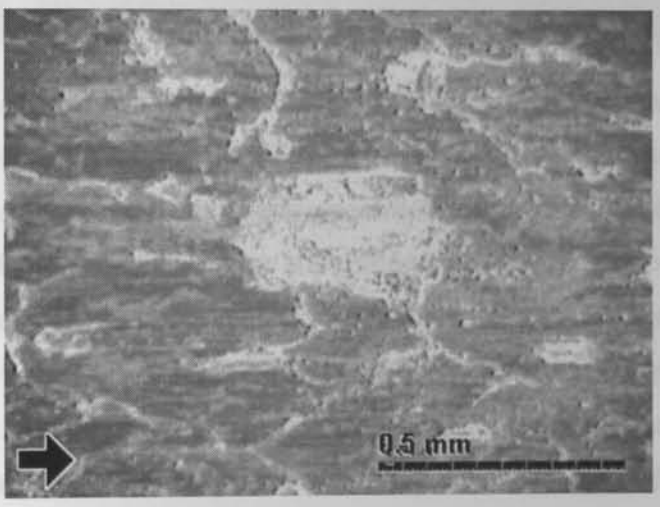


Figura 79 - Crateras de adesão na superfície de um disco de ADI austemperado a 280ºC.

As superfícies gripadas apresentam sulcos no sentido do escorregamento, preferencialmente nas zonas de altas taxas de escorregamento, e a sua morfologia é bastante irregular, possuindo as estrias bordos e fundo rugosos e podendo haver zonas onde o efeito do arrancamento de material é visível a olho nu.

Uma inspecção detalhada destas superfícies mostra que aí se desenvolveram grandes fissuras transversais, relativamente ao sentido do escorregamento, fruto das fortes deformações plásticas impostas ao material. O fundo das zonas rugosas apresenta um aspecto muito diferente daquele que se encontra no fundo de crateras de fadiga, não sendo visíveis estrias paralelas ao longo de planos de propagação de fissuras, mas sim nervuras muito irregulares alinhadas na direcção do rolamento que testemunham a violência do processo de adesão.

A Figura 80 mostra toda a largura da superfície activa de um disco de ADI que sofreu girpagem durante um ensaio. Na parte central desta imagem vêem-se grandes fissuras que atravessam toda a pista de contacto. Esta apresenta uma morfologia muito irregular, com elevada rugosidade, resultante do processo de gripagem.

Figura 80 - Superfície gripada de um disco de ADI transformado a 300ºC (p_0 = 1.8 GPa, SR = 14%).

A gripagem é, na maior parte dos casos, irreversível, destruindo o perfil dos dentes das engrenagens e impossibilitando em definitivo a sua utilização. É uma avaria mais frequente nas engrenagens lubrificadas com massa, onde a qualidade do acabamento superficial é determinante para que o fenómeno seja evitado [66].

De uma forma geral, a ocorrência de gripagem é antecedida de um aumento brutal da temperatura do lubrificante, de um aumento do ruído em funcionamento e da eventual libertação de fumos. A propagação súbita de fissuras pode ocorrer nas engrenagens endurecidas superficialmente, causando a ruptura de um ou mais dentes da engrenagem. Nos casos mais comuns, as superfícies dos dentes (de alguns ou de todos) apresentarão marcas evidentes da ocorrência generalizada de processos de adesão.

Na origem da gripagem a quente estão quase sempre condições de funcionamento que englobam altas pressões de contacto e altas velocidades de escorregamento e eventuais falhas da lubrificação, causas de sobreaquecimento localizado. Para que ocorra gripagem é necessário que se dê a ruptura do filme lubrificante, permitindo que as superfícies metálicas dos dentes da engrenagem entrem em contacto directo entre si.

A gripagem a frio pode ocorrer quando as engrenagens trabalham a baixa velocidade e deve-se, quase sempre, à indução de tensões de contacto superiores às que as superfícies conseguem suportar. Em geral, a gripagem a frio começa pelo surgimento de pequenas crateras ou bandas de gripagem que rapidamente se propagam a todos os flancos activos dos dentes com uma velocidade que depende essencialmente do tipo de lubrificante utilizado, da qualidade de acabamento das superfícies e da dureza dos materiais presentes. O aspecto das superfícies gripadas a frio é bastante irregular, apresentando sulcos que podem ser maiores que os da gripagem a quente.

6 CONCLUSÕES

A ruptura no pé do dente em engrenagens de ADI ocorre quando são impostos esforços de flexão exagerados ou quando defeitos metalúrgicos significativos ocorrem nessa zona. Os defeitos da matriz metálica actuam como concentradores de tensão. Quando situados na base dos dentes, próximos da superfície activa, podem estar na origem da sua ruptura, mesmo em casos em que a força aplicada é, teoricamente, admissível. Esta não é uma avaria de fadiga de contacto. Em situações normais não ocorrem rupturas, apenas se acumulam pequenos danos nas superfícies e sub-superfícies activas, conforme se vão acumulando ciclos de solicitação.

As avarias por fadiga de contacto das superfícies de ADI assumem duas formas típicas:

1 - Pressões de contacto elevadas podem conduzir rapidamente à fissuração da superfície de ADIs cuja matriz apresente uma constituição defeituosa ou pouco homogénea. Os defeitos estruturais promovem a iniciação e propagação de fissuras por fadiga de contacto, favorecendo a libertação de escamas, sobretudo quando estão situados a profundidade próxima daquela a que actua a tensão máxima de corte.

2 - O "pitting" desenvolve-se em bandas que ocupam toda a largura da pista de contacto dos dentes das engrenagens, provocando vibrações em funcionamento. Estas micro-cavidades concentram-se sobretudo à altura do primitivo, onde é baixo o escorregamento mas elevada a pressão de contacto. No início e no fim do engrenamento a taxa de escorregamento é mais elevada, o que faz com que a superfície junto ao topo e à base dos dentes se deforme plasticamente, ocultando os orifícios sobre os nódulos de grafite e ocupando continuamente as micro-crateras que se vão formando.

A velocidade de acumulação de danos nas superfícies é proporcional à pressão de contacto. Esta acumulação é um processo que tende a agravar-se a si próprio, já que as vibrações promovem a indução de tensões durante o engrenamento e, portanto, o próprio "pitting". Em casos de "pitting" severo libertam-se partículas com alguns décimos de milímetro, fazendo coalescer pequenas crateras nas superfícies até ao ponto de impedir, por excesso de vibrações, o funcionamento da engrenagem.

O ADI exibe grande resistência à adesão quando lubrificado com óleos-base pouco aditivados, como revelaram ensaios de gripagem anteriormente realizados com engrenagens [16]. Como nos aços, esta avaria súbita e catastrófica é predominante quando uma lubrificação deficiente é combinada com fortes solicitações mecânicas, permitindo o aumento exagerado

da temperatura das superfícies em contacto. A grafite presente no ADI pode atrasar ou evitar a gripagem das superfícies quando as falhas de lubrificação são de pequena duração, mas não é suficiente para impedir o fenómeno quando as condições desfavoráveis de funcionamento se mantêm.

CAPÍTULO V

ENSAIOS COM DISCOS DE ADI ARTIFICIALMENTE INDENTADOS

Sumário:

No capítulo V apresentam-se os ensaios realizados numa máquina disco-disco utilizando discos de ferro nodular austemperado. Estuda-se uma técnica que recorre à presença de indentações artificiais nas superfícies do ADI para analisar o seu comportamento quando submetidas a solicitações de contacto.

Foram ensaiados vários discos fabricados a partir do mesmo ferro nodular, submetidos a tratamentos térmicos de austêmpera simples e dupla a diferentes temperaturas, dando origem a diferentes ADIs. Nestes ensaios foram impostas diferentes condições de contacto às superfícies dos discos, nomeadamente cargas e velocidades de escorregamento.

É estudada a evolução do dano superficial em torno das indentações artificiais e nas restantes superfícies de contacto, e relaciona-se essa evolução com as condições de contacto e com as propriedades mecânicas dos ADIs ensaiados.

1 INTRODUÇÃO

Vários discos foram submetidos a testes numa máquina de ensaios do tipo "disco-disco". Estes discos foram fabricados a partir de um ferro nodular ligado com 1% de Cobre e 0.5% de Manganês e austemperados a diferentes temperaturas, dando origem a diferentes ADIs.

O principal objectivo destes ensaios foi avaliar a eficácia do uso de indentações artificiais [69] como forma auxiliar de caracterização das superfícies destes materiais quando submetidas a solicitações de contacto. Ao mesmo tempo, estes ensaios permitiram o estudo do comportamento e da evolução das superfícies dos diferentes ADIs quando sujeitas a contactos de grande severidade.

Os discos foram tratados termicamente com austêmperas convencionais (simples) e faseadas (duplas), e foram indentados artificialmente, técnica que, por efeito da geometria das zonas indentadas, promove a aceleração e a acumulação local dos danos superficiais devidos ao contacto.

Neste capítulo referem-se a constituição e o funcionamento da máquina de discos, caracterizam-se os discos ensaiados e descrevem-se as condições em que os ensaios foram efectuados.

O estado das superfícies dos discos foi registado periodicamente, ao longo dos ensaios, permitindo identificar diferentes modos de actuação dos mecanismos de dano que conduziram a avarias.

1.1 Máquina de discos

Uma máquina "disco-disco" ("bi-disco" ou "máquina de discos") permite ensaiar lubrificantes ou superfícies de materiais através do contacto entre a superfície periférica de dois discos em rotação.

A máquina de discos utilizada permite impôr às superfícies taxas de escorregamento até 20%, pressões de contacto até 4 GPa, e velocidades de rotação até às 3000 rpm. Está equipada com um sistema de lubrificação pressurizada que controla em permanência o débito e a temperatura do lubrificante. Sensores de indução magnética permitem detectar automaticamente a ocorrência de avarias nas superfícies dos discos.

A Figura 81 mostra um esquema parcial da máquina de discos.

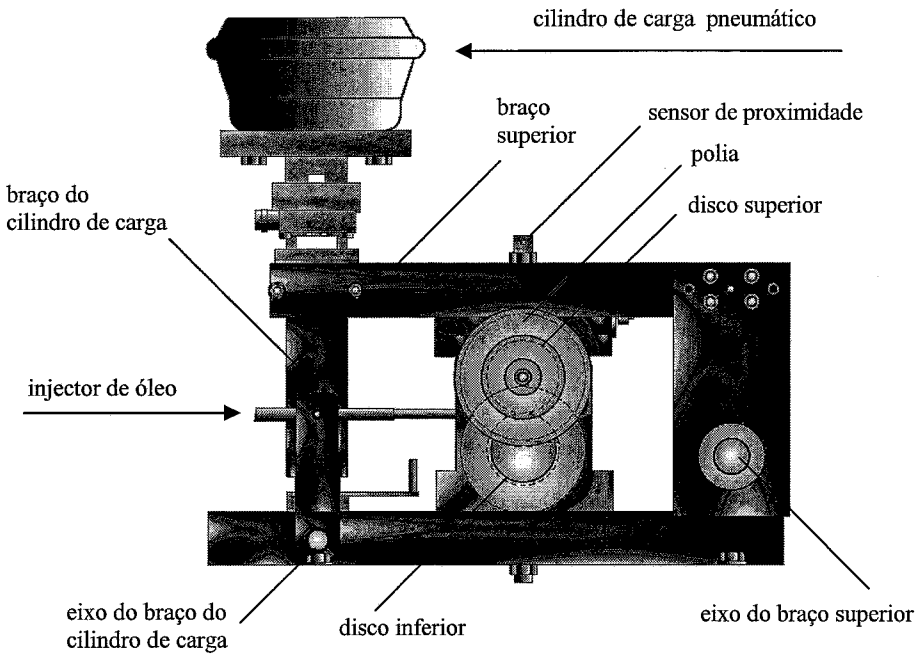


Figura 81 - Representação esquemática parcial da máquina de discos.

O sistema de carga é constituído por um cilindro pneumático que actua sobre o braço articulado superior da máquina, o qual suporta um dos discos. Este cilindro também está montado num braço articulado, de modo que ambos podem ser rodados, "abrindo" a máquina e possibilitando o acesso aos discos. Esta montagem permite a inspecção periódica das superfícies dos discos sem ter que os desmontar dos seus conjuntos de suporte, o que facilita o registo da evolução das superfícies ao longo dos ensaios.

Dois sensores de proximidade medem em permanência a distância que os separa das superfícies dos discos em rotação. Essa informação é transmitida a uma central onde um osciloscópio e um programador permitem automatizar alguns comandos da máquina, nomeadamente a detecção de danos superficiais, como a libertação de escamas de fadiga. Recebe ainda dados da temperatura do lubrificante e do valor da carga no cilindro pneumático, permitindo o comando remoto da máquina.

A Figura 82 mostra um esquema geral da máquina de discos.

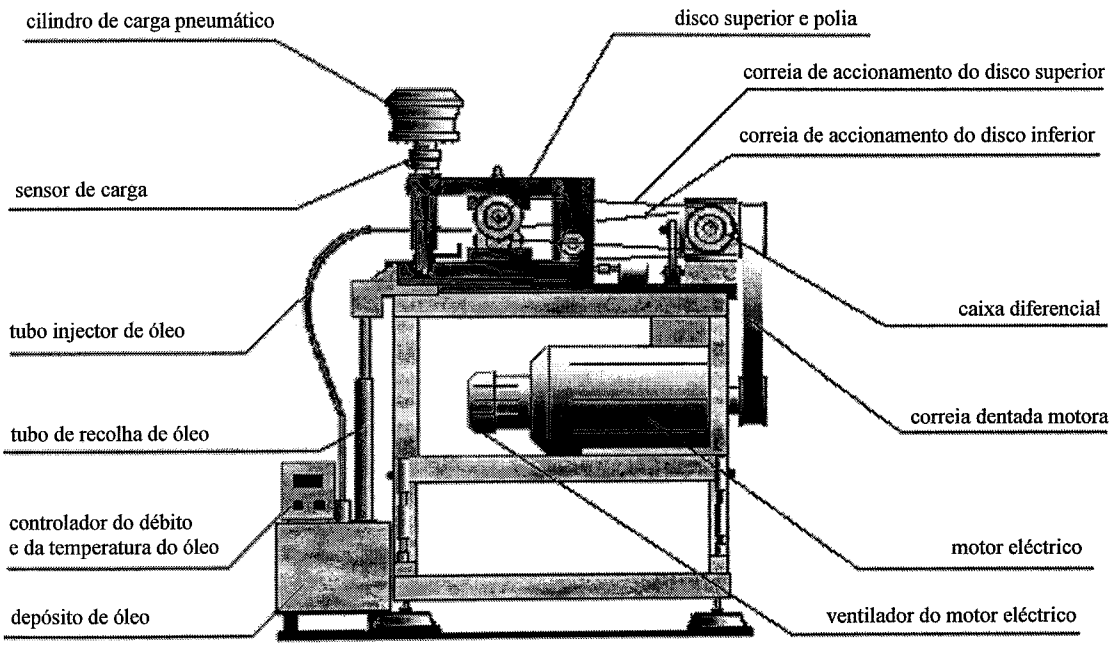


Figura 82 - Representação esquemática geral da máquina de discos.

O accionamento dos discos tem origem num motor eléctrico e é conseguido através de um sistema de correias e polias dentadas. Uma caixa diferencial proporciona saídas de movimento angular de sinais contrários para animar cada um dos discos, de forma que as suas superfícies em contacto se movem na mesma direcção. Tendo os discos o mesmo diâmetro, a taxa de escorregamento no contacto depende apenas da relação entre o número de dentes das polias motoras e movidas.

A velocidade tangencial das superfícies em contacto é função do raio circunferencial de cada disco (R_{x1} e R_{x2}) e da velocidade angular de cada um dos veios que os suportam (ω_1 e ω_2). Esta velocidade angular depende da velocidade de rotação do rotor do motor eléctrico e das relações entre o número de dentes de cada uma das polias utilizadas. Estes parâmetros permitem seleccionar diferentes velocidades e taxas de escorregamento entre as superfícies em contacto, sendo possível obter uma grande variedade de condições cinemáticas em função dos objectivos dos ensaios.

1.2 Geometria e cinemática dos discos

Cada par de discos de ADI usado neste trabalho é constituído por um disco dito "esférico" e por outro dito "cilíndrico". O disco inferior é perfeitamente cilíndrico, enquanto o disco superior apresenta duas curvaturas, uma na direcção circunferencial (igual à do disco inferior) e outra na direcção transversal. A geometria destas superfícies faz com que, quando postas em contacto e carregadas, se gere uma área de contacto elíptica, como se mostra na Figura 83.

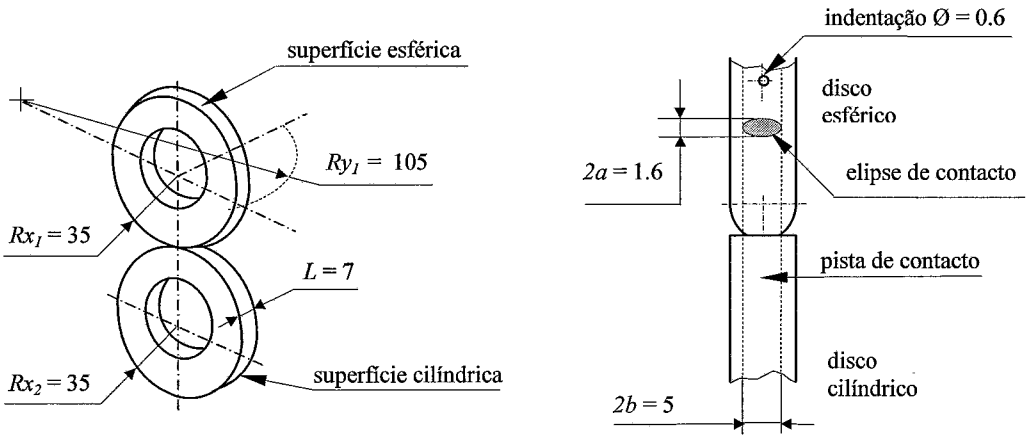


Figura 83 - Geometria dos discos e dimensões máximas da elipse de contacto (dimensões em mm).

Os discos de ADI têm uma largura de 7mm, um diâmetro circunferencial de 70 mm e, no caso dos discos esféricos, a superfície de trabalho foi maquinada de modo a ter um raio de curvatura transversal (R_y) de 105 mm. Este valor foi calculado de forma a definir alguns parâmetros do contacto, nomedamente a pressão de contacto para uma dada força normal, a espessura mínima de filme lubrificante e as dimensões da elipse de contacto. Nestes ensaios a pressão máxima de Hertz no centro do contacto (p_0) foi de 2.2 GPa, dando origem a uma elipse de contacto com as dimensões máximas $a = 0.8$ mm e $b = 2.5$ mm.

Esta geometria tem algumas vantagens imediatas, como sejam o aumento da pressão de contacto para uma dada força normal aplicada pelo cilindro de carga da máquina e a não existência de efeito de bordo no contacto, que pode ocorrer ao menor desalinhamento dos discos. Por outro lado, se os ensaios forem muito prolongados, se envolverem elevadas taxas de escorregamento ou se a ductilidade do material for muito elevada, pode acontecer que o

desgaste da superfície esférica faça aumentar gradualmente a área do contacto, diminuindo a pressão média. Nesta situação, a geometria do contacto tende a aproximar-se da de um contacto linear, ao longo do teste, facto que deve ser tido em conta no cálculo das tensões instaladas nos sólidos após elevado número de ciclos.

1.3 Programação dos ensaios

1.3.1 Ensaios preliminares

Não havendo, no seio do grupo de investigação, experiência anterior suficientemente vasta sobre o comportamento do ADI submetido a solicitações de contacto [70, 16], e não estando disponível literatura abundante sobre o tema, foi decidido que se faria um conjunto de ensaios preliminares como forma de atenuar estas lacunas. Assim, foram realizados 8 ensaios com discos de ADI austemperados de forma convencional a 280°C, em que foram impostas às superfícies diferentes velocidades, pressões de contacto, taxas de escorregamento e temperaturas do lubrificante. Foram ainda testados lubrificantes com diferentes índices de viscosidade e teor de aditivos.

Os resultados destes ensaios preliminares permitiram estudar a influência das condições de funcionamento, os consequentes tipos de avaria das superfícies e os mecanismos de dano associados. Permitiram ainda estabelecer as condições de funcionamento mais adequadas para a realização dos ensaios finais, em que a evolução do dano das superfícies indentadas de discos produzidos em diferentes ADIs pôde ser directamente comparada.

1.3.2 Ensaios finais

No segundo conjunto de ensaios foram utilizados discos de ADI tratados com austêmpera convencional e também com austêmpera faseada com estágio intermédio no domínio martensítico (tratamentos referidos como "simples" e "duplos"). Estes tratamentos foram realizados a três temperaturas nominais de transformação isotérmica (260°C, 300°C e 340°C), dando origem a três ADIs de tratamento simples e a mais três variantes obtidas por tratamento duplo (190+260°C, 190+300°C e 190+340°C). Foram realizados dois ensaios por cada ADI, respectivamente a uma pressão nominal de Hertz (p_0) de 1.8 GPa e de 2.2 GPa.

1.3.3 Referenciação dos ensaios

Neste trabalho os ensaios com discos são referenciados pelas letras A a U e os diferentes ADIs são referidos da seguinte forma abreviada: ADI300 refere-se a um material tratado com austêmpera simples a 300ºC, enquanto ADI340D refere-se a um outro obtido por austêmpera dupla à temperatura nominal de 340ºC, por exemplo. Todos estes ADIs foram produzidos a partir do mesmo ferro nodular.

1.3.4 Amostragem

A programação estabelecida para os ensaios de discos não permitiu obter mais que um ou dois resultados para cada material e para cada conjunto específico de solicitações. Isto obriga a ter em atenção que estes resultados têm carácter particular, estando sujeitos a diferentes influências aleatórias, nomeadamente no que respeita à qualidade da matriz metálica que coube a cada disco. Desta forma, não podem ser considerados representativos da resistência à fadiga de contacto de cada ADI ensaiado. Sendo indicadores únicos, assumem maior importância no seu conjunto do que individualmente.

Por outro lado, todos os discos foram indentados de forma semelhante, pelo que o estudo da influência da presença das indentações artificiais sobre a evolução do estado da superfície, nestas zonas indentadas, teve por base um conjunto de mais de uma dezena de testes em que pelo menos duas indentações se encontravam presentes na superfície de cada disco esférico. Assim, e tendo em conta as diferentes condições em que foram realizados os ensaios, foi possível estabeler, de forma estatisticamente válida, comportamentos que caracterizam a evolução das zonas afectadas por fadiga em redor das indentações artificiais.

2 ENSAIOS PRELIMINARES COM ADI AUSTEMPERADO A 280ºC

2.1 Rugosidade das superfícies em contacto

A Tabela 6 mostra os diferentes parâmetros de rugosidade medidos na superfície dos discos de ADI280. Os valores apresentados são médias de diferentes leituras efectuadas na direcção transversal da superfície dos discos (no sentido da largura), antes da realização dos ensaios, e encontram-se ordenados por ordem decrescente da rugosidade composta (*RMS*) de cada par de discos ensaiado.

Tabela 6 - Rugosidade transversal da superfície dos discos de ADI280.

Par		R_{max}	**Ra**	RMS	Mr_1	Rk	Mr_2	Rz-d	Rq	Rpk	Rvk	Vo
H	cil.	5.30	**0.43**	2.30	9.30	1.25	87.00	3.18	0.58	0.82	0.87	56.60
	esf.	13.76	**2.26**		9.20	6.80	85.50	12.19	2.79	2.22	2.37	171.82
E	cil.	3.35	**0.29**	1.98	8.50	0.95	89.00	2.51	0.39	0.43	0.52	28.60
	esf.	15.84	**1.96**		11.70	5.52	82.50	12.90	2.55	2.36	3.62	316.75
D	cil.	4.69	**0.45**	1.93	8.10	1.47	89.70	3.84	0.61	1.13	0.64	32.96
	esf.	12.81	**1.88**		10.00	6.52	90.90	10.85	2.32	1.95	2.10	95.55
G	cil.	4.66	**0.47**	1.64	8.70	1.45	87.40	3.70	0.64	0.82	0.95	59.85
	esf.	10.03	**1.57**		10.60	5.02	91.30	9.04	1.94	1.67	2.13	92.65
F	cil.	4.32	**0.43**	1.48	9.90	1.25	85.60	3.45	0.56	0.66	0.66	47.52
	esf.	10.91	**1.42**		8.20	4.00	80.00	8.68	1.87	1.75	3.04	302.48
C	cil.	3.27	**0.35**	0.76	9.60	1.12	90.30	2.94	0.45	0.67	0.46	22.31
	esf.	4.12	**0.68**		9.60	1.82	91.00	3.51	0.83	0.61	0.63	28.35
A	cil.	3.40	**0.33**	0.74	9.50	1.02	86.20	2.68	0.43	0.47	0.55	37.95
	esf.	4.21	**0.66**		10.00	1.70	91.20	3.52	0.81	0.69	0.59	25.96
B	cil.	3.05	**0.30**	0.72	7.60	1.00	89.60	2.34	0.39	0.44	0.39	20.28
	esf.	4.30	**0.66**		9.50	1.75	90.60	3.58	0.81	0.61	0.59	27.73

Como se pode constatar, os valores dos diferentes parâmetros de rugosidade dos discos cilíndricos são bastante inferiores aos dos discos esféricos, facto que se deve ao processo de fabrico utilizado, nomeadamente ao tipo de mó e de movimentos possíveis durante a rectificação das superfícies.

De uma forma geral, a rugosidade média (R_a) medida na superfície dos discos esféricos é duas a cinco vezes superior à dos cilíndricos, atingindo, neste conjunto de discos, um máximo de 2.26 μm no disco esférico H. A rugosidade relativamente elevada dos discos esféricos prejudica as condições de contacto e promove uma maior taxa de desgaste das superfícies.

2.2 Condições de funcionamento

A Tabela 7 mostra um conjunto de parâmetros que permite caracterizar as condições de contacto impostas aos discos nos ensaios preliminares. Nos casos B, C e E, em que alguns parâmetros foram alterados ao longo dos testes, distinguem-se as diferentes fases dos ensaios. Os testes são apresentados por ordem decrescente da pressão de contacto, parâmetro que variou entre 1.21 GPa e 2 GPa neste conjunto de ensaios preliminares.

Tabela 7 - Condições de funcionamento durante os ensaios de discos do ADI280.

		Tensões no contacto				Cinemática		Lubrificante			
Teste		p_0	p_0^2/σ_r	τ_{max}	Z_s	U_1+U_2	SR	Óleo	$T_{lub.}$	h_{oT}	Λ
ref.	ADI	GPa	GPa	GPa	μm	m/s	%	ref.	°C	μm	-
A	280	2.00	2.63	0.65	558.13	3.66	0.0	FCS32	100	0.10	0.20
B1	280	2.00	2.63	0.66	558.13	3.66	0.0	FCS32	100	0.10	0.14
B2	280	2.00	2.63	0.65	558.13	3.66	9.8	FCS32	100	0.09	0.13
B3	280	2.00	2.63	0.65	558.13	12.89	9.8	TM22	90	0.19	0.28
C1	280	2.00	2.63	0.53	448.00	3.66	0.0	TM22	90	0.10	0.14
C2	280	2.00	2.63	0.53	448.00	3.33	9.8	TM22	90	0.10	0.13
C3	280	2.00	2.63	0.66	558.13	12.89	9.8	TM22	90	0.19	0.28
G	280	2.00	2.63	0.66	558.13	22.46	20.5	TM22	90	0.23	0.14
H	280	1.52	1.52	0.50	424.49	21.13	14.0	TM22	70	0.31	0.14
E1	280	1.28	1.08	0.43	361.61	22.21	14.0	TM22	70	0.35	0.18
E2	280	1.47	1.42	0.49	408.77	22.21	14.0	TM22	70	0.34	0.17
E3	280	1.50	1.48	0.50	416.63	22.21	14.0	TM22	70	0.34	0.17
D	280	1.21	0.96	0.40	338.02	22.46	20.5	TM22	90	0.26	0.13
F	280	1.21	0.96	0.40	338.02	22.46	20.5	TM22	90	0.26	0.17

Foram adoptadas diferentes velocidades nominais na máquina de discos, desde 500 rpm até 3000 rpm, em termos das rotações do seu motor eléctrico principal, permitindo combinar velocidades de rolamento das superfícies entre 3 e 22 m/s, aproximadamente, com taxas de escorregamento entre 0 e 20%.

Foram usados diferentes lubrificantes de baixa viscosidade, tendo a sua selecção (bem como a da sua temperatura de injecção) sido dependente das condições de contacto pretendidas para cada ensaio.

Os valores calculados da espessura específica do filme lubrificante (Λ) mostram que todos os ensaios foram realizados em condições muito severas de lubrificação. Esta situação foi intencional, mesmo nos testes D e F, em que a pressão de contacto foi mais baixa, tendo como objectivo garantir o contacto frequente entre as superfícies metálicas dos discos.

2.3 Descrição resumida dos ensaios do ADI280

2.3.1 Teste A, $p_0 = 2$ GPa, $SR = 0\%$

O teste foi suspenso após 10.000 ciclos de solicitação para que fosse possível observar o efeito da fase de rodagem no ADI. Nessa altura foram detectadas duas grandes fissuras superficiais no disco esférico. Os discos do par A foram então cortados para serem produzidas amostras para observação no microscopio electrónico de varrimento (SEM).

2.3.2 Teste B, $p_{0max} = 2$ GPa, $SR_{max} = 9.8\%$

O sistema de video-microscopia permitiu detectar pequenas fissuras superficiais a partir dos primeiros 5.000 ciclos, já visíveis a olho nu ao fim de 10.000 ciclos. A evolução destas fissuras foi pouco significtiva enquanto se manteve a condição de rolamento puro, registando-se apenas a libertação de pequenas porções de material das arestas destas fissuras a partir dos 100.000 ciclos, sem que fosse observado um aumento claro da sua extensão superficial. Completavam-se 1.700.000 ciclos quando se libertou uma escama superficial, formando uma cratera típica de fadiga de contacto. Esta avaria foi uma ocorrência única nas pistas de contacto. Nos restantes locais, estas encontravam-se em relativamente bom estado no final do teste, exibindo apenas desgaste normal.

2.3.3 Teste C, $p_{0max} = 2$ GPa, $SR_{max} = 9.8\%$

De forma semelhante aos testes A e B, também nestes discos foram detectadas zonas contendo fissuras superficiais logo após 10.000 ciclos de solicitação (uma no disco esférico e duas no disco cilíndrico). A proveniência comum destes três pares de discos leva a crer que o material de base possuía alguns defeitos que afectaram de forma semelhante estes ensaios. Neles, todos os fenómenos se desenrolaram de forma muito semelhante.

Os discos do par C funcionaram durante 1.500.000 ciclos até que se formou uma escama de fadiga de grandes dimensões. O teste foi suspenso imediatamente antes da libertação da escama correspondente.

2.3.4 Teste G, $p_0 = 2$ GPa, $SR = 20.5\%$

O teste G não permitiu o estudo da evolução do dano de contacto das superfícies do ADI uma vez que ocorreu a gripagem violenta das superfícies logo após terem sido cumpridos 90.000 ciclos.

As superfícies apresentavam muitas fissuras transversais de dimensão considerável, e verificou-se o arrancamento de muitas lamelas superficiais de baixa espessura enquadradas por essas fissuras, dando a origem a crateras de baixa profundidade, muito diferentes daquelas que se formam quando se libertam escamas de fadiga (ver Figura 84).

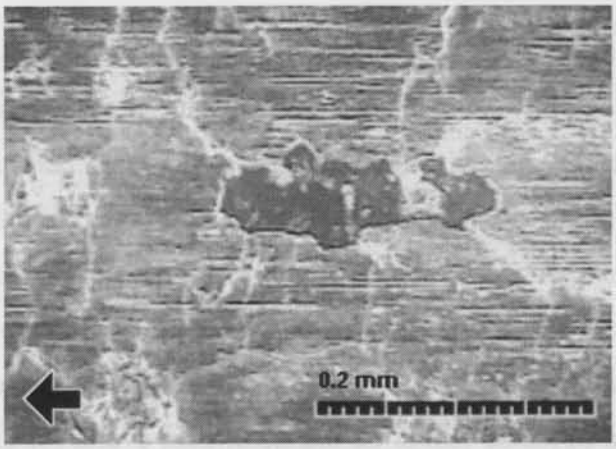


Figura 84 – Pormenor de cratera gerada durante a gripagem do disco G.

Supõe-se que as condições de contacto extremamente desfavoráveis tenham estado na origem desta avaria (a baixa viscosidade do lubrificante utilizado (ISO VG22), a ausência de aditivos extrema-pressão (EP) e anti-desgaste (AW), a elevada pressão de contacto (p_0 = 2 GPa) e a taxa de escorregamento muito elevada (SR = 20%)). A libertação de fumo no contacto foi constante até ocorrer a gripagem, corroborando esta suposição.

2.3.5 Teste H, p_0 = 1.52 GPa, SR = 14%

Foram encontradas algumas grandes fissuras de origem desconhecida logo na primeira inspecção das superfícies. Outras fissuras, mais pequenas e associadas a zonas de superfície deslocadas em profundidade, foram detectadas aos 300.000 ciclos, sugerindo a presença de defeitos dispersos na matriz metálica. A evolução superficial destas fissuras não foi notória e não foi gerada nenhuma escama de fadiga de dimensões consideráveis.

A superfície encontrava-se afectada de forma generalizada por "pitting" aos 3.200.000 ciclos de solicitação, quando o teste foi suspenso dado o elevado nível de vibrações.

2.3.6 Teste E, p_{0max} = 1.5 GPa, SR = 14%

A generalização do "pitting" a toda a pista de contacto verificou-se após cerca de 6.000.000 de ciclos de solicitação. Estas superfícies apresentavam um estado nitidamente melhor que as dos discos do par H no fim do teste respectivo, não tendo sido encontradas macrofissuras nas superfícies dos discos deste par.

A partir de cerca dos 8.000.000 de ciclos, verificou-se uma compactação da superfície de trabalho, ocultando muitas cavidades e produzindo zonas de contacto mais lisas. O teste foi prolongado até que se completaram 10.000.000 de ciclos sem que ocorresse qualquer avaria grave nas superfícies, apesar de ser já muito elevado o nível de vibrações em funcionamento.

2.3.7 Testes D e F, $p_0 = 1.2$ GPa, $SR = 20.5\%$

Os resultados foram muito semelhantes nos testes D e F. Não foram encontrados danos superficiais graves (escamas ou macrofissuras passíveis de serem consideradas avarias) até se terem completado, respectivamente, 1.500.000 e 1.000.000 ciclos de solicitação. Os testes foram ambos suspensos sem que as superfícies, afectadas por "pitting" ligeiro e de baixa profundidade, estivessem definitivamente avariadas.

O fenómeno de surgimento precoce de grandes fissuras que ocorrera nos ensaios A, B e C não se revelou tão intenso nestes dois testes, mas não deixou de estar presente. Algumas fissuras tornaram-se visíveis à superfície a partir dos 600.000 ciclos, por vezes ladeando zonas deslocadas em profundidade, como o exemplo que mostra a Figura 85.

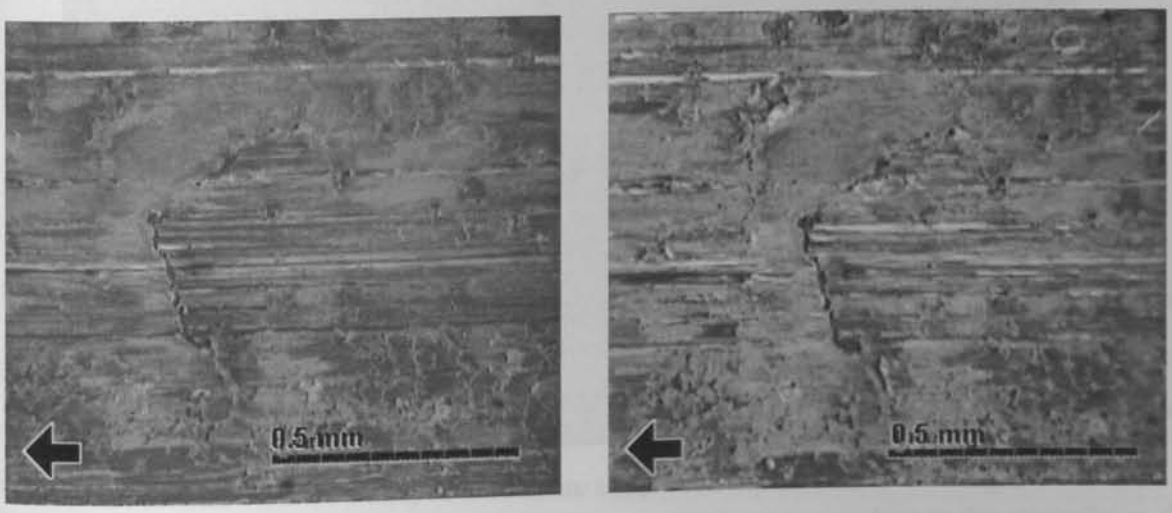


Figura 85 – Fissura na superfície do disco D após diferente número de ciclos de solicitação das superfícies: 1.000.000 ciclos na imagem da esquerda, e 1.250.000 ciclos na da direita.

As estrias de maquinagem permanecem visíveis na zona central das imagens, e o desgaste na sua periferia tornou-se mais acentuado, criando algumas áreas compactas e alargando as pequenas crateras de "pitting" que se vêem na zona inferior.

Até ao final de cada um destes testes, e contrariamente aos ensaios realizados com pressões de contacto mais elevadas, não houve desenvolvimento catastrófico associado a estas fissuras e às zonas próximas delas.

2.4 Evolução do estado das superfícies e caracterização das avarias

2.4.1 Micro-fissuras superficiais sobre nódulos de grafite

A presença de nódulos de grafite muito próximos de superfícies activas sujeitas a pressão superficial elevada, mesmo em condições de rolamento puro, faz com que se gerem pequenas fissuras sobre os nódulos de grafite que se encontram a muito baixa profundidade, semelhantes às que são visíveis na Figura 86. Nesta imagem podem ver-se alguns riscos inclinados que são vestígios da rectificação das superfícies.

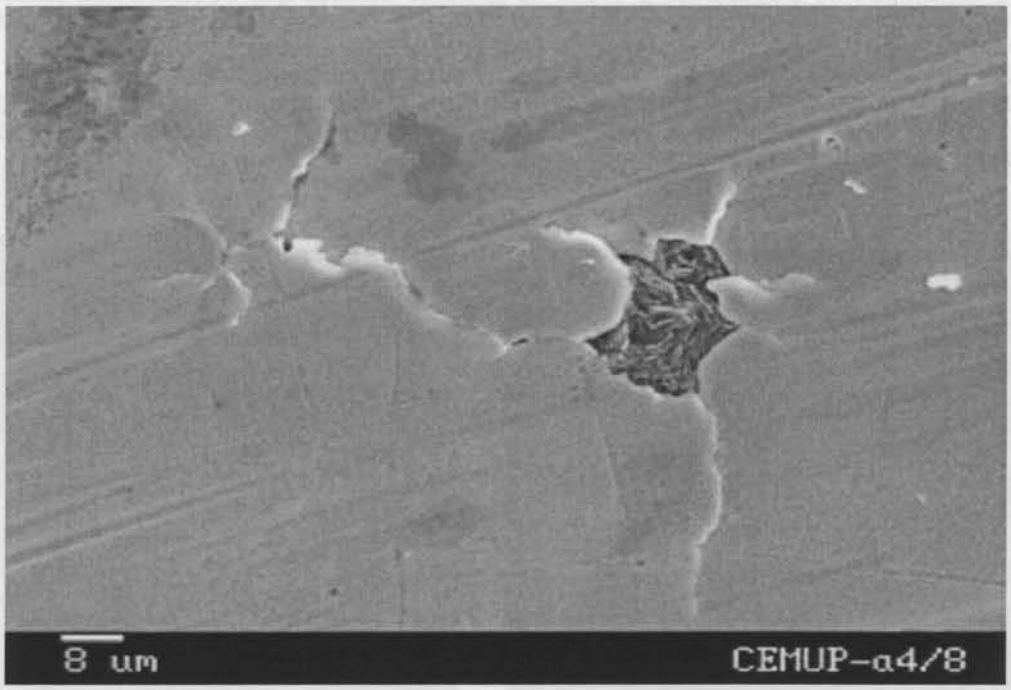


Figura 86 – Fissura superficial sobre um nódulo de grafite no disco esférico A.

Estas microfissuras sobre nódulos de grafite distribuem-se aleatoriamente pelas superfícies, e foram encontradas em todos os discos logo após relativamente poucos ciclos de solicitação. É um fenómeno que se observou de forma generalizada nas superfícies dos ADIs submetidos a elevadas pressões de contacto.

A Figura 87 mostra uma imagem semelhante que revela como os nódulos de grafite são postos a descoberto pelo desgaste superficial. Nestas imagens é claramente visível a grafite ainda no interior das cavidades, e pode perceber-se quão fina é a película de material que cobre o nódulo. Esta película metálica tende a desprender-se gradualmente da superfície, dispersando-se pelo lubrificante, enquanto as arestas da cavidade vão adquirindo bordos arredondados com o decorrer do ensaio.

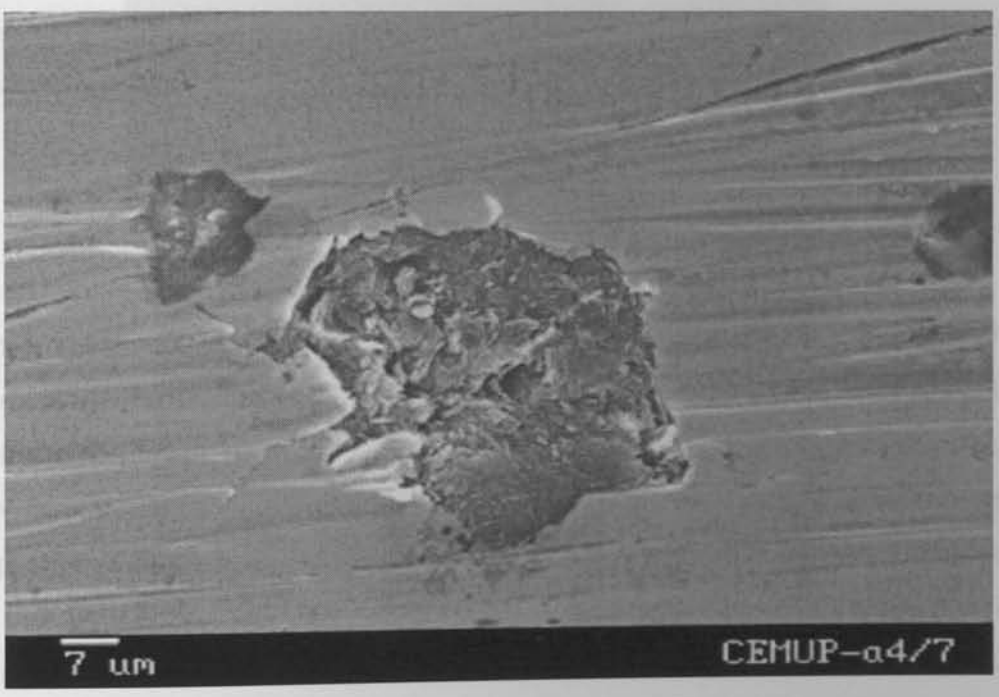


Figura 87 – Nódulo de grafite na superfície do disco esférico A.

Quando os nódulos de grafite se situam a uma profundidade crítica, ligeiramente mais abaixo da superfície (a cerca de 10 μm, por exemplo), a pressão elevada e os ciclos consecutivos de solicitação podem causar a abertura de orifícios característicos sobre o topo desses nódulos.

Esta forma de desgaste pode ser muito importante durante a rodagem das superfícies de ADI, porque é causa do aparecimento no lubrificante de muitas partículas de pequena dimensão. Estas partículas vão contaminando o lubrificante enquanto não estabilizar a evolução dos orifícios onde se alojam os nódulos de grafite que afloram à superfície.

A Figura 88 mostra, com grande ampliação, um desses orifícios na camada superficial do ADI. No seu interior é visível um nódulo de grafite.

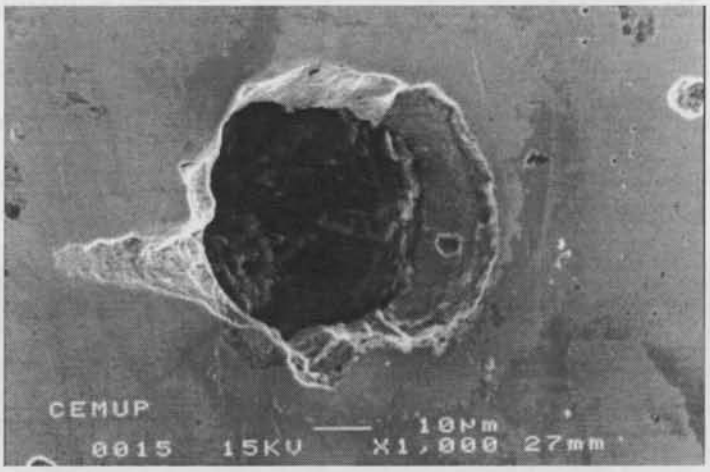


Figura 88 – Pormenor de orifício sobre nódulo de grafite na superfície do disco B.

Verifica-se que não existem fissuras superficiais ligadas à cavidade, e os poucos vestígios em redor do orifício sugerem que poucas porções de material daí se soltaram. O aspecto uniforme das arestas da cavidade, bem como o seu perfil ligeiramente cónico, sugerem que uma partícula em forma de "tampa" terá sido removida de uma só vez, muito provavelmente devido à pressão de óleo que penetrou na cavidade da grafite quando as primeiras fissuras a ligaram à superfície.

A Figura 89 mostra um orifício semelhante, também sobre um nódulo de grafite situado apenas alguns mícrons abaixo da superfície.

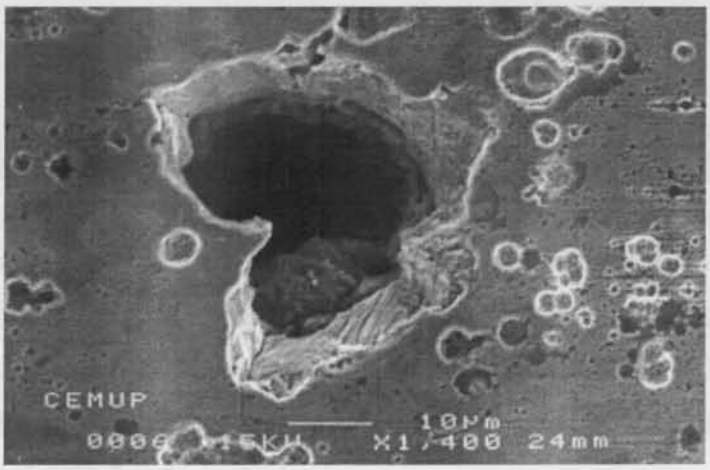


Figura 89 – Orifício microscópico sobre um nódulo de grafite na superfície do disco C.

Estes nódulos podem ser completamente esvaziados, adquirindo bordos arredondados, ou, inversamente, podem ser totalmente cobertos de material deformado plasticamente, processos que dependem muito da taxa de escorregamento, da ductilidade do ADI, e do número de ciclos cumprido pelas superfícies.

Uma das influências do escorregamento sobre as superfícies do ADI é provocar o deslocamento de material, fenómeno que tende a nivelar o perfil da superfície e a encher muitas das cavidades anteriormente abertas, correspondentes a nódulos de grafite e outras. Em determinadas situações, encontram-se zonas de superfície lisas em que a presença desses orifícios é mascarada, como se pode ver no exemplo que mostra a Figura 90.

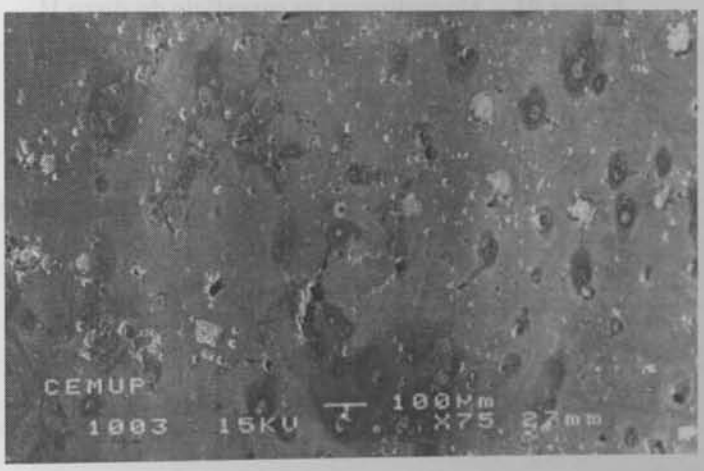


Figura 90 – Superfície do disco B após 1.700.000 ciclos.

2.4.2 Macro-fissuras superficiais

Em quase todos os ensaios de discos do ADI280 (excepção feita ao teste E) foram encontradas grandes fissuras visíveis à superfície após um número relativamente reduzido de ciclos. Este fenómeno foi tanto mais evidente quanto maior foi a pressão de contacto imposta às superfícies. De uma forma geral, estas fissuras encontravam-se isoladas (1 ou 2 por disco) ou então concentradas em alguns locais das superfícies, sugerindo a presença de defeitos ou heterogeneidades distribuidas de forma aleatória na matriz metálica.

Só no caso do teste H foram encontradas grandes fissuras num disco antes do início do teste respectivo (ver Figura 91). A origem destas fissuras não foi identificada, mas está certamente ligada aos processos de produção dos materiais e dos discos.

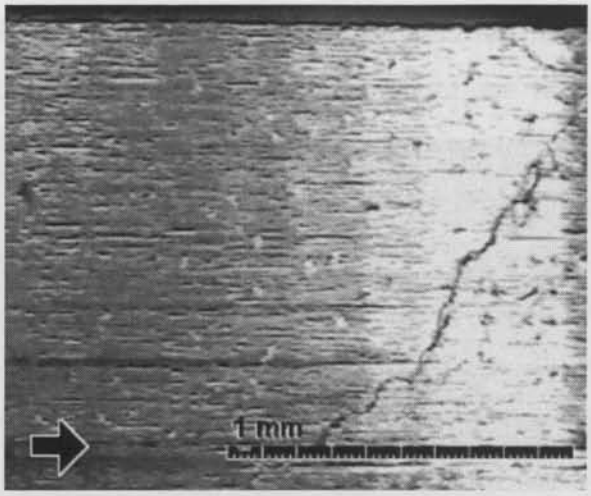


Figura 91 – Macrofissura na superfície do disco H.

Na maioria dos testes foram encontradas fissuras de dimensão importante, mas visíveis nas superfícies apenas a partir de um determinado número de ciclos. A maioria destas fissuras estava associada a zonas da superfície deslocadas em profundidade. Apresentam uma característica comum, o facto de os riscos de maquinagem permanecem visíveis apenas de um dos lado da fissura (zona que participa menos activamente no contacto), em contraste com a superfície recíproca, em que o desgaste se revela mais acentuado.

A Figura 92 mostra uma zona enquadrada por fissuras onde permaneceram visíveis as estrias de maquinagem.

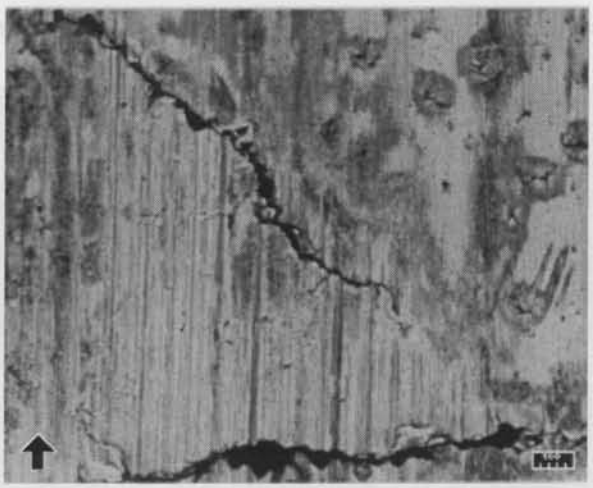


Figura 92 – Macrofissuras na superfície do disco C.

A superfície aparece mais lisa do lado superior direito da imagem, enquanto se vêm muitos riscos verticais na parte limitada por fissuras. Estes riscos são vestígios da ferramenta usada no fabrico da superfície, o que revela que esta zona não sofreu um desgaste tão pronunciado como a outra. Este fenómeno revela o "afundamento" de determinadas áreas de superfície, indicando a presença de zonas de menor resistência na sub-superfície do material e gerando estas fissuras macroscópicas

Na Figura 93 pode ver-se um detalhe de uma fissura deste tipo, neste caso através de uma imagem capturada pelo microscópio electrónico de varrimento, onde se pode comparar o aspecto da superfície de um e do outro lado da fissura.

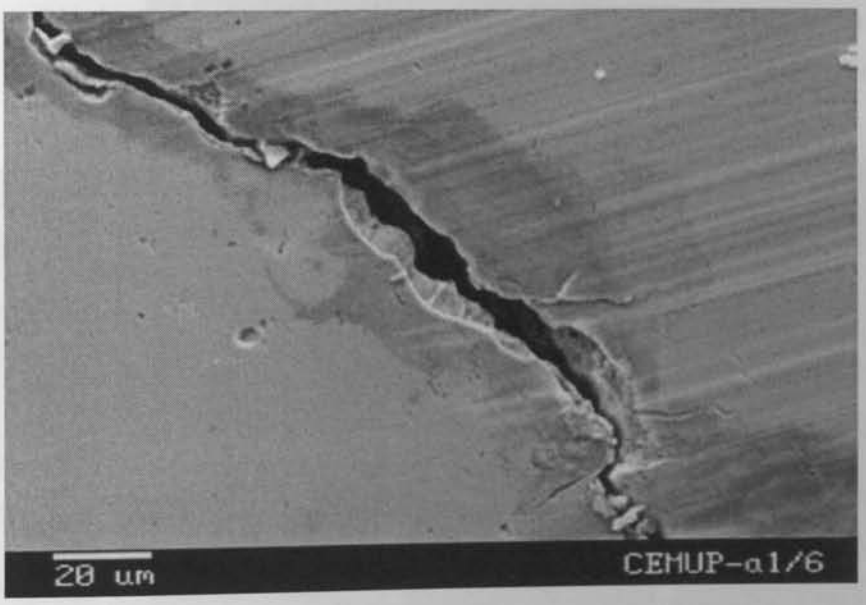


Figura 93 – Fissura na superfície do disco esférico A.

Na maioria dos casos em que se formaram grandes escamas de fadiga que levaram à avaria das superfícies, estas tiveram origem em locais onde este tipo de macro-fissuras foi detectado precocemente. Nesses casos, a restante superfície de trabalho dos discos apresentava-se ainda em bom estado no final dos testes, revelando como esta forma de avaria não tem origem num fenómeno generalizado de fadiga mas sim numa condição estrutural, que depende da presença de defeitos localizados imediatamente abaixo da superfície, na matriz metálica do ADI.

Apesar da presença destas fissuras promover a propagação de fissuras sub-superficiais, a sua evolução superficial pode ser bastante lenta.

A Figura 94 mostra um conjunto de quatro imagens referentes à mesma zona fissurada da superfície do disco C ao longo dos primeiros 200.000 ciclos do teste respectivo, em que a pressão máxima de contacto foi de 2 GPa e em que a taxa de escorregamento (*SR*) foi nula durante os primeiros 40.000 ciclos, passando então a 14%.

Nestas imagens pode ver-se como o aspecto das fissuras apresentadas não se altera substancialmente com o decorrer do ensaio. Mesmo a introdução de escorregamento a partir dos 40.000 ciclos não provocou alterações profundas no aspecto superficial destas fissuras. Assiste-se ao alargamento gradual da fissura principal, efeito que se pronuncia com o número de ciclos acumulado, sendo já visíveis orifícios de dimensão significativa depois de completados os 200.000 ciclos.

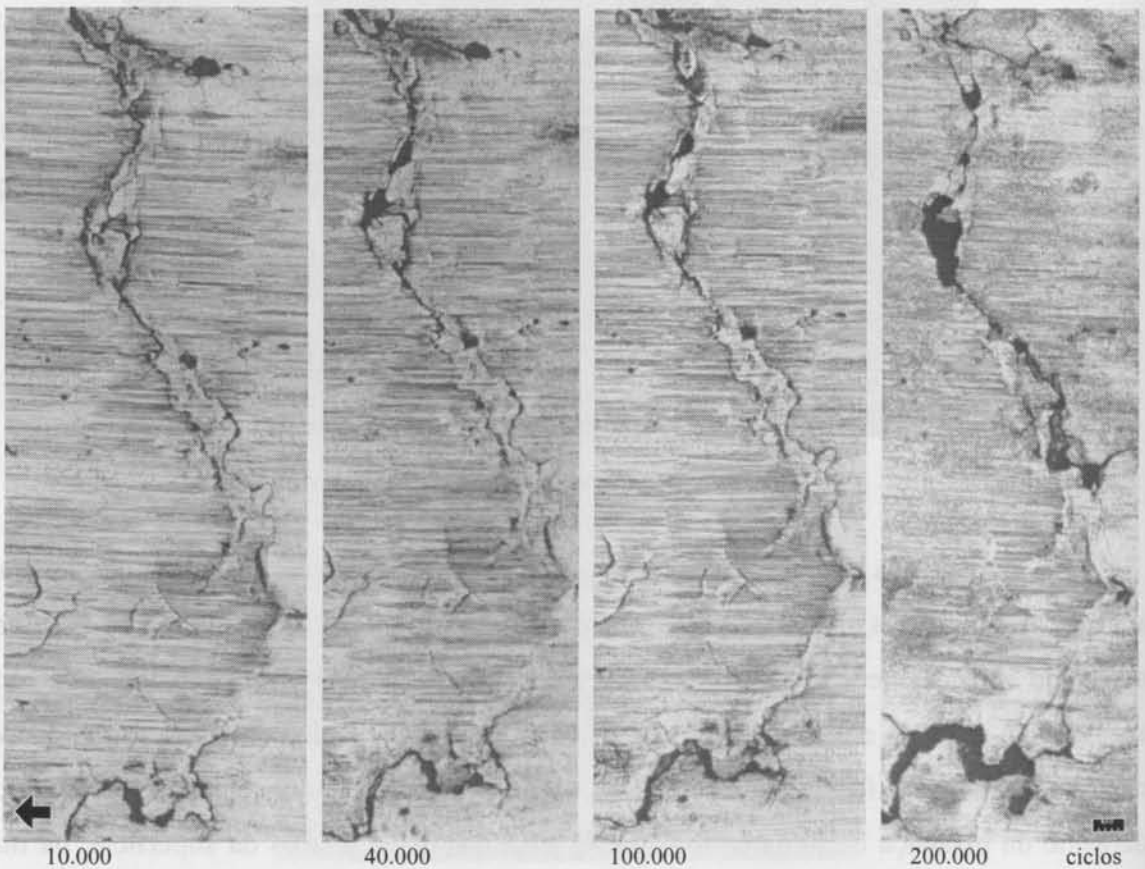


Figura 94 – Evolução de fissuras visíveis na superfície do disco C.

Na Figura 95, que mostra uma zona fissurada do disco esférico H, os riscos de maquinagem visíveis do lado esquerdo contrastam com o aspecto deteriorado da superfície no lado direito da imagem. Esta zona, onde as tensões são maiores pelo efeito de desnível da superfície, apresenta já sintomas evidentes de fadiga e pequenas crateras de onde foram libertadas microescamas.

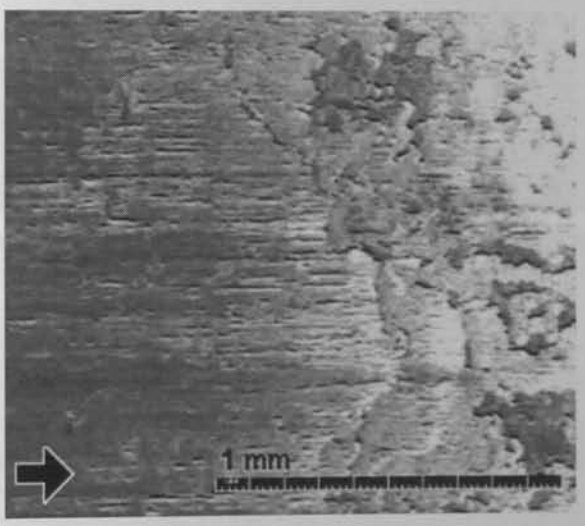


Figura 95 – Macrofissura na superfície do disco H após 1.000.000 de ciclos.

2.4.3 Defeitos estruturais

A origem de fissuras superficiais de grande dimensão encontrou-se frequentemente associada à presença de defeitos de fundição ou de zonas menos resistentes da matriz metálica. O microscópio electrónico de varrimento permitiu inspeccionar algumas arestas interiores de fissuras associadas a deslocamentos em profundidade da superfície tendo como objectivo detectar as causas para a sua presença.

Na Figura 96 pode ver-se uma fissura em que é evidente a diferença entre o estado das superfícies adjacentes. Neste caso, foi a zona do lado esquerdo que manteve visíveis os riscos de maquinagem.

Na imagem inferior podem ver-se pequenos defeitos típicos de fundição nas paredes interiores da fissura. O aspecto granuloso de algumas dessas zonas corresponde a porções de material que não se ligaram convenientemente na fase de solidificação da matriz, dando origem a pequenas descontinuidades ou micro-rechupes.

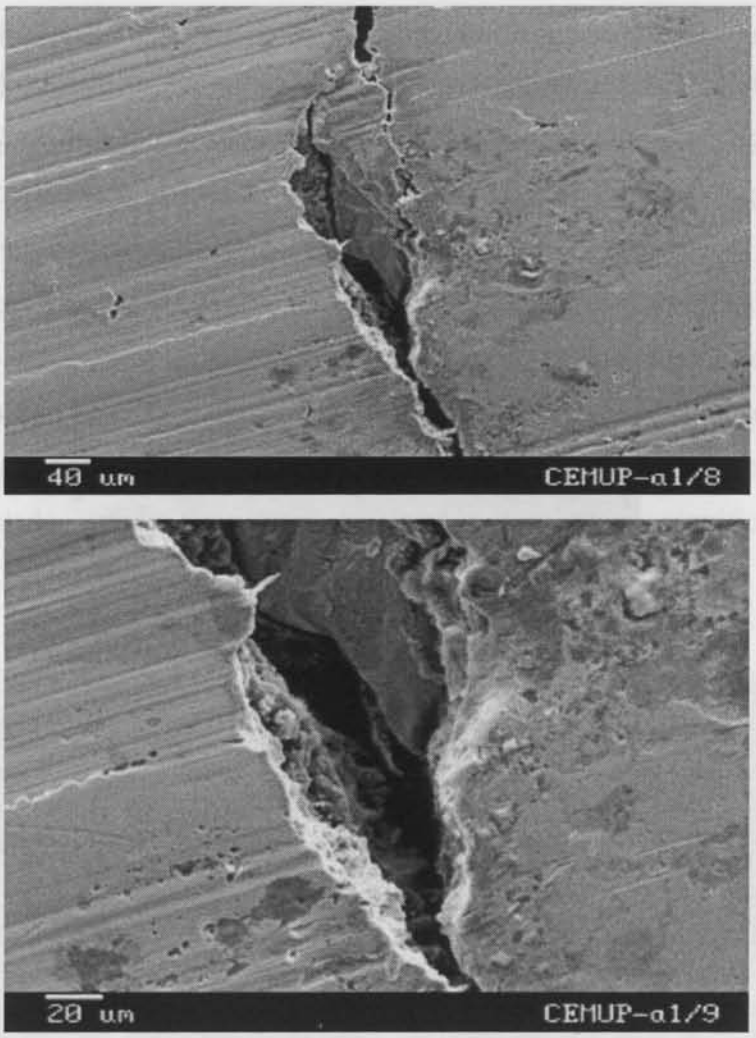


Figura 96 – Detalhes do interior de uma fissura superficial no disco esférico A.

Estes defeitos actuam como grandes concentradores de tensão e revelaram estar na origem de avarias graves que sucederam nestes ensaios de discos. A sua presença pode dar origem à propagação rápida de fissuras sub-superficiais por fadiga, sobretudo quando as superfícies são sujeitas a elevada pressão de contacto.

Sendo praticamente inevitáveis, os pequenos defeitos de fundição devem ser encarados como um factor habitual na determinação da resistência destes materiais a solicitações de contacto.

A Figura 97 permite ver com nitidez alguns destes defeitos, neste caso encontrados no interior das paredes de uma grande cratera gerada por fadiga de contacto no disco B.

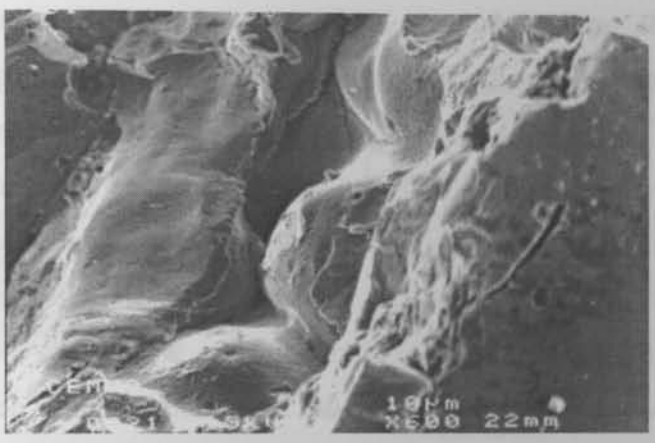


Figura 97 - Interior de uma aresta de uma cratera de fadiga na superfície do disco B.

O microscópio electrónico de varrimento também revelou a presença de alguns destes pequenos defeitos de fundição intersectando as superfícies de trabalho, como o micro-rechupe que mostra a Figura 98.

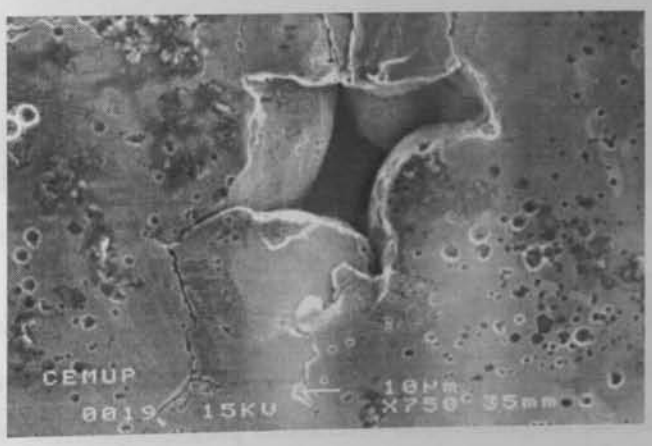


Figura 98 – Defeitos de fundição visíveis na superfície do disco C.

2.4.4 Macro-fissuras sub-superficiais

O aspecto superficial das macro-fissuras associadas a zonas deslocadas em profundidade não revela a extensão que podem atingir outras fissuras que, a partir delas, se propagam na sub-superfície. A análise do interior de amostras de discos de ADI em zonas de formação de escamas superficiais de fadiga revelou que estas fissuras podem desenvolver-se ao longo de muitos ciclos sem que esse fenómeno seja percebido através da inspecção visual das superfícies.

A medição da profundidade de algumas crateras de fadiga mostrou que as grandes fissuras sub-superficiais se desenvolvem a profundidades próximas daquelas a que ocorrem as maiores tensões de corte. Estas fissuras propagam-se preferencialmente de forma paralela à superfície, podendo atingir dimensões muito significativas (de vários milímetros) antes que se detecte uma avaria de superfície pela formação de uma escama de fadiga ("spall").

A Figura 99 mostra uma imagem da sub-superfície de um disco de ADI austemperado a 280ºC (disco B) onde se pode ver, do lado esquerdo, a aresta da cratera correspondente à escama de fadiga libertada durante a avaria das superfícies. A partir dessa cratera são visíveis várias fissuras que se estendem ao longo da sub-superfície, vendo-se vários pontos de ramificação da fissura principal, que se desenvolve a cerca de 500 μm abaixo da superfície. Nota-se como a presença de nódulos de grafite modifica o trajecto de algumas das fissuras.

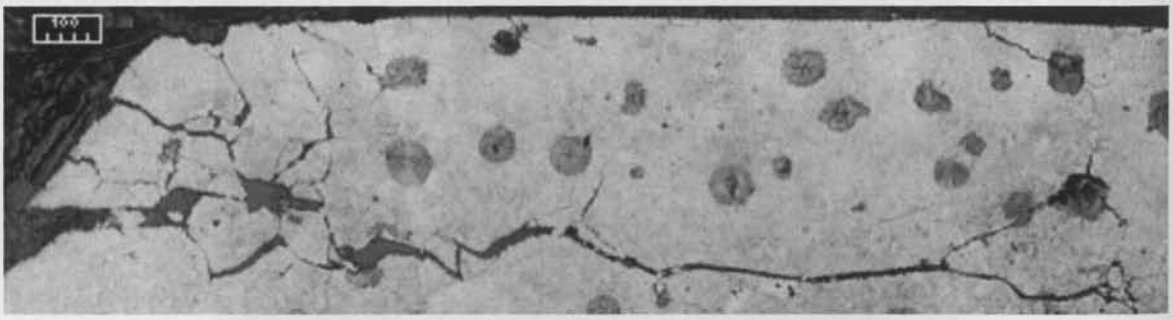


Figura 99 – Fissura de fadiga na sub-superfície Hertziana de um disco de ADI280.

O efeito da forte concentração de tensões é visível na aresta da cratera de fadiga (do lado esquerdo da imagem), que apresenta forte fragmentação do material. Podem ver-se ramificações de fissuras, nalguns casos orientadas para a superfície, favorecendo a posterior libertação de mais escamas de fadiga.

A Figura 100 mostra um modelo possível para a formação de macrofissuras superficiais a partir de defeitos existentes na matriz metálica do ADI e para o desenvolvimento de grandes fissuras ao longo da sub-superfície Hertziana. Neste modelo pressupõe-se que é a presença de zonas menos resistentes na sub-superfície a causa para o aparecimento de macro-fissuras durante as fases iniciais dos testes. A posterior deformação cíclica das arestas destas fissuras induz tensões capazes de fazer propagar fissuras de fadiga nas sub-superfícies dos ADIs. Estas novas fissuras sub-superfciais tendem a propagar-se por fadiga até que ocorra a libertação de grandes escamas, destruindo as superfícies.

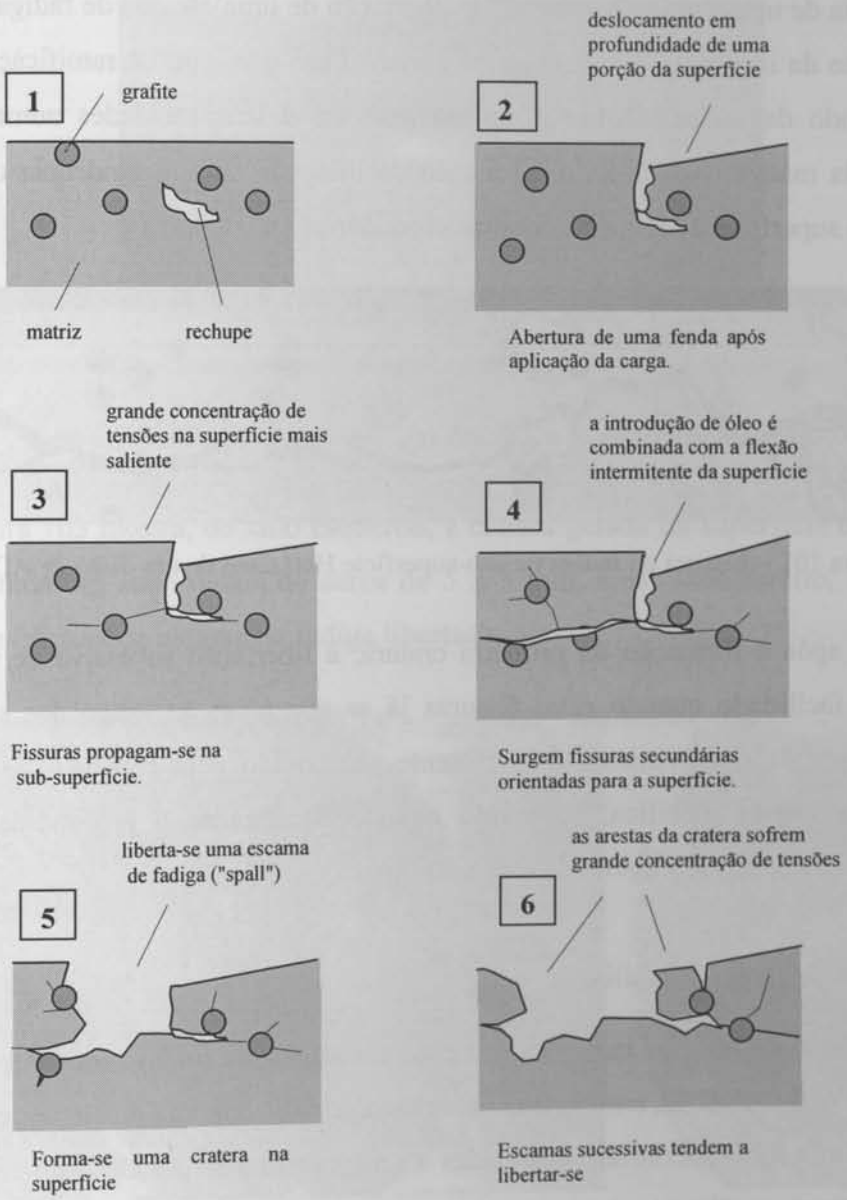


Figura 100 – Modelo para a influência da presença de defeitos na matriz sobre a geração de macrofissuras da superfície e sobre a propagação de fissuras de fadiga nas sub-superfícies.

Estas fissuras sub-superficiais propagam-se lentamente por fadiga, dando origem à libertação de grandes escamas, e são responsáveis pelo fundo rugoso das crateras visíveis nas superfícies. Podem propagar-se muito para além das dimensões das crateras que causam a avaria das superfícies.

A Figura 101 mostra outro exemplo de fissuras que se propagaram na sub-superfície a partir da aresta de uma cratera resultante da libertação de uma escama de fadiga (zona escura, do lado direito da imagem). Nesta imagem é visível um conjunto de ramificações da fissura principal, sendo de salientar quer a aglomeração de descontinuidades numa zona menos homogénea da matriz (lado inferior esquerdo da imagem) quer a tendência de propagação directa para a superfície de algumas fissuras secundárias.

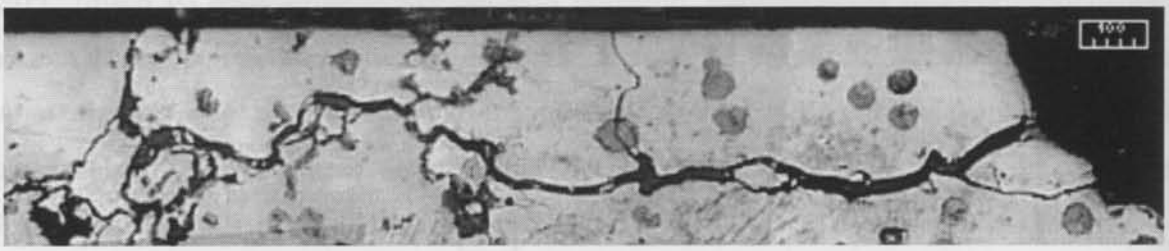


Figura 101 – Fissura de fadiga na sub-superfície Hertziana de um disco de ADI280.

Assim, após a formação da primeira cratera, a libertação sucessiva de escamas pode ocorrer com facilidade quando estas fissuras já se estendem ao longo das sub-superfícies vizinhas. O seu desenvolvimento é fortemente promovido pela presença de zonas menos resistentes da matriz metálica, sobretudo quando localizadas a profundidades próximas daquelas a que ocorrem as tensões de corte máximas.

2.4.5 Escamas de fadiga ("spalling")

A formação de uma ou mais grandes escamas de fadiga foi a forma de avaria registada nos testes B e C do ADI280, ambos realizados uma pressão máxima de Hertz de 2 GPa.

As fissuras sub-superficiais associadas a uma escama de grandes dimensões tendem a produzir escamas contíguas. Assim, muitas crateras resultantes do "spalling" resultam da coalescência de várias cavidades, fruto da libertação sucessiva de diferentes escamas.

O teste C foi suspenso poucos ciclos antes das escamas em formação se libertarem das superfícies, altura em que as vibrações em funcionamento denunciaram a presença de uma avaria grave nas superfícies. A Figura 102 mostra como eram já visíveis os contornos de uma grande cratera de fadiga no final deste teste, e pode ver-se como uma escama mais pequena, do lado esquerdo, se encontra associada à escama principal, de dimensões consideráveis (a largura do disco é de 7 mm).

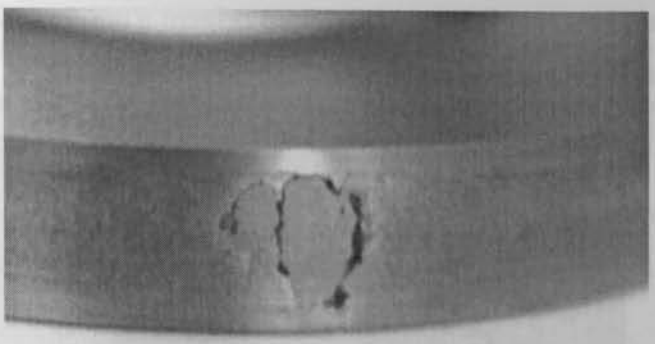


Figura 102 – Escamas de fadiga em formação na superfície do disco C.

A Figura 103 mostra, do lado esquerdo, a cratera gerada na superfície do disco B, que apresenta dimensões superficiais de cerca de 5 x 5 mm, e, do lado direito, uma porção da superfície de fractura da escama de fadiga libertada.

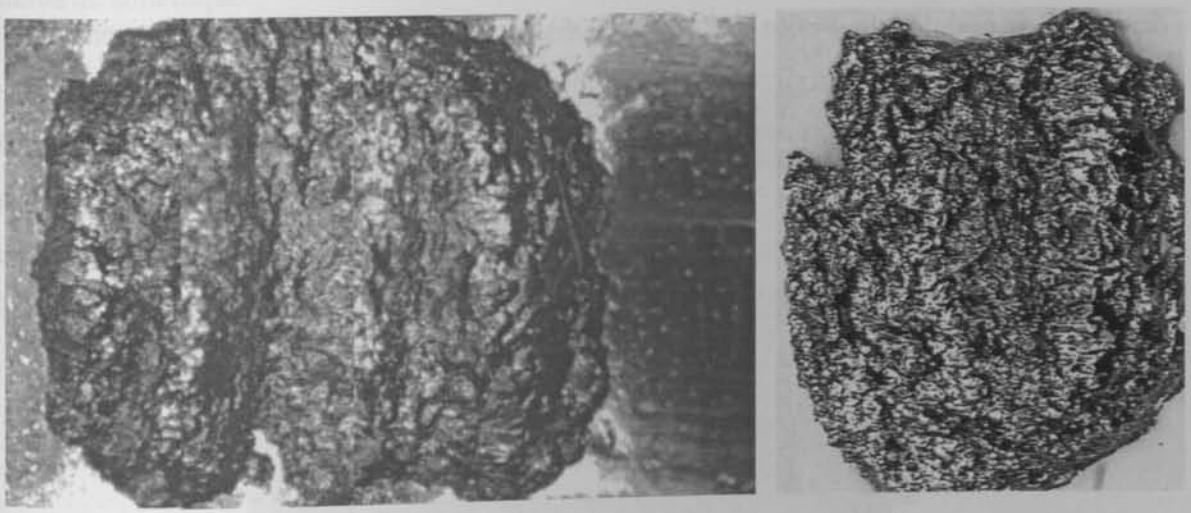


Figura 103 – Cratera de fadiga na superfície do disco B (à esquerda) e superfície de fractura de parte da escama correspondente (à direita).

As fissuras sub-superficiais que dão origem a estas escamas propagam-se por fadiga. O seu modo de propagação é dúctil e o seu trajecto bastante irregular, dando origem a superfícies de fractura muito rugosas, onde se encontram facilmente estrias correspondentes à propagação cíclica das fissuras.

A Figura 104 mostra como as solicitações sucessivas (correspondentes ao movimento relativo entre a escama e a matriz metálica) deram origem a um fenómeno de laminagem, que produziu as películas finas visíveis na imagem.

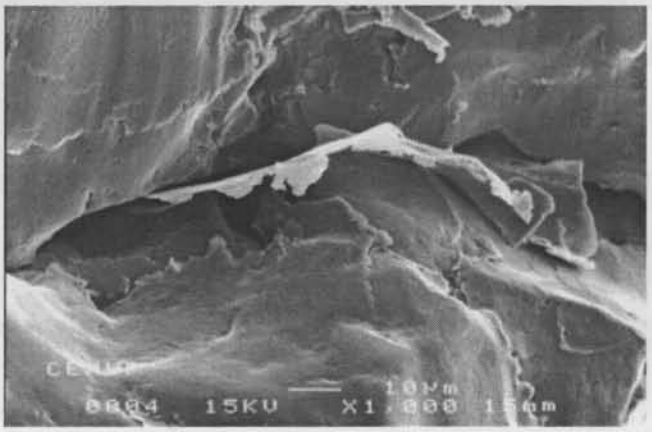


Figura 104 – Pormenor do interior da escama libertada na superfície do disco B.

A superfície de fractura destas escamas apresenta, em alguns locais, uma grande densidade de nódulos de grafite (ver Figura 105), eventualmente superior à que se encontra na superfície exterior do material. Este facto pode indicar que as fissuras tendem a propagar-se preferencialmente ao longo de planos de alta densidade de nódulos. No entanto, este fenómeno é complexo e não é evidente que a distribuição dos nódulos seja determinante para a macro-geometria de propagação destas fissuras. Em muitas situações, elas tendem apenas a propagar-se ao longo dos planos de máxima tensão de corte, podendo os nódulos de grafite servir como retardadores e não como promotores da sua propagação.

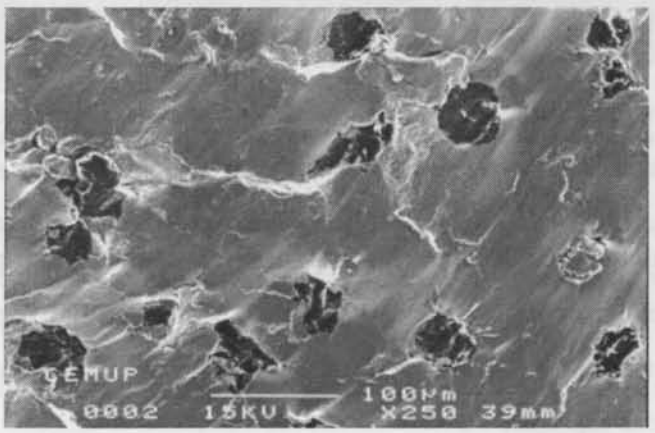


Figura 105 – Pormenor da superfície de fractura da escama de fadiga libertada pelo disco B.

2.4.6 Micro-escamas ("pitting")

Os testes em que a pressão de contacto não foi suficientemente elevada para que se gerassem grandes escamas de fadiga terminaram invariavelmente pela generalização do "pitting" a toda a largura das pistas de contacto.

A formação de micro-cavidades evoluíu de forma bastante distinta entre os testes em que a pressão de contacto foi de 1.5 GPa (testes H e E) e aqueles em que essa pressão foi de apenas 1.2 GPa (testes D e F).

No caso dos primeiros, as pistas de contacto passaram a apresentar algumas zonas em que se registava uma grande quantidade de pequenas cavidades irregulares, sobretudo concentradas no centro das pistas de contacto dos discos). No caso dos segundos, a dimensão das cavidades correspondentes ao "pitting" era francamente menor e as superfícies apresentavam um aspecto muito mais uniforme.

Na Figura 106 pode ver-se a superfície activa do disco E após mais de sete milhões de ciclos de solicitação.

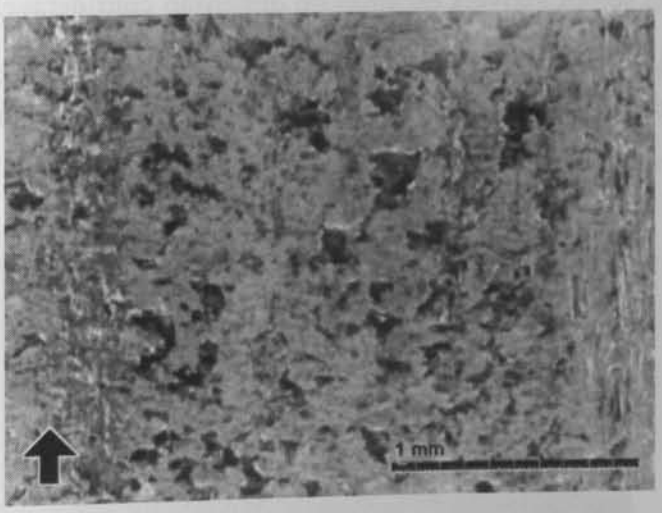


Figura 106 – Superfície do disco E após 7.500.000 ciclos.

Os discos do par E funcionaram com elevado nível de vibrações durante vários milhões de ciclos. A partir de cerca dos 8.000.000 de ciclos, verificou-se uma compactação da superfície de trabalho que ocultou muitas das cavidades anteriormente visíveis e produziu zonas de contacto mais lisas, apresentando forte deformação plástica (ver Figura 107). Tratou-se de um processo de "endurance", em que a pressão de 1.5 GPa, em conjunto com as

restantes condições de contacto e com o comportamento deste ADI, produziu superfícies capazes de suportar longos periodos de solicitação sem a ocorrência de avarias.

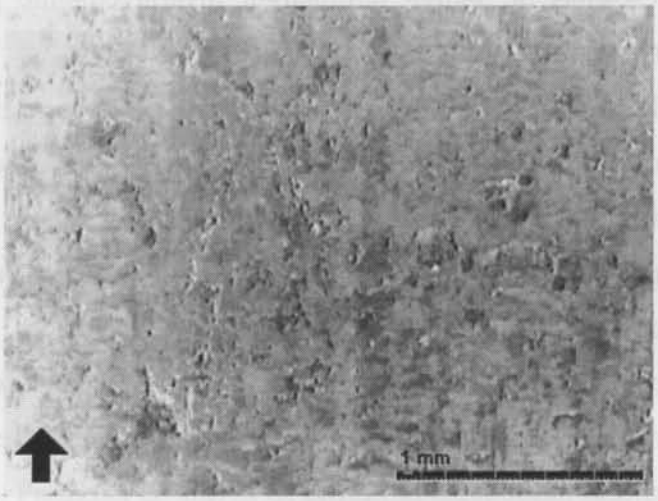


Figura 107 – Superfície do disco E após 10.000.000 ciclos.

Apesar de não serem visíveis escamas de dimensão considerável, as superfícies do par E, no final do teste respectivo, encontravam-se repletas de fissuras de baixa profundidade, as quais são mais descontinuidades entre as pequenas placas encruadas do que fissuras da matriz metálica propriamente dita.

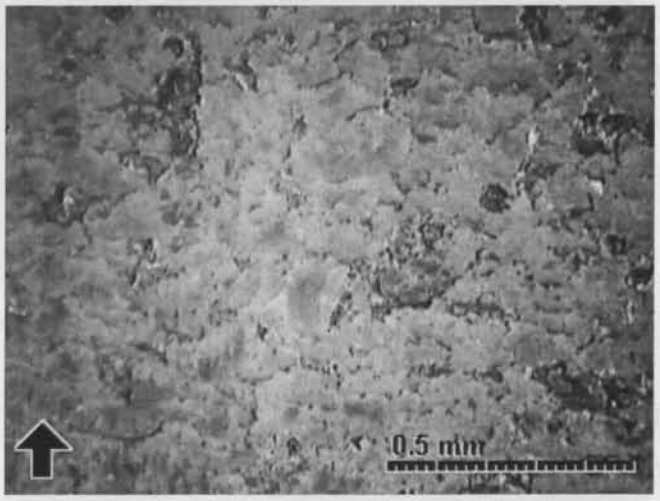


Figura 108 – Superfície do disco E após 10.000.000 ciclos.

O estado das superfícies afectadas por "pitting" modifica-se gradualmente, processo que é acompanhado do aumento das vibrações durante o funcionamento da máquina de discos.

Neste sentido, o critério de avaria utilizado não permite comparar directamente os resultados, em termos do número de ciclos de solicitação cumpridos, já que não foi possivel quantificar o nível de vibrações correspondente ao final de cada ensaio.

Nos testes em que a pressão máxima foi de cerca de 1.2 GPa as superfícies desenvolveram um "pitting" muito menos acentuado, caracterizado pela presença de pequenas cavidades dispersas, alternando com algumas zonas das superfícies de aspecto compacto e liso.

Os testes a 1.2 GPa não foram prolongados porque o estudo da fadiga de contacto para longos ciclos não se enquadra nos objectivos deste trabalho, mas as superfícies dos discos poderiam ainda, certamente, cumprir um número bastante elevado de ciclos nas mesmas condições de funcionamento.

No final destes ensaios eram visíveis alguns sulcos de desgaste e grande quantidade de micro-cavidades dispostas de forma transversal, relativamente ao sentido do rolamento, aglomeradas sobretudo no centro da pista de contacto (uma forma de "pitting" ligeiro). Foi possível observar pontualmente a presença de pequenas crateras de baixa profundidade, resultantes da libertação de microescamas, como mostra o exemplo na Figura 109.

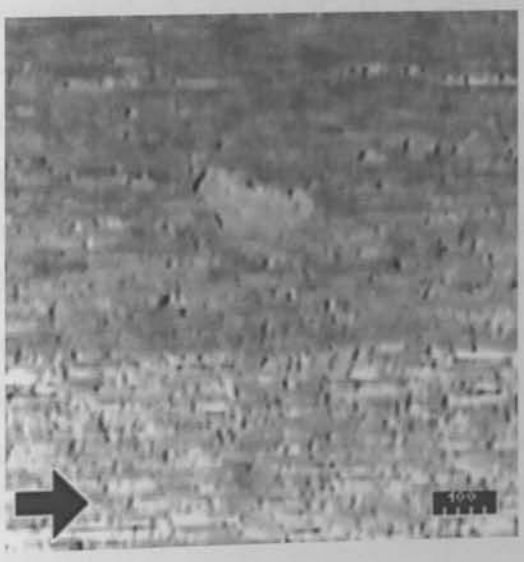


Figura 109 – "Pitting" no centro da pista de contacto do disco D após 1.500.000 ciclos.

Estes resultados permitiram concluir que as superfícies deste ADIs podem funcionar durante grande períodos de tempo quando a pressão de contacto é moderada (p_0 = 1.2 GPa, ou

$p_0^2/\sigma_r \approx 1$ GPa), mesmo tendo em conta as severas condições de lubrificação a que foram sujeitas todas as superfícies observadas nestes testes.

Também se pode constatar que, no conjunto destes ensaios com ADI austemperado a 280°C, a formação de grandes escamas de fadiga apenas ocorreu quando a pressão máxima no contacto atingiu 2 GPa ($p_0^2/\sigma_r = 2.63$ GPa).

2.5 Resultados dos ensaios preliminares realizados com o ADI280

A Tabela 8 mostra os resultados, em termos do número de ciclos, dos ensaios preliminares com discos de ADI280 em que ocorreram avarias de fadiga.

Tabela 8 - Resultados dos ensaios preliminares com discos de ADI280.

	ADI	p_0	p_0^2/σ_r	Número de ciclos (x 1000)			
Teste	°C	GPa	GPa	*fissuras*	*pitting*	*spalling*	*total*
B	280	2.00	2.63	10	-	1700	1700
C	280	2.00	2.63	10	-	1600	1600
H	280	1.52	1.52	300	3200	-	3200
E	280	1.50	1.48	400*	6000	-	10000

*fissuras superficiais de menor dimensão, sem arestas deslocadas em profundidade.

Foram suspensos os testes A, D e F, que não foram incluidos nestes resultados, por não terem ocorrido avarias de fadiga de contacto.

O teste A, realizado a uma pressão Hertziana máxima (p_0) de 2 GPa e em rolamento puro (SR = 0%), foi suspenso numa fase muito precoce para que os discos fossem cortados, permitindo a produção de amostras metalográficas.

Os testes D e F, em que a pressão de contacto foi 1.2 Gpa e a taxa de escorregamento 20.5%, foram suspensos sem que as superfícies dos discos se encontrassem definitivamente avariadas, sendo observável apenas um ligeiro "pitting" superficial.

A Figura 110 apresenta, em termos do número de ciclos cumprido pelas superfícies, os resultados de todos os testes realizados com discos de ADI austemperados a 280°C de forma convencional (ADI280).

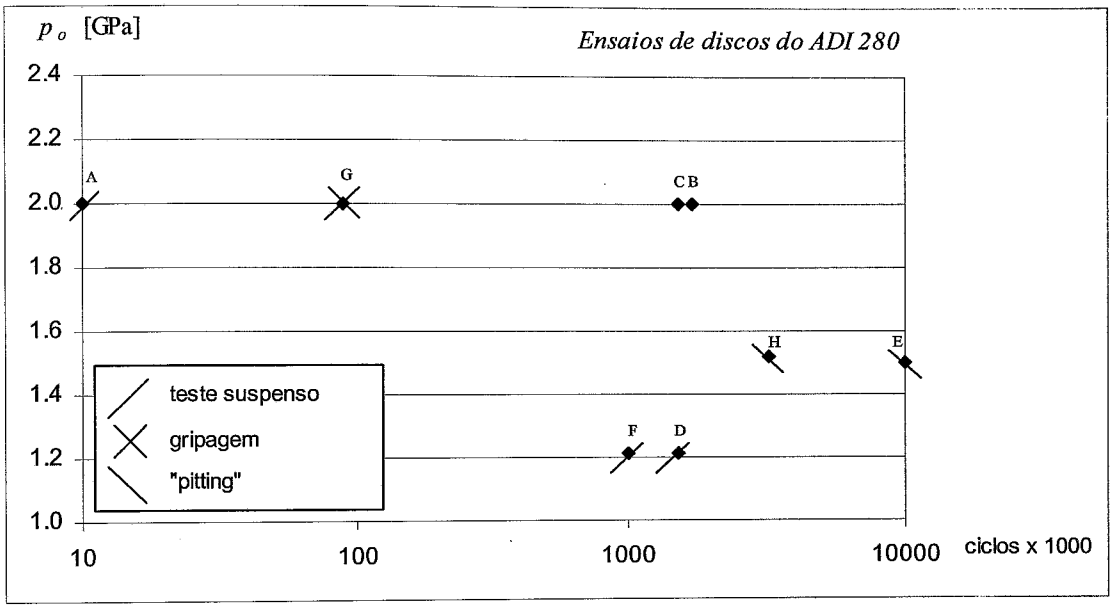


Figura 110 - Resultados dos ensaios disco-disco com ADI280 em termos do número de ciclos cumprido pelas superfícies. As taxas de escorregamento em cada ensaio foram: A = 0%, B e C = 9.8%, E e H = 14% e D, F e G = 20.5%.

Estes resultados podem agrupar-se segundo os diferentes modos de avaria das superfícies. Estes, por sua vez, revelaram ser fundamentalmente dependentes da pressão de contacto e da taxa de escorregamento.

Neste conjunto, apenas os testes B e C terminaram pela formação de grandes escamas de fadiga, e os testes H e E pela generalização do "pitting".

Os testes B e C, em que a pressão máxima foi de 2 GPa e a taxa de escorregamento 9.8%, terminaram pela formação de uma grande escama de fadiga na superfície de um dos discos de cada par após 1.5 e 1.7 milhões de ciclos, respectivamente.

O teste G, também realizado com uma pressão máxima de 2 GPa mas com uma elevada taxa de escorregamento (20.5%) terminou com uma avaria de gripagem bastante forte, um mecanismo de avaria diferente dos ocorridos nos restantes testes.

Os testes E e H, em que a pressão máxima de contacto foi próxima de 1.5 GPa e a taxa de escorregamento 14%, terminaram ao fim de um número de ciclos muito superior (3.2 e 10 milhões de ciclos, respectivamente), tendo as superfícies sido afectadas por uma forma característica de "pitting" em que coalescem inúmeras cavidades superficiais de pequena dimensão nas pistas de contacto dos discos.

2.5.1 Discussão - ensaios preliminares

Quando se consideram apenas os ensaios que terminaram devido a avarias típicas de fadiga de contacto (B e C com "spalling" e E e H com "pitting") relacionam-se de imediato a pressão de contacto e o modo de avaria, já que só se libertaram grandes escamas de fadiga nos ensaios em que a pressão máxima de Hertz atingiu 2 GPa. Estes terminaram de forma muito semelhante, após um número de ciclos também idêntico.

Os ensaios em que a pressão de contacto foi próxima de 1.5 GPa terminaram devido ao elevado nível de vibrações, fenómeno que teve origem no dano acumulado nas superfícies sobre a forma de "pitting". O número de ciclos concretizado nestes testes não tem um significado determinístico, uma vez que não foi possível quantificar as vibrações a que esteve sujeita a máquina de discos e, assim, estabelecer um critério de avaria.

Foi notória a influência da presença de defeitos estruturais sobre a velocidade de degradação das superfícies do par de discos H, prejudicando claramente o seu desempenho relativamente ao par E, ensaiado em condições semelhantes.

Os testes realizados com pressões da ordem dos 1.2 GPa foram suspensos em alturas em que as superfícies apresentavam apenas uma forma muito ligeira de "pitting", encontrando-se ainda em boas condições de funcionamento, não podendo ser consideradas avariadas, revelando a capacidade deste ADI em resistir a números de ciclos elevados a este nível de pressão.

2.6 Conclusões sobre os ensaios preliminares

Estes ensaios preliminares permitiram algumas conclusões em termos da relação entre a pressão de contacto e as diferentes avarias das superfícies:

1 - Valores elevados da pressão de contacto (2 GPa) conduzem a vidas curtas e a avarias de fadiga de contacto profundas, com libertação de escamas de fadiga de grandes dimensões. Combinados com elevadas taxas de escorregamento (SR = 20.5%) e com lubrificantes de baixa viscosidade (ISO VG22), podem conduzir a avarias de gripagem num reduzido número de ciclos;

2 - Valores moderados da pressão de contacto (1.5 GPa) conduzem a vidas mais longas e a avarias de fadiga menos profundas, com eventual libertação de micro-escamas de fadiga, resultados obtidos com a taxas de escorregamento próximas de 14%;

3 - Valores reduzidos da pressão de contacto (1.2 GPa) sugerem a ocorrência de vidas muito longas, mesmo quando as taxas de escorregamento são elevadas (SR = 20.5%), verificando-se uma degradação muito lenta das superfícies de contacto.

A estas três situações corresponderam, para os discos de ADI280 ensaiados neste conjunto de testes preliminares, valores de p_0^2/σ_r aproximadamente iguais a 2.6, 1.5 e 1 GPa, respectivamente.

3 ENSAIOS COM ADIs DE AUSTÊMPERA SIMPLES E DUPLA

3.1 Objectivos

Este conjunto de ensaios teve como principal objectivo distinguir o comportamento das superfícies de diferentes ADIs quando sujeitas a solicitações de contacto. Para conseguir esse objectivo utilizou-se um método auxiliar que recorre a indentações artificiais como forma de despoletar nas superfícies, de forma localizada e após um número relativamente reduzido de ciclos de solicitação, alguns mecanismos típicos de fadiga de contacto. Este método foi já testado no conjunto preliminar de ensaios disco-disco realizados com ADI280 e foi também aplicado nestes ensaios de ADIs de austêmpera simples e dupla.

3.2 Programação dos testes

Tendo em conta que se pretendem ensaiar seis variantes de ADI e que é importante realizar testes a pelo menos duas pressões de contacto (procurando limitar mas distinguir as formas de avaria), foi necessário produzir, tratar e rectificar doze pares de discos, correspondentes aos doze ensaios concretizados nesta fase do trabalho. Infelizmente, os recursos disponíveis limitaram a multiplicação do número de testes para cada ADI e para cada conjunto específico de condições de contacto, pelo que não foi possível, neste trabalho, determinar de forma estatisticamente relevante a resistência à fadiga de contacto de cada um dos ADIs ensaiados.

3.3 Rugosidade das superfícies em contacto

A rectificação das superfícies de trabalho dos discos esféricos, cuja curvatura transversal se pretendeu o mais exacta possível, requereu o fabrico de uma ferramenta específica, uma mó abrasiva com curvatura longitudinal na sua superfície activa. Já os discos cilíndricos puderam ser rectificados de forma convencional com mós cilíndricas. Foi necessário adoptar parâmetros e movimentos de corte diferentes em cada caso, resultando num melhor acabamento das superfícies activas dos discos cilíndricos.

A Tabela 9 mostra diferentes parâmetros de rugosidade medidos na superfície dos discos de ADI tratados com austêmperas simples e duplas. Os valores apresentados são médias de diferentes leituras efectuadas na direcção transversal da superfície dos discos (no sentido da largura), antes da realização dos ensaios, e encontram-se ordenados por ordem decrescente da rugosidade composta (*RMS*) calculada para cada par de discos ensaiado.

Tabela 9 - Rugosidade superficial dos discos de ADIs simples e duplos.

Par		R_{max}	**Ra**	RMS	Mr_1	Rk	Mr_2	Rz-d	Rq	Rpk	Rvk	Vo
T	cil.	2.41	**0.15**	3.92	10.90	0.50	87.90	1.49	0.21	0.28	0.26	15.73
	esf.	25.43	**3.92**		10.30	11.37	85.80	20.29	4.95	4.63	6.04	428.84
S	cil.	2.73	**0.10**	3.65	7.10	0.26	84.95	1.41	0.17	0.23	0.28	15.63
	esf.	26.09	**3.65**		10.00	10.78	84.60	18.56	4.70	2.89	6.94	425.57
U	cil.	1.17	**0.22**	3.26	10.75	0.65	87.15	1.97	0.29	0.45	0.36	19.84
	esf.	24.14	**3.25**		11.60	10.10	85.30	17.57	4.17	2.86	7.24	532.14
R	cil.	1.84	**0.15**	3.25	8.50	0.47	86.80	1.46	0.21	0.27	0.32	21.12
	esf.	23.51	**3.25**		2.40	11.68	85.00	16.24	4.18	1.35	7.06	529.50
P	cil.	-	**0.16**	1.06	-	-	-	-	-	-	-	-
	esf.	-	**1.05**		-	-	-	-	-	-	-	-
Q	cil.	-	**0.16**	1.06	-	-	-	-	-	-	-	-
	esf.	-	**1.05**		-	-	-	-	-	-	-	-
L	cil.	2.19	**0.18**	1.01	10.53	0.56	88.63	1.57	0.24	0.29	0.25	14.40
	esf.	7.65	**1.00**		10.57	2.76	87.73	6.17	1.27	1.11	1.65	100.24
M	cil.	2.08	**0.17**	0.97	9.10	0.52	86.27	1.64	0.24	0.29	0.38	25.98
	esf.	6.57	**0.95**		7.20	2.79	87.40	5.48	1.21	0.67	1.39	87.38
O	cil.	3.05	**0.19**	0.96	9.30	0.55	85.83	1.97	0.26	0.30	0.38	27.38
	esf.	6.41	**0.94**		7.90	2.56	85.73	5.39	1.20	0.56	1.34	94.89
J	cil.	3.01	**0.20**	0.96	8.83	0.59	86.93	1.83	0.28	0.34	0.40	25.74
	esf.	7.69	**0.94**		7.23	2.76	86.30	5.70	1.21	0.84	1.49	101.90
K	cil.	2.81	**0.20**	0.93	10.00	0.58	86.03	1.76	0.27	0.33	0.36	25.57
	esf.	5.76	**0.91**		7.40	2.76	88.63	4.97	1.12	0.71	1.06	60.36
N	cil.	2.33	**0.22**	0.83	9.27	0.66	86.47	1.96	0.29	0.33	0.42	28.67
	esf.	6.26	**0.80**		12.63	1.60	82.70	4.74	1.08	0.85	1.87	162.85

Como já sucedera com os discos de ADI280, também neste caso os discos esféricos apresentam maior rugosidade média que os cilíndricos. Esta diferença é particularmente acentuada nos últimos discos a ser rectificados superficialmente (R, S, T e U), facto que se deve, muito provavelmente, ao desgaste progressivo da ferramenta de rectificação dos discos esféricos.

3.4 Condições de funcionamento

Os resultados obtidos nos ensaios preliminares realizados com ADI280 permitiram melhorar a selecção das condições de funcionamento a adoptar para este conjunto final de testes disco-disco com diferentes ADIs. A partir desses resultados, e tendo em conta que a razão entre o quadrado da pressão de contacto e a resistência à ruptura dos materiais mostrou ter influência determinante sobre os modos de avaria encontrados, foi decidido que serão usadas as seguintes condições:

1 - Valores de p_0^2/σ_r superiores a 2 GPa de modo a favorecer a ocorrência de avarias de fadiga profundas;

2 - Duas pressões nominais de contacto para cada ADI (2.2 GPa e de 1.8 GPa, correspondentes, respectivamente, a valores do parâmetro p_0^2/σ_r situados entre 2 e 4 GPa);

3 - Igual taxa de escorregamento em todos os ensaios (SR = 9.8%), não influenciando a vida relativa das superfícies e evitando a ocorrência de gripagens;

4 - Um lubrificante mais viscoso (ISO VG68), injectado no contacto a 80°C, para promover uma espessura do filme lubrificante mais elevada;

5 - Igual velocidade de rolamento em todos os ensaios (U_1+U_2 = 22.1 m/s), correspondente a uma rotação do motor da máquina de discos igual a 3000 rpm e, portanto, a uma frequência de contacto próxima de 50 Hz.

A Tabela 10 apresenta as condições de funcionamento seleccionadas para este conjunto de ensaios de discos, ordenados por valor decrescente da relação entre o quadrado da pressão de contacto e a tensão de ruptura dos materiais (p_0^2/σ_r).

Tabela 10 - Solicitações durante os ensaios de discos de ADIs simples e duplos.

		Tensões no contacto				Cinemática		Lubrificante			
Teste		p_0	p_0^2/σ_r	τ_{max}	Z_s	U_1+U_2	SR	Óleo	$T_{lub.}$	h_{oT}	Λ
ref.	ADI	GPa	GPa	GPa	μm	m/s	%	ref.	°C	μm	-
J	340	2.20	4.23	0.73	613.16	22.10	9.8	TG68	80	0.48	0.50
N	340D	2.20	3.72	0.73	613.16	22.10	9.8	TG68	80	0.48	0.58
R	300D	2.20	3.53	0.73	613.16	22.10	9.8	TG68	80	0.48	0.14
L	300	2.20	3.37	0.73	613.16	22.10	9.8	TG68	80	0.48	0.47
T	260D	2.20	3.36	0.73	613.16	22.10	9.8	TG68	80	0.48	0.12
P	260	2.20	2.98	0.73	613.16	22.10	9.8	TG68	80	0.48	0.45
K	340	1.80	2.83	0.60	503.10	22.10	9.8	TG68	80	0.50	0.54
O	340D	1.80	2.49	0.60	503.10	22.10	9.8	TG68	80	0.50	0.52
S	300D	1.80	2.36	0.60	503.10	22.10	9.8	TG68	80	0.50	0.14
M	300	1.80	2.26	0.60	503.10	22.10	9.8	TG68	80	0.50	0.52
U	260D	1.80	2.25	0.60	503.10	22.10	9.8	TG68	80	0.50	0.15
Q	260	1.80	1.99	0.60	503.10	22.10	9.8	TG68	80	0.50	0.47

A diferente rugosidade superficial dos discos fez variar a espessura específica do filme lubrificante (Λ) entre 0.1 e 0.6, aproximadamente, caracterizando um severo regime de lubrificação (no centro do contacto a espessura do filme lubrificante não ultrapassou os 0.5 μm). O lubrificante utilizado nestes testes não possuia aditivos de extrema-pressão, podendo ser considerado um óleo-base.

3.5 Evolução do estado das superfícies e caracterização das avarias

3.5.1 Micro-fissuras superficiais sobre nódulos de grafite

A abertura das cavidades dos nódulos de grafite situados junto à superfície foi uma constante durante a rodagem destes materiais. Se, nalguns casos, estes orifícios podem ser encobertos por material deslocado nas superfícies, noutros, sobretudo quando as superfícies funcionam em rolamento puro, estas cavidades permanecem bem visíveis, passando a apresentar bordos de contornos arredondados ao longo do tempo.

A Figura 111 mostra dois tipos de cavidades: os orifícios sobre nódulos de grafite, dispersos por toda a superfície, e algumas crateras maiores, resultantes da libertação por fadiga de pequenas porções da superfície. Ligadas a estas crateras podem ver-se algumas fissuras que se propagam através da superfície.

Figura 111 – Superfície de contacto do disco cilíndrico U (ADI260D, 800.000 ciclos, p_0 = 1.8 GPa).

3.5.2 Macro-fissuras superficiais

Em muitos discos foram encontradas fissuras de grande dimensão durante as fases iniciais dos testes. Quase sempre associadas a zonas de superfície deslocadas em profundidade, estas fissuras têm como característica comum servirem de fronteira entre zonas da superfície pouco desgastadas, onde ainda são visíveis vestígios da rectificação superficial, doutras em que o efeito do desgaste se nota de forma mais acentuada.

Na Figura 112 pode ver-se uma macro-fissura superficial que limita uma porção de superfície onde ainda são visíveis os riscos gerados pela mó de rectificação superficial.

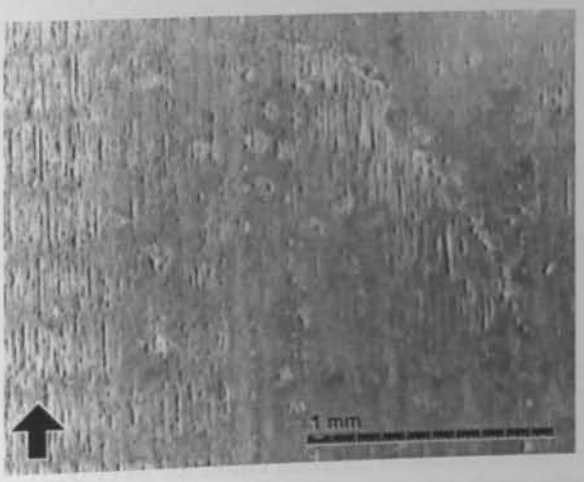


Figura 112 – Fissura superficial no disco cilíndrico K (ADI340, 200.000 ciclos, p_0 = 1.8 GPa).

A Figura 113 apresenta outro exemplo de macro-fissuras deste tipo.

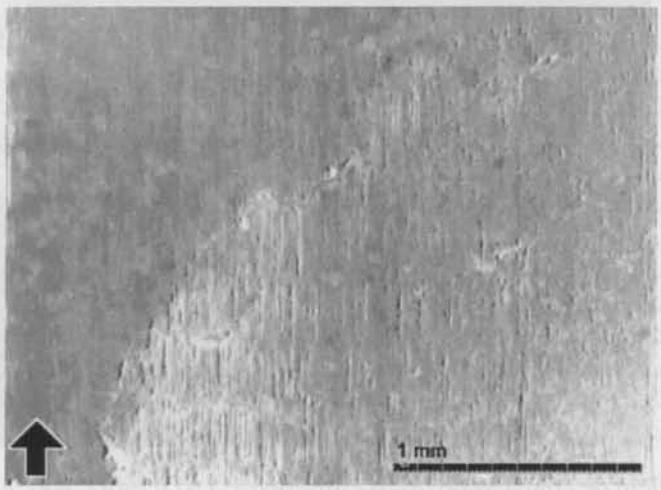


Figura 113 – Fissura superficial no disco cilíndrico J (ADI340, 100.000 ciclos, p_0 = 2.2 GPa).

O dano acumula-se na vizinhança das zonas deslocadas em profundidade junto a estas fissuras, que se apresentam menos desgastadas fruto da sua menor participação na sustentação da carga durante os instantes de contacto, mantendo visíveis os riscos originados pela maquinagem. Estes mantêm-se idênticos aos da periferia da pista de contacto, que praticamente não participa no contacto. A Figura 114 mostra "pitting" em redor de uma destas zonas.

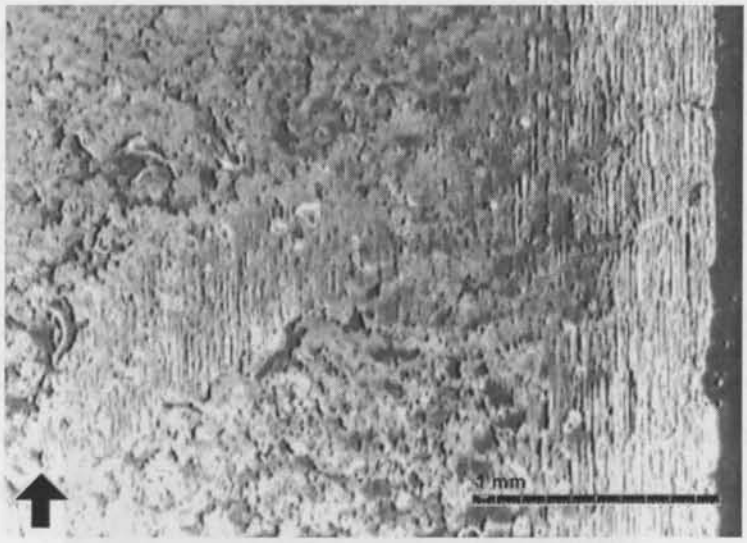


Figura 114 – Superfície de contacto do disco cilíndrico M (1.000.000 ciclos, p_0 = 1.8 GPa).

A maioria das grandes escamas de fadiga libertadas das superfícies destes discos teve origem em zonas contendo macro-fissuras. Os resultados dos testes preliminares com ADI280 mostraram que as fissuras sub-superficiais associadas a estes locais se propagam bastante para além das dimensões da zona em que ocorre o abatimento da superfície.

3.5.3 Escamas de fadiga ("spalling")

A formação de uma grande cratera superficial resultante da libertação de uma escama de fadiga foi o principal modo de avaria que ocorreu neste conjunto de testes. As maiores escamas foram libertadas nos ensaios a 2.2 GPa pelos ADIs com menor tensão de ruptura e maior alongamento. A Figura 115 apresenta exemplos de grandes crateras.

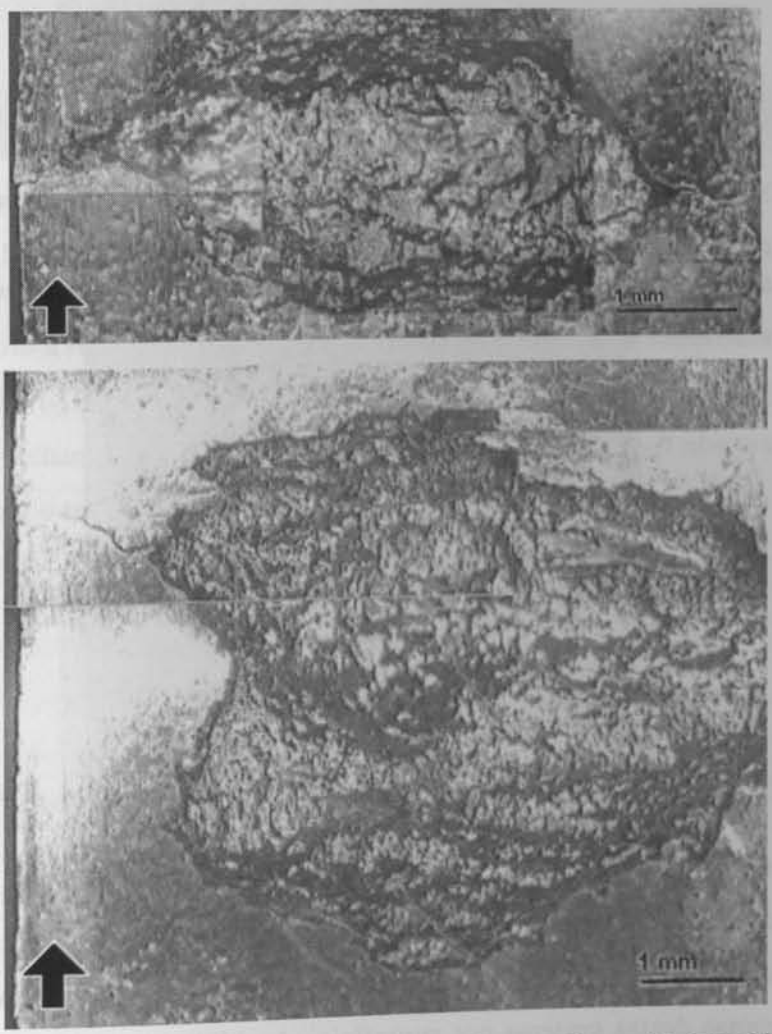


Figura 115 – Crateras formadas após 260.000 ciclos. Em cima, no disco cilíndrico N (ADI340D, p_0 = 2.2 GPa), em baixo, no disco J (ADI340, p_0 = 2.2 GPa).

Nos testes a 2.2 GPa, os materais mais resistentes distinguiram-se quer pelo maior número de ciclos concretizado quer pelas menores dimensões superficiais e profundidade das crateras formadas. As Figura 116 e a Figura 117 apresentam crateras de altura e largura semelhantes, observadas em discos de ADI300 e de ADI260. A cratera no ADI260 demorou sensivelmente o dobro do tempo a formar-se e tem cerca de metade da profundidade da cratera no ADI300.

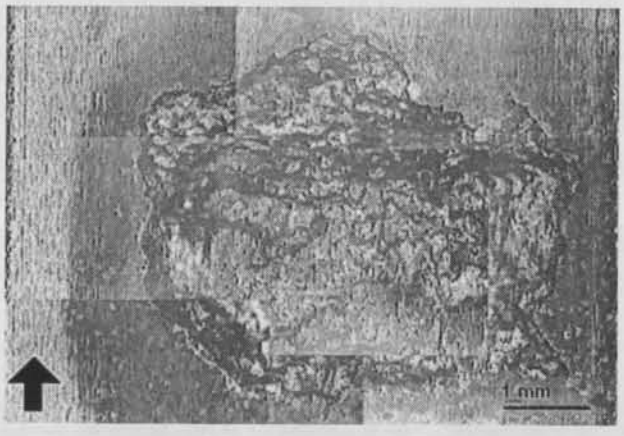


Figura 116 – Cratera no disco R (ADI300D, 376.000 ciclos, p_0 = 2.2 GPa).

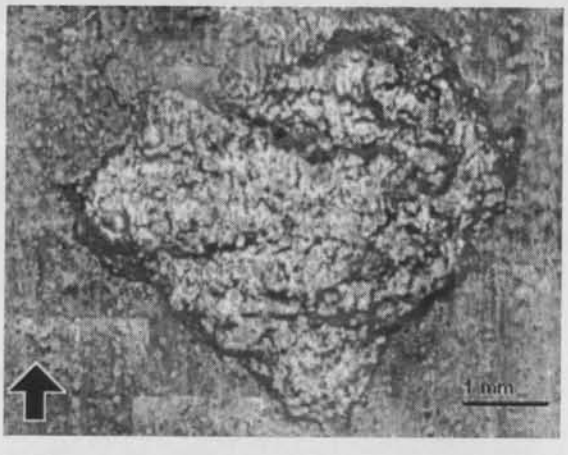


Figura 117 – Cratera no disco cilíndrico P (ADI260, 623.000 ciclos, p_0 = 2.2 GPa).

Constatou-se que os materiais com tensão de ruptura elevada e pequeno alongamento tendem a produzir crateras de menor largura mas mais alongadas, na direcção do rolamento, e que muitas destas crateras resultam da libertação sucessiva de escamas de fadiga. A Figura 118 mostra algumas destas crateras nas superfícies do ADI tratado a 260ºC com austêmpera dupla, cujo alongamento à ruptura é de apenas 1.1 %.

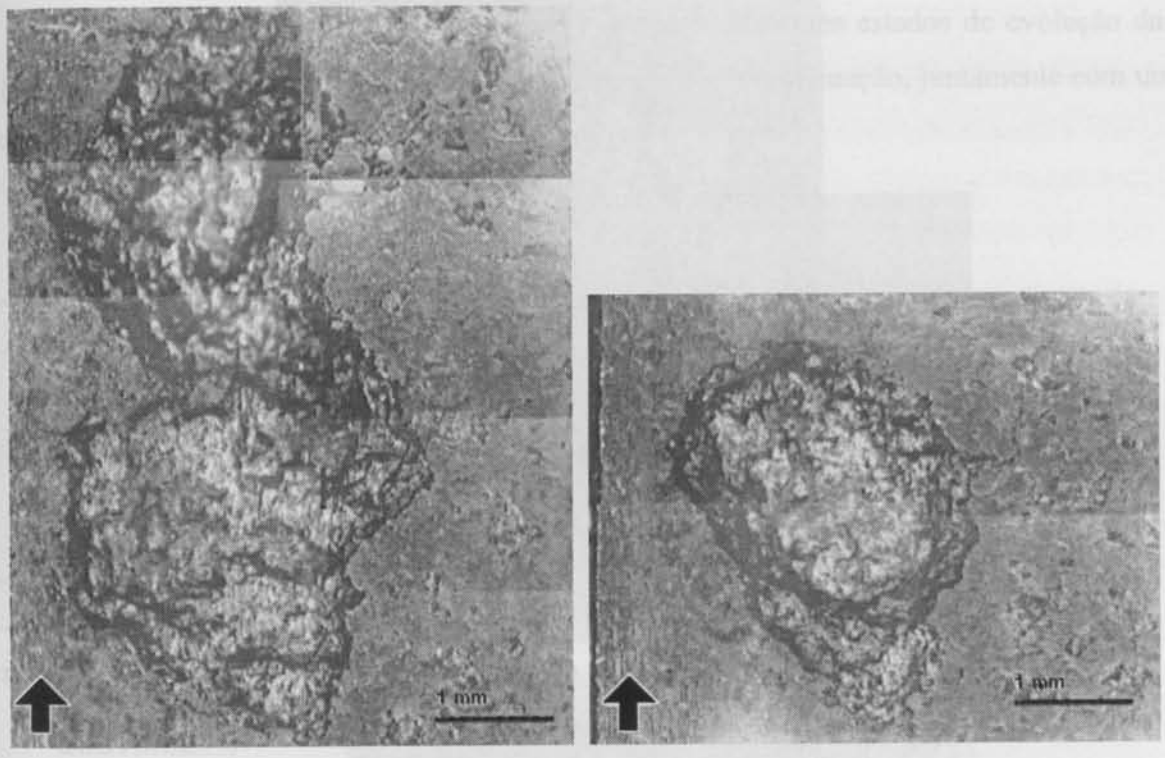


Figura 118 – Crateras no disco T (ADI260D, 424.000.ciclos, p_0 = 2.2 GPa).

Nos ensaios em que a pressão máxima no contacto foi de 1.8 GPa, alguns ADIs com maior alongamento à ruptura também originaram grandes crateras superficiais, que se podem ver na Figura 119 (ADI340) e na Figura 120 (ADI340D). São materiais que apresentaram desempenhos semelhantes nos testes efectuados a 2.2 GPa, enquanto nos testes a 1.8 GPa foi anormalmente mau o resultado do teste K, do ADI340.

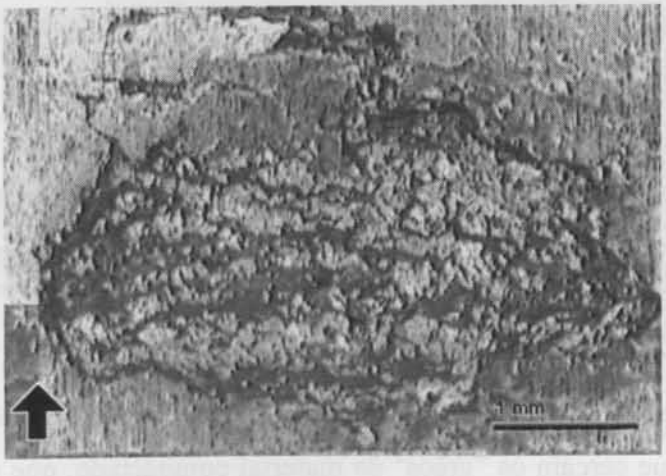


Figura 119 – Cratera no disco cilíndrico K (ADI340, 1.8 GPa) após 500.000 ciclos.

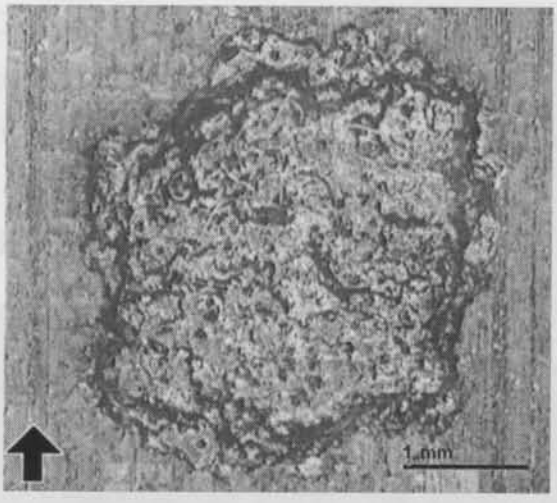


Figura 120 – Cratera no disco O (ADI340D, 1.8GPa) após 2.820.000 ciclos.

Os resultados dos testes K e O distinguem-se entre si quer pela morfologia das superfícies quer pelo diferente número de ciclos concretizado, que corresponderam, respectivamente, ao pior e ao melhor resultado nos testes a 1.8 GPa.

3.5.4 Micro-escamas ("pitting")

A libertação de micro-escamas ocorreu, em maior ou menor grau, em todas as superfícies activas dos discos de ADI, de forma mais acentuada no centro das pistas de contacto, onde a pressão é mais elevada, conferindo uma textura irregular às superfícies.

Na primeira fase, as estrias de maquinagem desaparecem gradualmente e formam-se porções lisas de superfície, de cor acinzentada. Nas zonas mais solicitadas formam-se pequenas plataformas com o aspecto de pequenas manchas escuras.

Na segunda fase ficam nítidas as descontinuidades que separam entre si as zonas mais carregadas da superfície. Libertam-se pequenas partículas de material encruado e coalescem as micro-crateras remanescentes. A concentração e a profundidade das cavidades mostraram ser muito dependentes da pressão de contacto, da taxa de escorregamento, dos materiais e do número de ciclos cumprido pelas superfícies.

Numa terceira fase, que apenas foi possível identificar em alguns dos ensaios, as superfícies adquirem um aspecto mais liso e são cobertos muitos orifícios, restando visíveis as descontinuidades que cercam os "grãos" de material compactado, que surgem com o aspecto de pequenas fissuras em redor de plataformas cinzentas.

A Figura 123 apresenta três imagens que ilustram diferentes estados de evolução das superfícies coincidentes com três fases do processo de micro-escamação, juntamente com um modelo possível para a formação do "pitting" no ADI.

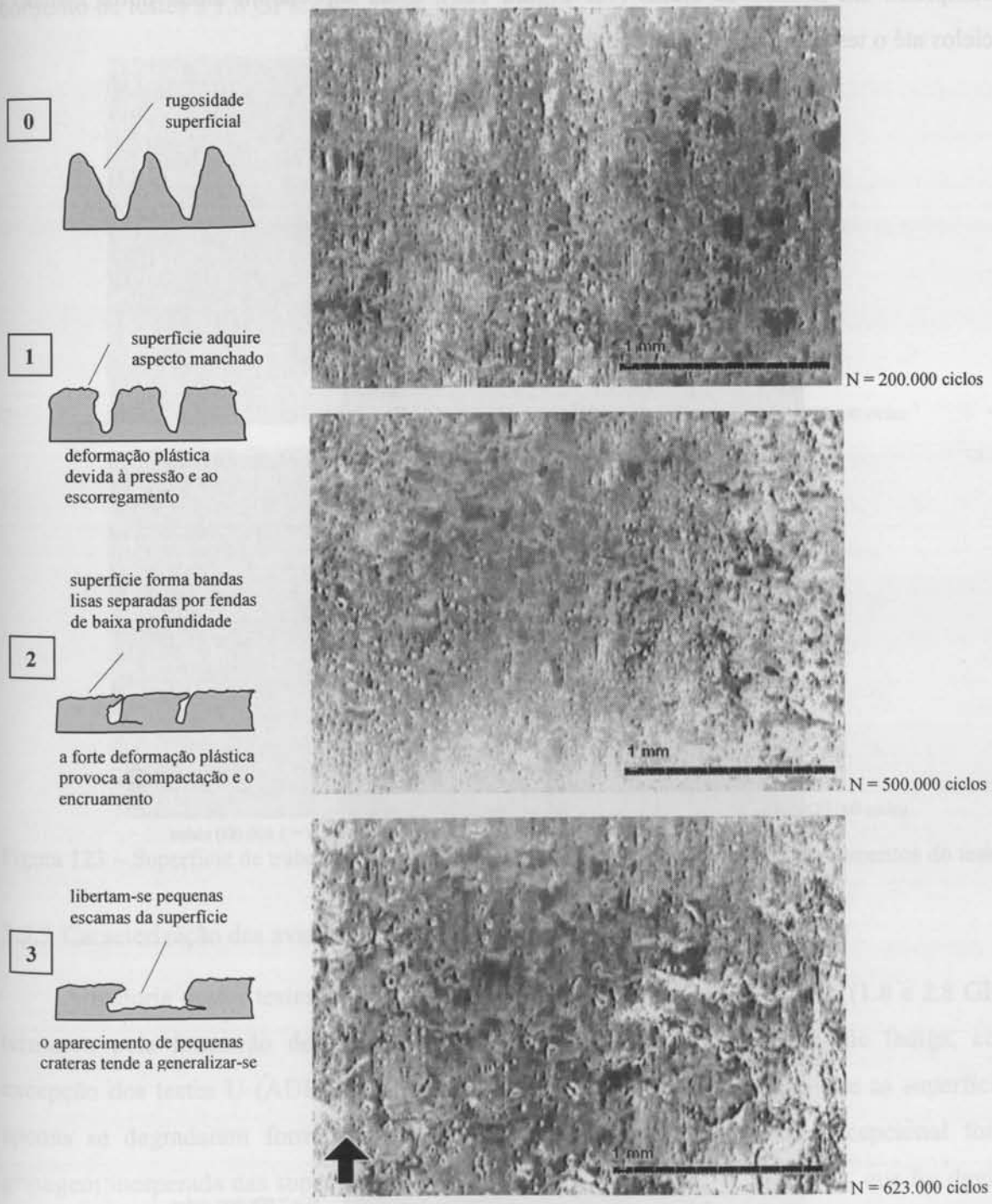
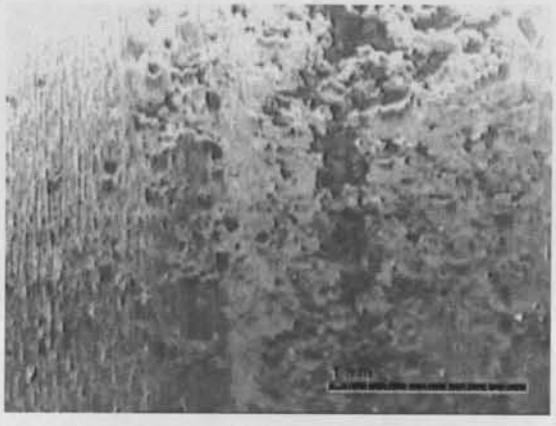
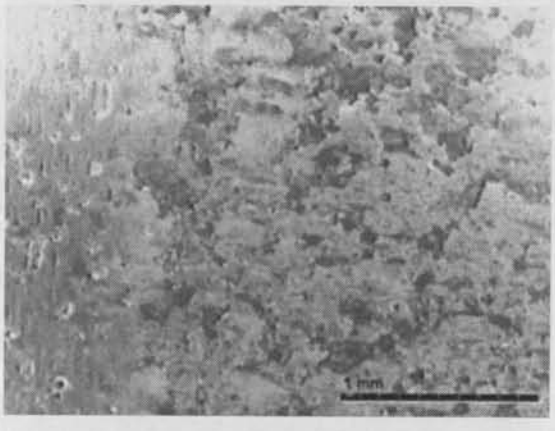


Figura 121 – À esquerda: modelo possível para a formação de micro-crateras; à direita: superfície de trabalho do disco cilíndrico P (ADI260, 2.2GPa) em diferentes momentos do teste.

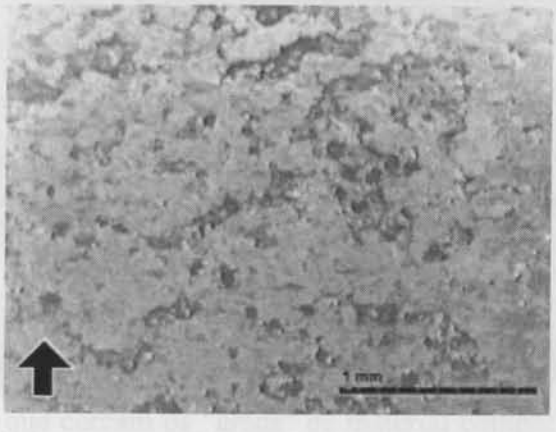
No conjunto dos testes dos ADIs tratados com austêmperas simples e duplas, o teste U (ADI260, 1.8 GPa) foi dos poucos em que não se chegou a libertar uma grande escama de superfície. Apesar de serem significativos os danos acumulados pelas superfícies quando se cumpriam um milhão de ciclos (ver Figura 122), estas suportaram ainda outro milhão de ciclos até o teste terminar pela ocorrência de vibrações elevadas.



N = 1.000.000 ciclos



N = 1.600.000 ciclos



N = 2.000.000 ciclos

Figura 122 – Superfície do disco cilíndrico U (260D, 1.8 GPa) em diferentes momentos do teste.

Estas imagens revelam como as pistas de contacto podem adquirir um aspecto cada vez mais macio e compacto ao longo do teste. A Figura 123 mostra superfícies de ADI340D, o material em que a libertação de grandes escamas de fadiga ocorreu mais tardiamente no conjunto de testes a 1.8 GPa.

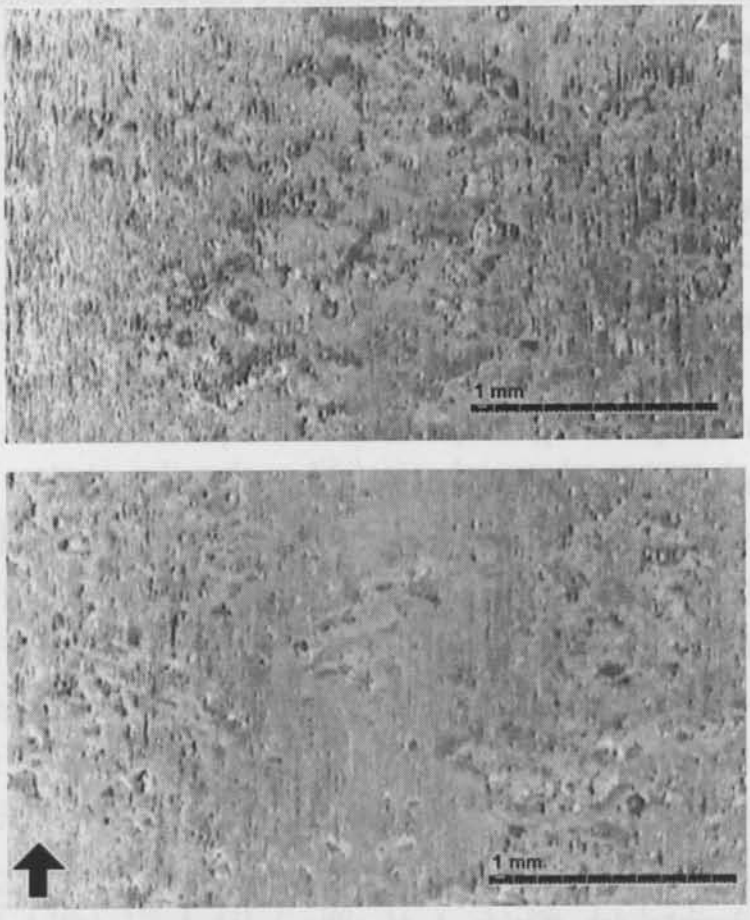


Figura 123 – Superfície de trabalho do disco O (ADI340D, 1.8GPa) em diferentes momentos do teste.

3.5.5 Caracterização das avarias

A maioria destes testes realizados a dois níveis de pressão de contacto (1.8 e 2.8 GPa) terminou pela formação de uma ou mais grandes escamas superficiais de fadiga, com excepção dos testes U (ADI260D, 1.8 GPa) e Q (ADI260, 1.8 GPa), em que as superfícies apenas se degradaram formando micro-cavidades ("pitting"). Também excepcional foi a gripagem inesperada das superfícies dos discos do par S (ADI300D, 1.8 GPa), que foi devida a um erro de operação da maquina de discos, não permitindo que se atingisse uma avaria de fadiga de contacto, motivo pelo qual este teste foi excluido do conjunto de resultados.

De uma forma geral, e logo desde os primeiros 100.000 ciclos de solicitação, foram encontradas fissuras semelhantes às detectadas nos discos B e C (ADI280) em pelo menos um dos discos de cada par, muitas delas associadas a zonas da superfície deslocadas em profundidade (com algumas excepções, como as dos pares O e E, em que as fissuras presentes desde o início do teste não apresentavam esta característica, o que pode ter estado na origem dos excelentes resultados desses ensaios). Mesmo tendo em conta o reduzido número de testes efectuados, foi notável a influência da presença de macrofissuras na redução da vida útil dos discos ensaiados.

Na maioria dos testes, a evolução das superfícies pôde ser caracterizada de três formas distintas:

I - Formou-se uma cratera de fadiga enquanto as superfícies ainda se mantinham em bom estado - esta situação ocorreu em quase todos testes a 2.2 GPa e também no teste K, a 1.8 GPa (ADI340), em que os discos cumpriram um número de ciclos anormalmente baixo no conjunto dos testes realizados a essa pressão.

II - As superfícies degradaram-se sensivelmente antes de se formar uma cratera de fadiga - verificou-se nos testes M (ADI340D) e O (ADI300), ambos a 1.8 GPa, e apenas num teste a 2.2 GPa (P, ADI260);

III - As superfícies degradaram-se mas não se formou uma cratera de fadiga - situação que apenas sucedeu nos testes U (ADI260D, 1.8 GPa) e Q (ADI260, 1.8 GPa), e que havia já ocorrido em alguns testes do ADI280, em que a pressão de contacto foi de cerca de 1.5 GPa.

Relativamente à duração dos ensaios, é de notar que todos os testes a 2.2 GPa terminaram após um número de ciclos pequeno, relativamente aos testes a 1.8 GPa, revelando a forte influência da pressão de contacto sobre a resistência à fadiga de contacto dos ADIs.

É possível estabelecer uma tendência global para o conjunto destes testes de ADIs simples e duplos que terminaram com avarias tipicas de fadiga. Essa tendência é realçada quando estes resultados são dispostos em função do parâmetro p_0^2/σ_r, já que para valores deste parâmetro inferiores a 2.25 não se libertaram grandes escamas de fadiga, e sempre que $p_0^2/\sigma_r > 3$ estas escamas libertaram-se antes que pudesse ser observado "pitting" nas restantes superfícies activas (ver Tabela 11).

Tabela 11 - Principais formas de avaria observadas nos ensaios de ADIs simples e duplos.

Teste		Contacto		Forma de avaria final		
		p_0	p_0^2/σ_r	*"spalling"*		*"pitting"*
ref.	ADI	GPa	GPa	I	II	III
J	340	2.20	4.23	x		
N	340D	2.20	3.72	x		
R	300D	2.20	3.53	x		
L	300	2.20	3.37	x		
T	260D	2.20	3.36	x		
P	260	2.20	2.98		x	
K	340	1.80	2.83	x		
O	340D	1.80	2.49		x	
M	300	1.80	2.26		x	
U	260D	1.80	2.25			x
Q	260	1.80	1.99			x

3.6 Resultados dos ensaios com discos

A Tabela 12 mostra o conjunto dos resultados dos testes em que ocorreram avarias de fadiga de contacto, indicando as dimensões das grandes crateras de fadiga, nos casos em que estas se formaram. São também incluidos os resultados obtidos com o ADI280, que se enquadram perfeitamente nos restantes.

Estes resultados encontram-se ordenados segundo valores decrescentes do parâmetro p_0^2/σ_r. As formas de avaria indicadas referem-se à Tabela 11.

Tabela 12 - Resultados dos ensaios de discos em que ocorreram avarias de fadiga de contacto.

		p_0	p_0^2/σ_r	Número de ciclos (x 1000)				Dimensões das crateras (mm)		
Teste	ADI	GPa	GPa	*fissuras*	*pitting*	*spalling*	*avaria*	*largura*	*compr.*	*prof.*
J	340	2.20	4.23	100	-	260	I	5	5	0.504
N	340D	2.20	3.72	200	-	260	I	5	2	0.456
R	300D	2.20	3.53	300	-	376	I	4	3	n.d.
L	300	2.20	3.37	100	-	212	I	4	3	0.616
T	260D	2.20	3.36	300*	-	424	I	2	5	n.d.
P	260	2.20	2.98	623*	500	623	II	3	4	0.314
K	340	1.80	2.83	200	-	500	I	4	2	0.456
C	280	2.00	2.63	10	-	1600	I	5	5	n.d.
B	280	2.00	2.63	10	-	1700	I	5	5	n.d.
O	340D	1.80	2.49	100*	2800	2828	II	3	3	0.134
M	300	1.80	2.26	100	1000	1773	II	3	4	0.266
U	260D	1.80	2.25	800*	2100	-	III	-	-	-
Q	260	1.80	1.99	700	2470	-	III	-	-	-
H	280	1.52	1.52	300	3200	-	III	-	-	-
E	280	1.50	1.48	400*	4550	-	III	-	-	-

** fissuras superficiais de menor dimensão, sem arestas deslocadas em profundidade.*

O número de ciclos indicado na Tabela 12 corresponde, respectivamente, a:

fissuras - primeira detecção de fissuras superficiais de dimensão relevante através do sistema de video-microscópio (o período médio de inspecção foi de cerca de 100.000 ciclos, na maioria dos testes);

pitting - à presença generalizada de micro-fissuras e de pequenas cavidades superficiais, nalguns casos elevando de tal forma o nível de vibrações da máquina de discos que foi necessário terminar o ensaio;

spalling - à libertação de uma ou mais grandes escamas de fadiga, destruindo a superfície de contacto.

A Figura 124 mostra estes resultados, que incluem os testes preliminares efectuados com ADI280, em termos da pressão máxima no contacto (p_0) e do número de ciclos cumprido pelas superfícies até ao final de cada teste (não se encontram representados os testes que foram suspensos sem que tenha ocorrido uma avaria de fadiga das superfícies, nem aqueles em que ocorreu gripagem). Encontram-se assinalados os casos em que não se libertaram grandes escamas de fadiga ("pitting").

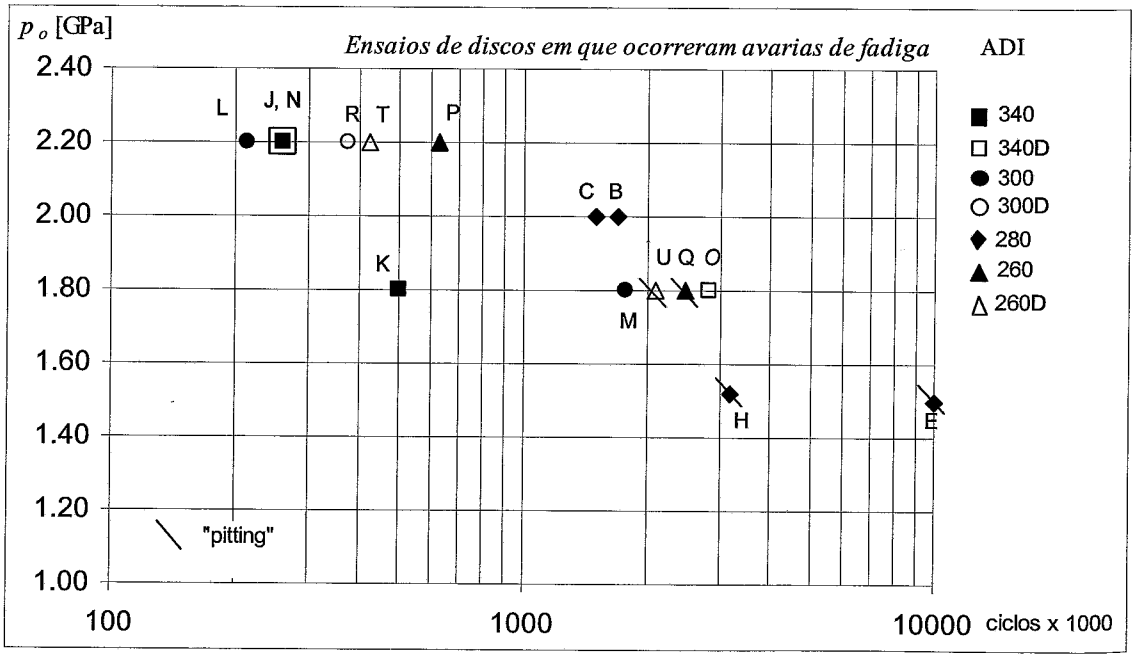


Figura 124 - Resultados, em termos do número de ciclos, dos ensaios realizados com discos de ADI.

O teste K é, no conjunto destes testes, o único cujo resultado não se enquadra nos restantes, sendo anormalmente baixo o número de ciclos concretizado.

3.7 Discussão - ensaios definitivos

3.7.1 Influência da pressão de contacto

Nos dois testes do ADI280 em que foi imposta uma pressão de Hertz de 1.2 GPa não ocorreu qualquer deterioração grave das superfícies e nos ensaios em que a pressão de contacto se aproximou de 1.5 GPa as superfícies sofreram um processo de micro-escamação semelhante ao "pitting", não se verificando a libertação de grandes escamas de fadiga, mesmo quando as superfícies apresentavam fissuras de dimensões consideráveis há bastante tempo tempo. Isto mostra que, para pressões moderadas, o ADI apresenta uma óptima capacidade de retardar a formação de grandes crateras de fadiga. Esta situação também ocorreu em testes a 1.8 GPa, mas apenas com ADIs austemperados a 260°C. Os restantes testes realizados a pressões iguais ou superiores a 1.8 GPa conduziram à ruina das superfícies através da formação de crateras de fadiga.

As grandes crateras de fadiga foram quase sempre geradas a partir de fissuras superficiais que se tornaram visíveis desde muito cedo nas superfícies activas dos discos. Também na maioria dos casos só se formou uma grande cratera em toda a superfície de trabalho do disco (o que não impede que outras crateras se estivessem já a formar como consequência da propagação de fissuras sub-superficiais, mas acaba por ser sempre uma dada zona menos resistente a ceder em primeiro lugar, libertando uma escama, e impondo o fim do ensaio). Os discos em que não foram encontradas fissuras superficiais associadas a zonas deslocadas em profundidade foram aqueles que cumpriram maior número de ciclos até à formação de grandes crateras.

Estes aspectos realçam a forte influência da presença de defeitos estruturais sobre a redução da vida útil à fadiga de contacto destes ADIs, sobretudo quando submetidos a pressões de contacto muito elevadas. Mostram também como as diferentes avarias se relacionam claramente com a pressão de contacto imposta às superfícies.

3.7.2 Influência da resistência mecânica dos ADIs

A tensão de ruptura dos ADIs ensaiados mostrou relacionar-se de forma coerente com a pressão de contacto e com número de ciclos cumprido em quase todos os ensaios. Apesar disso, é preciso relembrar o carácter único de cada ensaio e ter em conta que factores

aleatórios podem ter assumido importância relevante no desenrolar de cada um, pelo que estes resultados não são estatisticamente representativos da resistência à fadiga de contacto de cada ADI testado. Assim, e apesar das excelentes correlações obtidas, estes resultados não devem ser extrapolados nem generalizados para outras situações sem que seja feita a confirmação destas relações através da realização de maior número de testes.

A Figura 125 apresenta o número de ciclos até ao final dos ensaios, em termos do quociente entre o quadrado da pressão máxima de Hertz (p_0^2) e a tensão de ruptura dos materiais (σ_r). Nestes resultados incluem-se apenas os testes que terminaram devido à formação de escamas de fadiga ou de "pitting" acentuado.

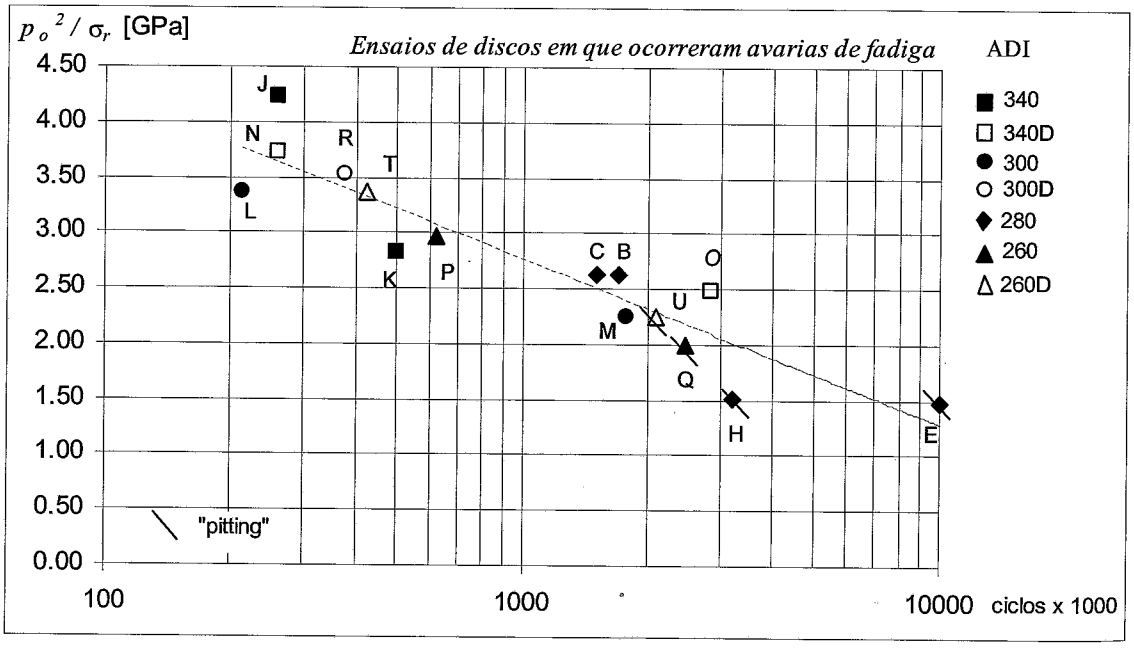


Figura 125 - Resultados dos ensaios de discos em que ocorreram avarias de fadiga de contacto, em termos do parâmetro p_0^2/σ_r e do número de ciclos.

Estes resultados incluem-se numa banda relativamente estreita, ou seja, mostram que a resistência à fadiga de contacto dos ADIs ensaiados depende fortemente da relação entre a sua tensão de ruptura e a pressão de contacto imposta às superfícies, facto já apontado por A. Duarte [8] em relação a alguns destes resultados.

Esta relação mostrou-se válida para diferentes avarias de fadiga de contacto, e para todos os ADIs ensaiados, com a eventual excepção do ADI340, cujo desempenho foi contraditório entre os resultados correspondentes.

Relativamente aos modos de avaria, constata-se que apenas não se libertaram grandes escamas de fadiga nos ensaios realizados com $p_0^2/\sigma_r \leq 2.25$. Acima desse valor, as superfícies de ADI sofreram sempre avarias típicas de "spalling", tendo sido geradas grandes crateras nas superfícies. Por outro lado, quando discos de ADI280 foram ensaiados com valores de p_0^2/σ_r inferiores a 1 não se observaram danos significativos nas superfícies até se completarem mais de um milhão de ciclos.

Assim, e de uma forma global, o "pitting" mostrou-se preponderante para valores de p_0^2/σ_r entre 1 e 2, e o "spalling" para valores superiores.

Relativamente à extensão dos ensaios, verifica-se que os maiores números de ciclos correspondem aos menores valores de p_0^2/σ_r (dos quinze resultados apresentados, apenas três não verificam esta condição). Distinguem-se desta relação os maus resultados dos testes L (ADI300, 2.2GPa) e K (ADI340,1.8GPa) (ambos materiais com baixa tensão de ruptura) e, pela positiva, o teste O (340D, 1.8GPa), em que foi ensaiado um dos poucos pares de discos onde não foram encontradas grandes fissuras superficiais nas fases iniciais dos testes.

3.7.3 Comportamento dos diferentes ADIs

Os melhores resultados nos ensaios de fadiga de contacto realizados a 2.2 GPa, em termos do número de ciclos cumprido, foram obtidos pelos ADIs tratados a 260°C. Esta tendência manteve-se nos ensaios realizados a 1.8 GPa (Q, ADI260 e U, ADI260D), únicos testes a esta pressão em que não se formaram grandes escamas de fadiga.

Os testes realizados com ADI280 em que o modo de avaria foi a formação de grandes escamas de superfície conduziram a resultados que se situam no conjunto dos melhores, eventualmente superando a tendência global apresentada pelas variantes de ADI260.

Os testes do ADI300 conduziram a resultados fracos a qualquer das pressões nominais. O material de tratamento duplo mostrou ser bastante mais resistente que o de austêmpera simples, conseguindo um resultado mediano nos testes a 2.2 GPa. O facto de não ter sido concluído o teste a 1.8 GPa impede a distinção clara entre a resistência à fadiga destes ADIs.

De uma forma geral, as variantes de tratamento simples e duplo a 340°C revelaram desempenhos fracos nestes testes, sendo anormalmente pequeno o número de ciclos que as superfícies do par K conseguiram suportar no teste a 1.8 GPa. No entanto, o material 340D,

que revelou uma das piores prestações no teste a 2.2 GPa, em termos do número de ciclos, obteve o melhor resultado no conjunto dos testes realizados a 1.8GPa, facto que não deve ser alheio à ausência de macrofissuras superficiais neste par de discos.

3.7.4 Distinção entre tratamentos simples e duplos

Quando se comparam entre si os resultados de ensaios dos ADIs austemperados à mesma temperatura nominal com tratamentos simples e duplos (ver Figura 126), observa-se um comportamento muito semelhante por parte dos ADIs tratados a 260ºC, uma melhor resposta do ADI300D relativamente ao ADI300 e, em parte, também do ADI340D relativamente à variante de austêmpera simples. Esta tendência está de acordo com a influência dos tratamentos duplos sobre a resistência à tracção destes ADIs.

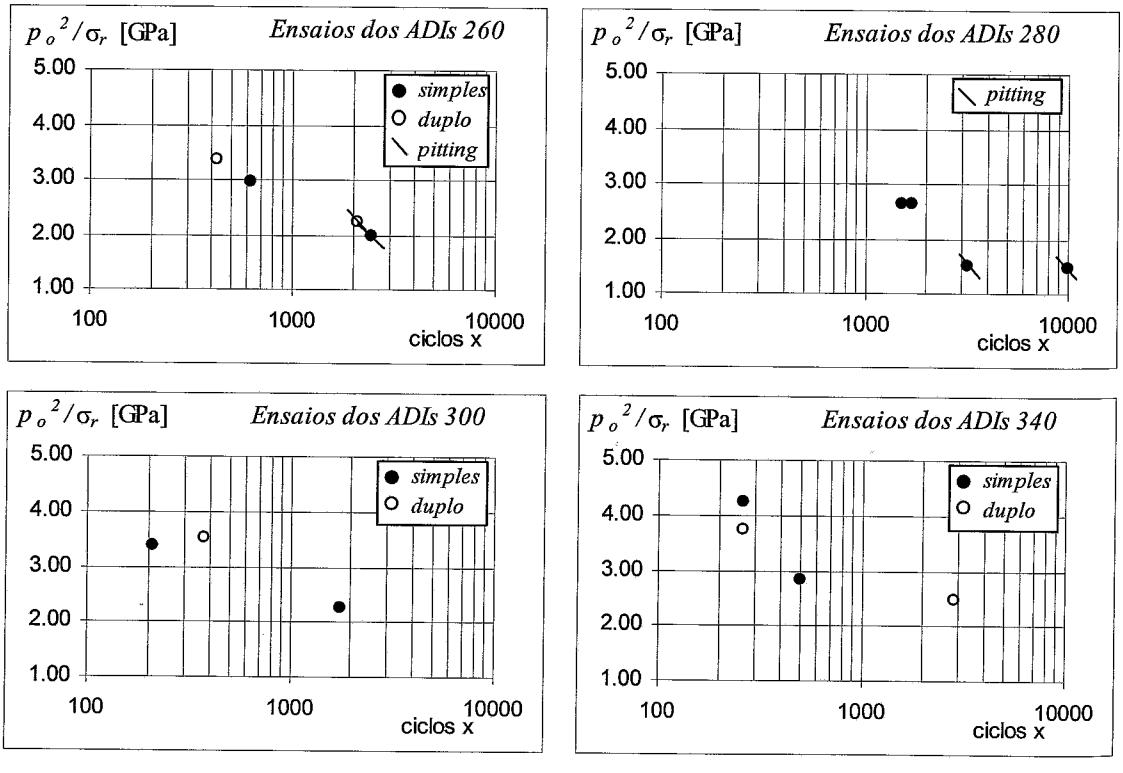


Figura 126 – Resultados de ensaios de discos em que ocorreram avarias de fadiga de contacto.

Ao apresentar estes resultados em termos do parâmetro p_0^2/σ_r salienta-se a grande linearidade que apresentam os testes dos ADIs tratados a 260ºC, independente da forma de avaria de cada ensaio. Salienta-se, também, como o material com menor tensão de ruptura

(ADI340) apresenta um comportamento diferente dos restantes. A sua baixa resistência à tracção atribui-lhe um valor de p_0^2/σ_r muito elevado no ensaio a 2.2 GPa (superior a 4 GPa), classificando favoravelmente o reduzido número de ciclos cumprido pelas superfícies e, por outro lado, o número de ciclos concretizado no ensaio a 1.8 GPa foi anormalmente baixo, situando este resultado no conjunto dos testes que terminaram antes de se completarem um milhão de ciclos (aqueles que foram realizados com uma pressão de contacto de 2.2 GPa).

Tendo por base os resultados dos ensaios em que se libertaram escamas de fadiga (ver Figura 127) estabeleceram-se tendências separadas para o comportamento dos ADIs tratados com austêmperas simples e duplas. Para melhorar a correlação obtida nesta aproximação foram excluidos os resultados do ADI340, já que apresentam uma tendência significativamente diferente dos restantes.

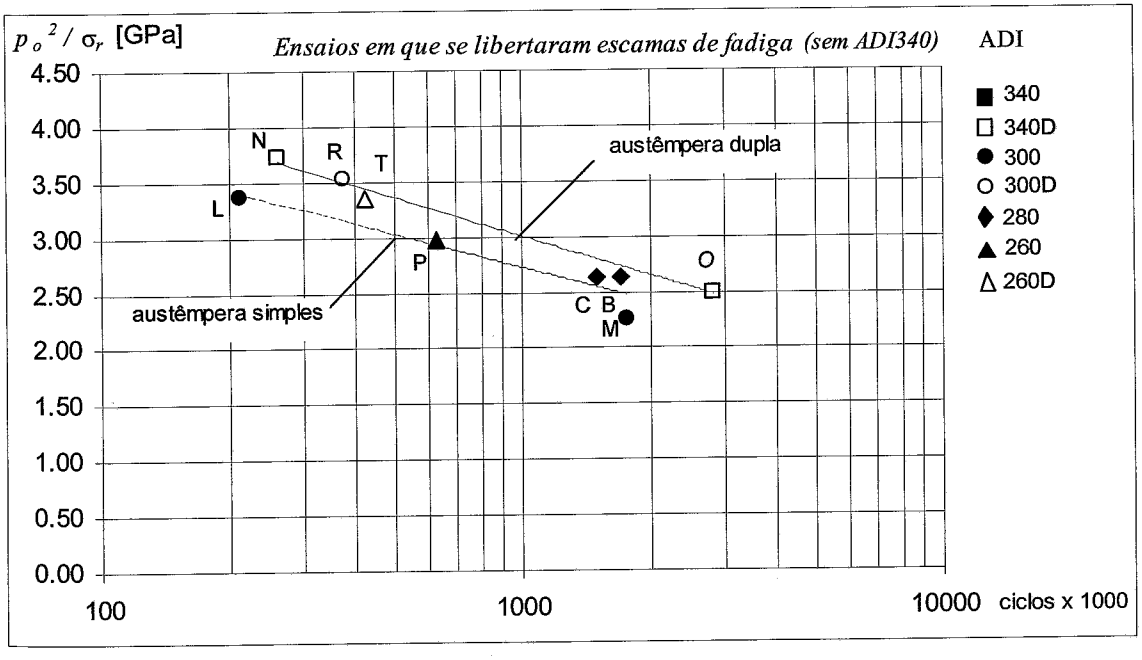


Figura 127 – Resultados de ensaios com discos em que se libertaram escamas de fadiga (sem os testes do ADI340).

Assim, foi possível estabelecer separadamente uma correlação linear para os ADIs tratados com austêmpera dupla e para aqueles que foram tratados de forma convencional.

Estas correlações têm por base apenas os ensaios em que se formaram grandes crateras de fadiga nas superfícies dos discos, e foram estimadas tendo em conta as restrições anteriormente referidas. Nestas condições, adaptam-se bem a todos os resultados

considerados. As expressões das curvas correspondentes são as que se apresentam nas equações (1) e (2).

$$simples: \quad p_o^2/\sigma_r = -0.4352\mathrm{Ln}(N_{ciclos}) + 5.7344 \qquad (R^2 = 0.8946) \qquad (1)$$

$$duplos: \quad p_o^2/\sigma_r = -0.5054\mathrm{Ln}(N_{ciclos}) + 6.4977 \qquad (R^2 = 0.9902) \qquad (2)$$

Estas correlações mostram como o número de ciclos cumprido em cada ensaio até à formação de crateras de fadiga se relacionou fortemente com o parâmetro p_0^2/σ_r. Para além disso, revela comportamentos idênticos das variantes de ADI de tratamento simples e duplo, apresentando, estas últimas, tendência média para uma resistência à fadiga de contacto ligeiramente superior.

3.8 Conclusões sobre os ensaios definitivos

O conjunto destes resultados pemite concluir que os modos de avaria característicos das superfícies destes ADIs são a formação de micro-escamas de fadiga ("pitting") e a libertação de grandes escamas de fadiga ("spalling"). Para estas duas formas de avaria contribuem, respectivamente, a acumulação progressiva de pequenos danos superficiais e a geração de grandes fissuras superficiais por efeito da elevada pressão de contacto.

A pressão de contacto relaciona-se directamente com as diferentes formas de avaria, e esta relação é ainda melhor quando se contabiliza a resistência à tracção dos materiais através do parâmetro p_0^2/σ_r.

Desta forma, verificou-se que:

1 - Libertaram-se grandes escamas de fadiga sempre que este parâmetro foi superior a 2.5 GPa;

2 - O "pitting" foi a avaria preponderante para valores deste parâmetro entre 1.5 e 2.5 GPa;

3 - Não ocorreram avarias de superfície nos testes em que p_0^2/σ_r foi inferior a 1 (D e F, ADI280, p_0 = 1.21 GPa, em que as superfícies se mantiveram em bom estado até se cumprirem um milhão e um milhão e meio de ciclos, respectivamente).

No conjunto dos ADIs ensaiados sobressaem, em termos do número de ciclos concretizado a cada pressão de contacto, os resultados dos ADIs tratados a 260ºC e a 280ºC, apontando para a forte influência da elevada resistência à tracção e da dureza sobre o aumento da resistência à fadiga de contacto, apesar de ser necessário ter em conta o reduzido número de testes realizado a cada pressão que fundamentam esta conclusão. No entanto, e de forma global, verificou-se uma boa relação entre o valor do parâmetro p_0^2/σ_r e o número de ciclos cumprido em cada ensaio.

Também se pode concluir que os materiais mais resistentes e mais duros modificam as suas superfícies de modo diferente daquele que sucede com os materiais mais dúcteis e menos resistentes, dando origem a grandes zonas compactas nas superfícies activas dos discos após grande número de ciclos e gerando micro-cavidades de menor dimensão e profundidade que estes últimos. Quando se libertam grandes escamas de fadiga, também são os materiais mais resistentes e duros que formam crateras mais estreitas e alongadas, de menor dimensão que aquelas que se formam nos materiais menos duros.

As maiores fissuras encontraram-se quase sempre associadas a defeitos metalúrgicos ou a heterogeneidades significativas da matriz metálica, apontando para a presença de zonas menos resistentes nas sub-superfícies como um potencial factor de dano.

A presença de grandes fissuras mostrou-se decisiva nos testes em que a pressão de contacto foi mais elevada, diminuindo o número de ciclos até à avaria das superfícies. No entanto, discos contendo fissuras de dimensão considerável conseguiram funcionar durante um grande número de ciclos sem que se libertassem escamas de fadiga em ensaios em que a pressão de contacto foi moderada (igual ou inferior a 1.5 GPa, por exemplo). Isto mostra que o ADI possui uma grande capacidade de retardar a propagação de fissuras, e que esta capacidade pode ser mais notável quando a pressão de contacto é mais baixa.

Quando a pressão é suficientemente baixa para permitir a acumulação de grande número de ciclos sem que ocorra uma avaria, também se verifica uma alteração gradual do estado das superfícies, efectuada à custa de umasignificativa deformação plástica, que tende a nivelar o perfil das pistas de contacto. Nesta situação, a avaria predominante não se mostrou dependente da presença de grandes fissuras mas sim da acumulação de pequenos danos superficiais, sob a forma de "pitting".

4 INDENTAÇÕES ARTIFICIAIS

4.1 Introdução

A utilização de indentações artificiais tem como objectivo acelerar localmente os mecanismos de fadiga de contacto das superfícies. Este fenómeno ocorre por efeito da concentração de tensões causada pela presença das indentações [71, 72], estando na origem da degradação precoce das zonas próximas de cada indentação, sendo possível assistir ao desenvolvimento de pequenas fissuras de fadiga nesses locais muito antes de fissuras semelhantes se revelarem na restante superfície activa.

Cheng *et al.* [73, 74, 75, 76] desenvolveram trabalho significativo sobre este tema, demonstrando a eficácia deste processo em superfícies de aço, recorrendo a ensaios disco-disco. Nesses estudos conclui-se que o tamanho das indentações não tem um papel determinante no aparecimento de fissuras, mas sim a altura do rebordo gerado em torno delas. Refere-se também como condição para o sucesso desta técnica que a espessura específica do filme lubrificante seja reduzida, isto é, que ocorra contacto frequente entre as superfícies nas quais se pretende provocar fadiga de contacto.

4.2 Ensaios realizados

Os ensaios de discos em que se baseia este estudo são referidos nos parágrafos precedentes, bem como a geometria dos discos utilizados e a caracterização dos materiais respectivos.

As superfícies de contacto de todos os discos esféricos foram indentadas antes da realização dos ensaios. Na maioria dos casos foram feitas duas indentações em cada disco, permitindo obter uma "Zona Afectada por Fadiga" (ZAF) em torno de cada indentação.

Por razões diversas, não foi possível estudar a evolução das ZAF em todos os ensaios de discos que foram realizados. Tiveram de ser excluídos os resultados dos ensaios que terminaram ao fim de um número muito reduzido de ciclos, em que não foi possível obter mais que três medições das ZAF nem qualquer tendência da sua evolução, e aqueles em que o estado das superfícies impediu a sua medição rigorosa. No total foram considerados 10 ensaios e estudadas 19 indentações (o disco H só continha uma indentação).

4.3 Indentações adoptadas

Para produzir indentações nas superfícies dos discos de ADI, e tendo em conta a necessidade de utilizar indentações o mais semelhantes possível entre si, recorreu-se a um sistema mecânico de medição de durezas. Apesar da dureza de cada material ter influência no diâmetro e na altura do rebordo gerado em redor de cada indentação, conseguiram-se gerar cavidades muito semelhantes em todos os discos utilizados.

Foram realizadas indentações através dos processos Brinnel, Vickers e Rockwell nas superfícies de alguns discos de ADI, a partir dos quais foram produzidas amostras metalográficas que foram observadas ao microscópio e caracterizadas por perfilometria. Essa análise permitiu concluir que, de todos os métodos ensaiados, aquele que produziu um rebordo maior e mais uniforme em torno da indentação foi o método Rockwell C, utilizando um penetrador cónico de 120° de ângulo de ponta.

Tendo em consideração a área de contacto prevista para os ensaios disco-disco e a geometria das correspondentes pistas de contacto, optou-se por uma carga de 150 kgf no teste Rockwell (teste normalizado HRC). Nestas condições, as impressões geradas nas superfícies dos ADIs ensaiados apresentam diâmetros que variam entre 500 e 700 μm, apresentando rebordos salientes com altura entre 10 e 20 μm acima do nível médio da superfície.

A Figura 128 mostra o perfil de uma dessas indentações conforme obtido por rugosimetria da superfície. Esta indentação apresenta um diâmetro de cerca de 490 μm, e o rebordo em seu redor uma altura de cerca de 15 μm. Estas dimensões foram medidas antes de a superfície ser ensaiada.

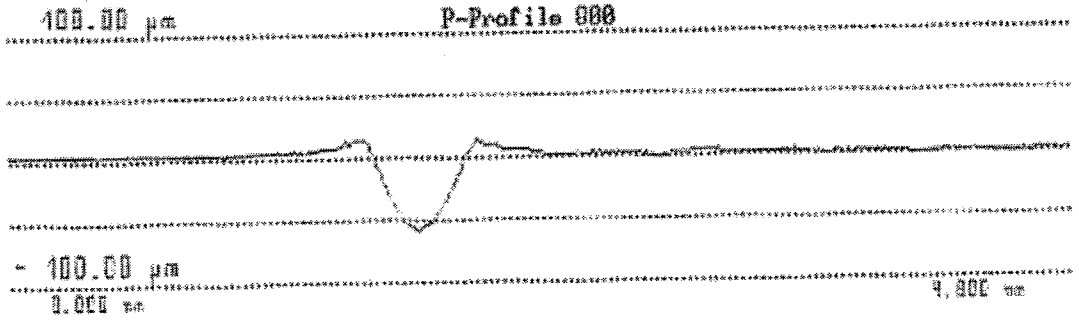


Figura 128 – Perfil corrigido de uma indentação HRC150 numa superfície de ADI.

Foi possível detectar a presença de pequenas descontinuidades superficiais de muito baixa profundidade no material deslocado plasticamente em redor de algumas indentações. Estas descontinuidades resultam da forte deformação plástica a que o material é sujeito durante o processo de indentação, não tendo a ver com nenhum processo de fadiga. No entanto, e para averiguar se estas indentações poderiam estar na origem de fissuração sub-superficial durante os ensaios de fadiga de contacto, foram realizados cortes metalográficos na vizinhança de algumas indentações artificiais depois dos discos terem sido ensaiados. A observação das sub-superfícies junto às zonas indentadas não revelou fissuras sub-superficiais associadas às indentações efectuadas [9, 10, 11]. Para além disso, nenhuma das avarias definitivas registadas durante estes ensaios com discos esteve associada a uma indentação artificial.

A Figura 129 mostra uma indentação artificial numa superfície de ADI austemperado a 280ºC conforme gerada por um penetrador Rockwell de medição de durezas (HRC).

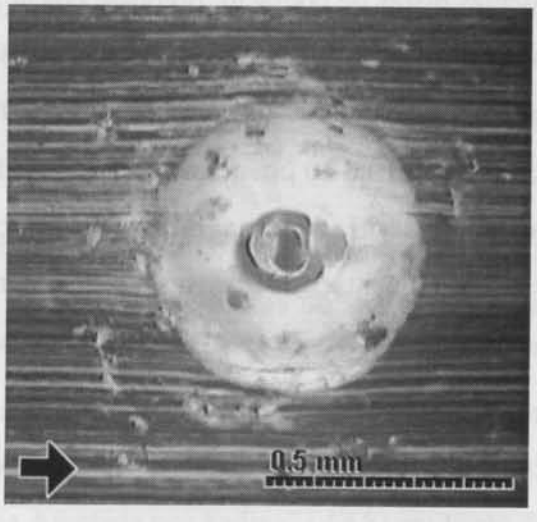


Figura 129 – Indentação na superfície do disco D antes do iníco do teste.

A superfície é deformada durante o processo de indentação e eleva-se em torno da cavidade criada pelo penetrador, formando um rebordo circular. Este é compactado durante os primeiros ciclos de solicitação, sofrendo forte deformação plástica, e a elevada tensão induzida no material aumenta a quantidade de danos acumulados localmente. A concentração de tensão é muito forte, durante os instantes de contacto, enquanto a altura do rebordo for considerável, provocando a degradação precoce destas zonas em torno das indentações e

despoletando mecanismos de fadiga de contacto que só muito mais tarde serão visíveis na restante superfície activa.

O rebordo inicial em redor das indentações é progressivamente eliminado pela deformação plástica da superfície e pelo desgaste devido ao escorregamento, efeito inevitável quando os testes de fadiga de contacto se prolongam por muitos milhões de ciclos. Se os materiais forem muito dúcteis, ou se as taxas de escorregamento impostas às superfícies forem muito elevadas, o rebordo em torno das indentações pode ser muito deformado e desgastado, retirando eficácia ao método.

A Figura 130 mostra o perfil não corrigido (vê-se a curvatura do disco) de uma indentação HRC na superfície de um disco de ADI depois de as suas superfícies terem cumprido 200.000 ciclos de solicitação sob uma pressão nominal de 2 GPa. Neste caso, a superfície foi sujeita a 100.000 ciclos de solicitação em rolamento puro e a outros tantos com uma taxa de escorregamento de 9,8%.

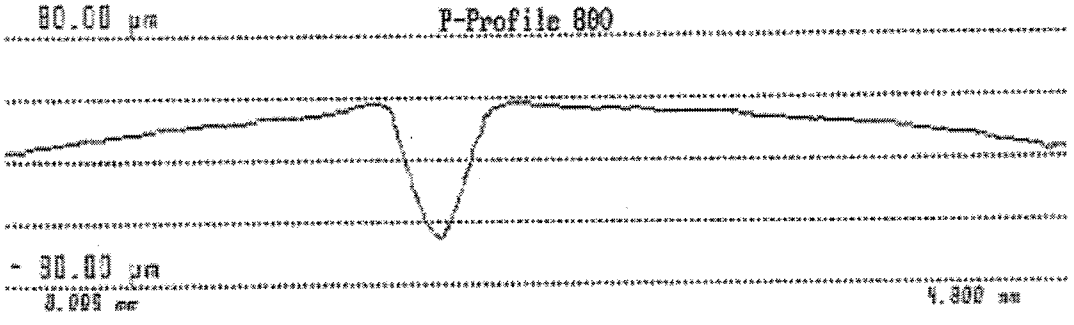


Figura 130 - Perfil não corrigido de uma indentação HRC150 numa superfície de ADI após 200.000 ciclos de solicitação à pressão de 2 GPa.

Como se pode verificar, comparando com o perfil apresentado na Figura 128, houve uma diminuição significativa da altura do rebordo lateral e também uma extensão da zona em redor da indentação cuja altura é superior à da restante superfície. Este crescimento lateral do rebordo em redor da indentação é claramente visível nas superfícies ao longo dos primeiros ciclos dos testes.

4.4 Micro-fissuras em redor das indentações artificiais

Durante os ensaios com discos de ADI, foram detectadas muito cedo as primeiras micro-fissuras superficiais junto às indentações artificiais. Estas foram sempre mais evidentes nos ensaios em que a pressão de contacto foi mais elevada, e foram sempre detectadas muito antes de haver vestígios de micro-fissuração por fadiga (ou "pitting") na restante superfície activa dos discos. Para além destas, as únicas micro-fissuras encontradas em fases iniciais dos testes situavam-se sobre nódulos de grafite dispersos pelas superfícies, geradas pela forte pressão superficial no contacto (estas pequenas fissuras não tendem a propagar-se ou a acumular-se como sucede com as que são geradas em torno das indentações, e usualmente não deixam vestígios nas superfícies após o esvaziamento dos nódulos de grafite respectivos).

Na Figura 131 podem ver-se micro-fissuras em torno de uma indentação no disco C (ADI280, 1.600.000 ciclos, p_{0max} = 2 GPa), através de uma imagem obtida por Microscopia Electrónica de Varrimento (SEM).

Figura 131 - Detalhe de micro-fissuras em redor de uma indentação superficial num disco de ADI.

Estas fissuras atingem uma profundidade muito pequena, da ordem dos 10 a 30 μm, e não revelaram tendência para se propagar através da sub-superfície. Em nenhum dos discos ensaiados ocorreu uma avaria definitiva associada à presença de uma indentação ou de fissuras na sua vizinhança, e os cortes metalográficos realizados na vizinhança de indentações mostraram apenas fissuras de muito baixa profundidade.

A Figura 132 mostra um corte metalográfico onde é possível ver o desenvolvimento sub-superficial de algumas destas fissuras.

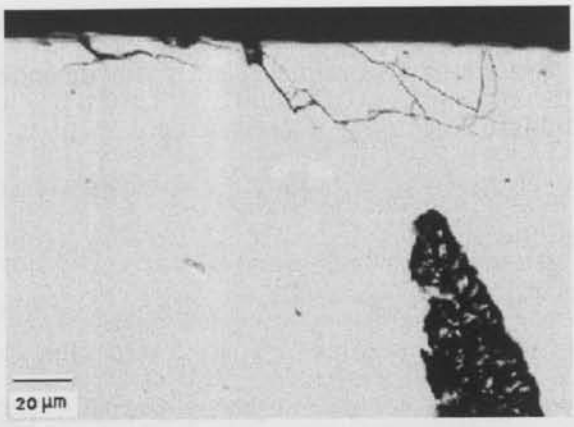


Figura 132 – Fissuras superficiais de fadiga na proximidade de uma indentação de dureza.

4.5 Zonas Afectadas por Fadiga em redor das indentações

À medida que aumenta o número de ciclos de solicitação, as microfissuras aglomeram-se em redor das indentações, distribuindo-se em zonas circulares de aspecto característico, facilmente identificáveis em torno das indentações HRC utilizadas. A Figura 133 apresenta uma imagem recolhida através do sistema de video-microscópio em que são visíveis microfissuras deste tipo na superfície de um disco de ADI submetido a um milhão de ciclos de solicitação a uma pressão de contacto de 1.2 GPa e com uma taxa de escorregamento de 20.5%.

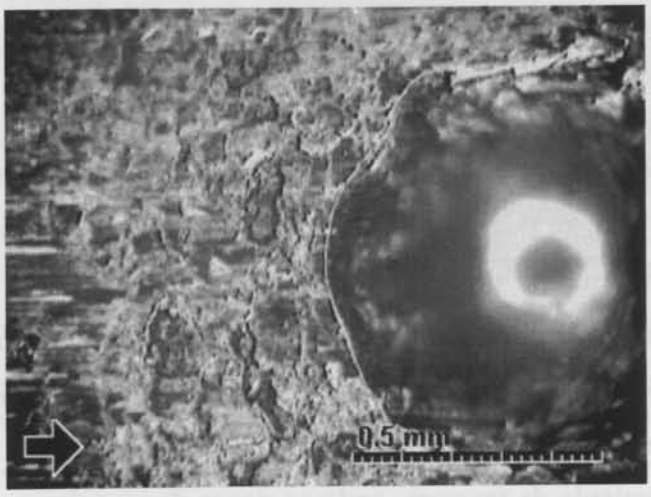
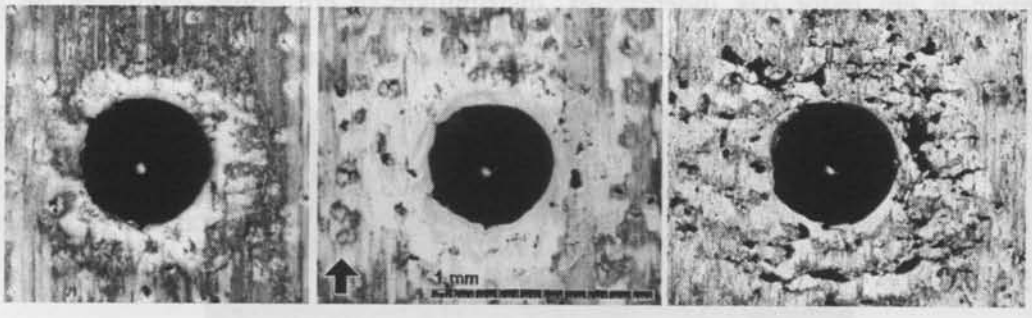


Figura 133 – Microfissuras em redor de uma indentação no disco F após 1.000.000 ciclos.

Neste trabalho, a superfície em torno de cada indentação é designada por ZAF ("Zona Afectada por Fadiga") e refere-se ao perímetro em redor da indentação onde os danos de fadiga superficial (e outros) se acumulam precocemente.

Estas zonas junto às indentações sofrem, com maior ou menor intensidade, danos causados por diferentes mecanismos activados pelo contacto, nomeadamente deformação plástica, desgaste, e também fadiga de contacto.

A Figura 134 apresenta a mesma ZAF em três momentos do ensaio respectivo através de imagens imagens obtidas com um microscópio óptico. Na imagem da esquerda, o rebordo saliente em torno da indentação distingue-se claramente da restante superfície activa; na imagem central, observa-se forte desgaste e deformação plástica desse rebordo e distiguem-se já algumas micro-fissuras; na imagem da direita vê-se uma ZAF bem distinta, onde muitas micro-fissuras se acumulam em torno da indentação.



40.000 200.000 1.000.000 ciclos

Figura 134 - Indentação no disco C em três momentos do ensaio.

As ZAF aumentam de tamanho ao longo dos ensaios, enquanto as restantes superfícies de trabalho vão sendo gradualmente afectadas por fenómenos de fadiga de contacto, aumentando nelas o número de micro-cavidades e de micro-fissuras superficiais ("pitting"). É a evolução das ZAF que se pretende caracterizar neste estudo, e a sua relação com a deterioração das superfícies de contacto e com as avarias observadas em cada disco de ADI.

Na Figura 135 mostra-se a imagem de uma indentação obtida com o sistema de vídeo-microscopia utilizado neste trabalho. A indentação situa-se junto à periferia da pista de contacto, do lado esquerdo da imagem, onde os riscos de maquinagem permanecem nítidos. Distingue-se bem a ZAF em torno da indentação e são já visíveis alguns danos acumulados na superfície activa mais próxima do centro da pista de contacto, do lado direito da imagem.

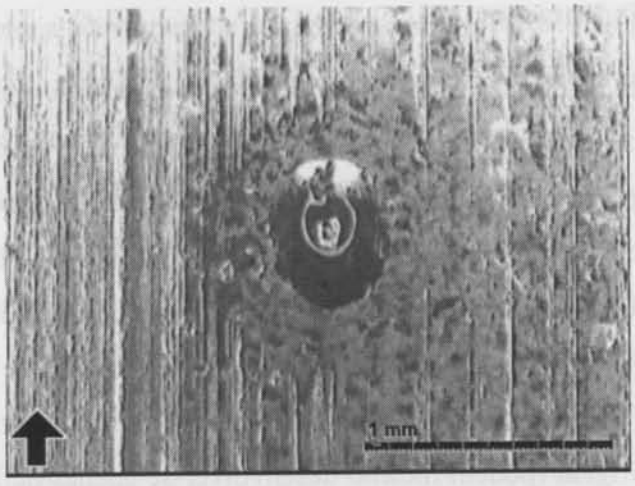


Figura 135 - Indentação e ZAF respectiva no disco E após um milhão de ciclos de solicitação.

Se o ensaio de discos for prolongado por tempo suficiente, toda a pista de contacto acaba por também ser danificada e, a certa altura, torna-se quase impossível distinguir as ZAF da restante superfície de contacto, como se pode ver comparando a Figura 135 com a Figura 136, que mostram a mesma indentação em diferentes alturas do mesmo ensaio.

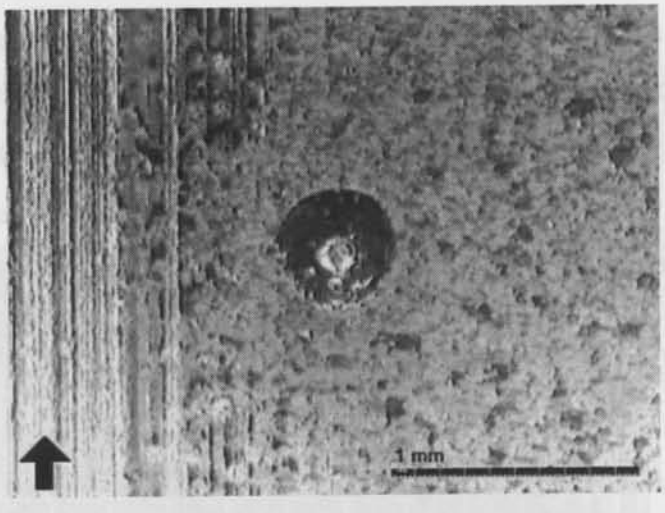


Figura 136 - Indentação e ZAF respectiva no disco E após 8.7 milhões de ciclos de solicitação.

O tempo necessário para que este fenómeno ocorra depende de vários parâmetros, nomeadamente da pressão de contacto, da taxa de escorregamento, da resistência mecânica do material e da sua dureza. Nestes ensaios realizados com discos, o período máximo em que uma ZAF se distinguiu da pista de trabalho foi cerca de 5 milhões de ciclos (teste E, em que as superfícies suportaram uma pressão de 1.5 GPa e uma taxa de escorregamento de 14%).

4.6 Medição das indentações

As indentações presentes nas superfícies dos discos de ADI foram fotografadas periodicamente ao longo dos ensaios. Foi usado um vídeo-microscópio portátil, ligado a um computador, o que permitiu a captura frequente de imagens das superfícies dos discos sem necessitar de os desmontar da máquina de discos. Depois de tratadas numericamente, essas imagens foram catalogadas e serviram como suporte ao estudo da evolução das superfícies na proximidade das indentações artificiais.

Como as ZAF nem sempre são circulares e concêntricas relativamente à indentação de dureza que lhes dá origem (podem mesmo desenvolver-se apenas para um dos lados da pista de contacto, sobretudo quando estão desalinhadas com o centro dessa pista), os valores assumidos para o seu diâmetro correspondem ao de um círculo que, por estimativa, engloba a zona afectada por fadiga em redor da indentação.

O método adoptado para medir as ZAF consistiu na sobreposição da imagem de uma régua calibrada sobre as imagens da superfície, permitindo a leitura por comparação directa. A partir de leituras efectuadas em várias direcções, foi estimado o diâmetro do círculo que melhor se adapta à ZAF correspondente, como se mostra na Figura 137. Neste caso, o diâmetro medido sobre a indentação foi de 440 μm e, para a zona afectada por fadiga em seu redor, foi estimado um diâmetro de 800 μm (a régua tem divisões de 20 μm).

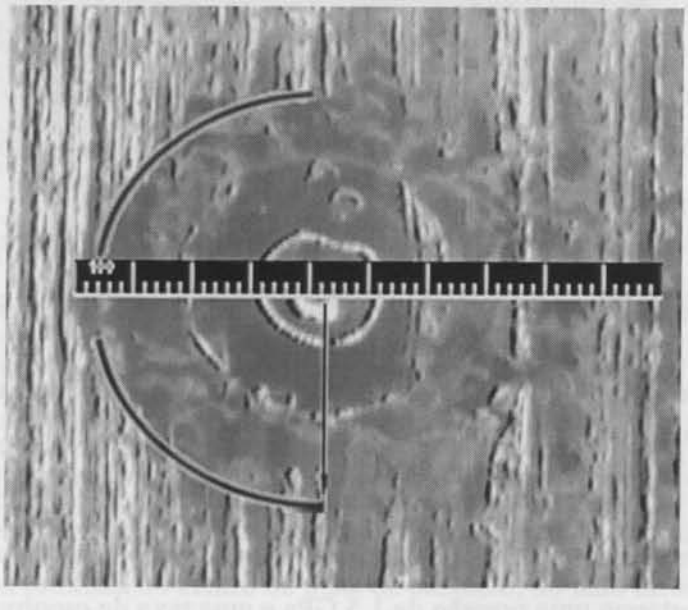


Figura 137 – Régua sobreposta à imagem de uma indentação artificial numa superfície de ADI.

Este processo tem a vantagem de ser simples e expedito mas pode ser afectado por alguns erros. Os mais significativos estão relacionados com a posição da objectiva relativamente à superfície do disco no momento da aquisição das imagens. A focagem deficiente pode conduzir à redução ou ampliação global da imagem da calote impressa na superfície e a perpendicularidade incorrecta da objectiva produz imagens em que a indentação e a ZAF respectiva surgem com forma ovalizada, ou seja, apresentam dimensões diferentes para cada direcção em que é sobreposta, a duas dimensões, a imagem da régua calibrada.

Outros critérios e processos para quantificar as ZAF podem ser utilizados tendo em vista maior ou menor rigor nessa medida (A. Duarte, por exemplo, quantificou a sua área superficial utilizando "software" de processamento de imagens [8]). No caso das superfícies estudadas no presente trabalho, e tendo em conta a sua irregularidade característica, optou-se pela estimativa dos diâmetros como forma de evitar contabilizar involuntariamente alguns efeitos causados pela elevada rugosidade superficial (que, por vezes, faz crescer as ZAF em direcções preferenciais), de forma que os valores apresentados são, necessariamente, aproximados.

4.7 Evolução do diâmetro das ZAF

Considerou-se que o diâmetro inicial de cada ZAF era coincidente com o diâmetro da cavidade correspondente à indentação artificial respectiva antes de se dar início ao ensaio.

A partir do momento que as ZAF se puderam identificar claramente nas superfícies, o seu diâmetro foi medido periodicamente, ao longo de cada ensaio. Verificou-se que o diâmetro de diferentes indentações presentes no mesmo disco evolui de forma muito semelhante. As poucas excepções correspondem a indentações que não se encontravam alinhadas com o centro da pista de contacto, como sucedeu com uma das indentações presentes no disco E.

Verificou-se também que o crescimento das ZAF, em termos do seu diâmetro, segue uma evolução idêntica em todos os testes efectuados.

A Figura 138 mostra a evolução do diâmetro das ZAF com o número de ciclos para o conjunto dos ensaios de discos estudados. Junto a cada curva são indicados a letra de referência do teste, o ADI ensaiado, e a pressão nominal de contacto, em GPa.

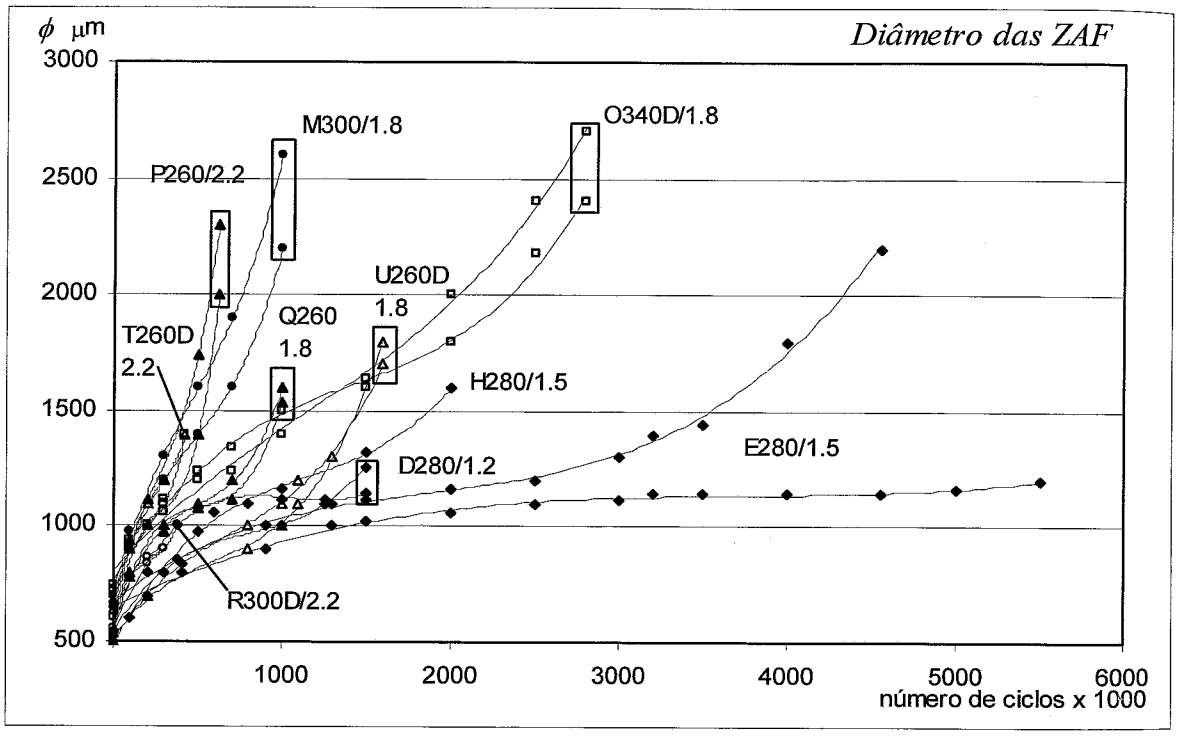


Figura 138 - Evolução do diâmetro das ZAF com o número de ciclos (junto a cada curva são indicados a letra de referência do teste, o ADI e a pressão nominal de contacto, em GPa).

O diâmetro das ZAF evoluíu de forma semelhante em todos os testes, em termos da sua velocidade de crescimento, em três etapas distintas:

1 - Crescimento rápido inicial, que se pode constatar ser sobretudo efeito da compressão e consequente deformação plástica e desgaste do rebordo em torno das indentações, com velocidade de crescimento decrescente;

2 - Fase intermédia de crescimento relativamente lento, onde o aumento do diâmetro das ZAF resulta sobretudo da acumulação de danos de fadiga de contacto;

3 - Fase final em que as ZAF aumentam cada vez mais rapidamente de tamanho e começa a ser evidente a degradação superficial por fadiga de contacto na restante superfície activa, provocando um aumento das vibrações em funcionamento e acelerando a propagação das fissuras presentes nas ZAF. No final desta fase, e apenas quando os ensaios não terminam entretanto devido à libertação de escamas de fadiga, as superfícies de contacto adquirem um aspecto semelhante ao das ZAF, confundindo-se com elas. Nessa altura a fadiga de superfície já se manifesta de forma generalizada em toda a pista de contacto.

A Figura 139 apresenta com mais detalhe a evolução do diâmetro das ZAF com o número de ciclos, separadamente, para os testes realizados à pressão de 1.8 GPa e para aqueles realizados à pressão de 2.2 GPa. As ZAF presentes no mesmo disco evoluem de forma muito semelhante e, entre as restantes, a evolução global é idêntica, apesar do número de ciclos poder ser substancialmente diferente em cada ensaio (notem-se as escalas diferentes de cada diagrama, e como as ZAF correspondentes aos testes realizados a 2.2 GPa crescem muito mais rapidamente).

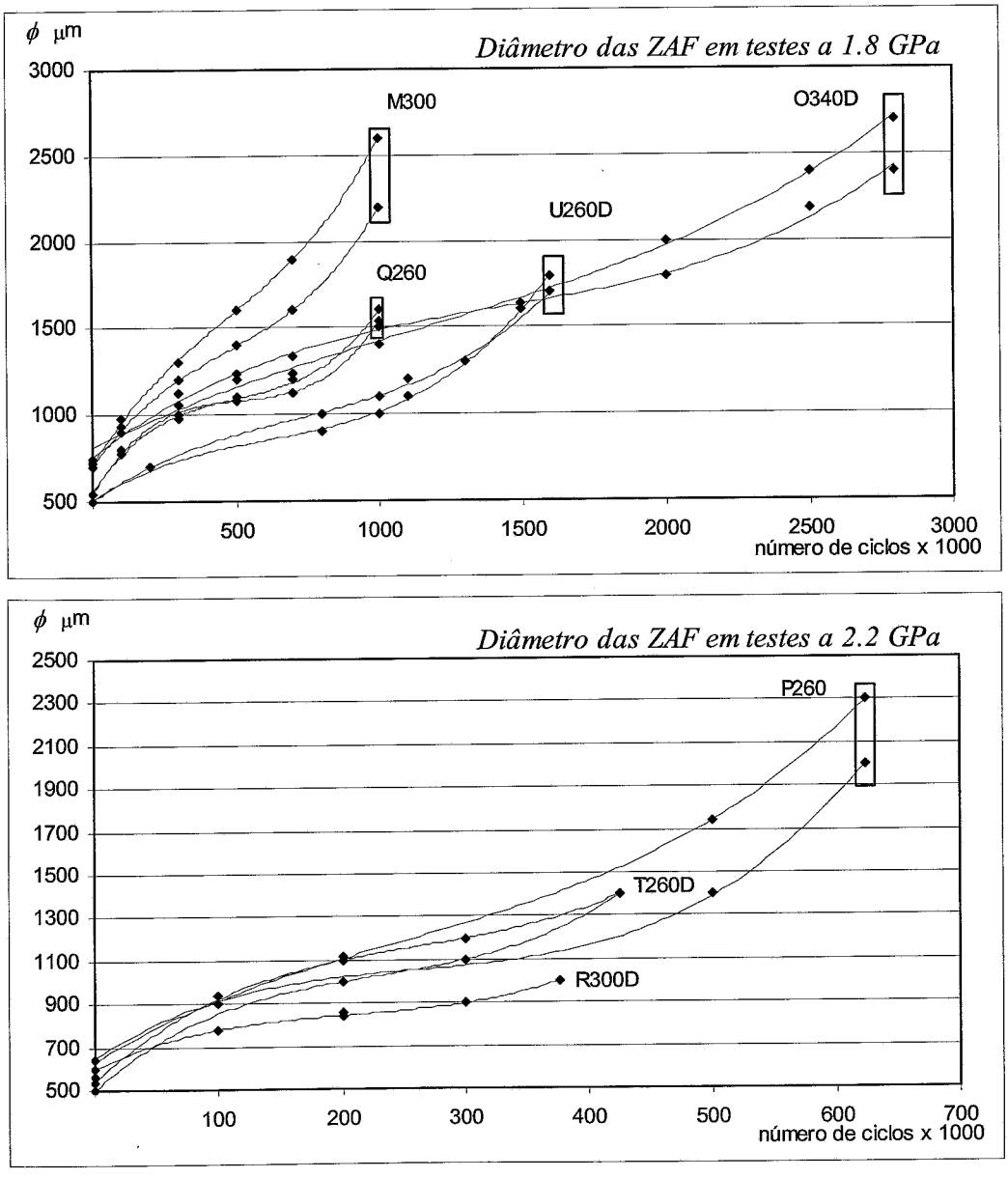


Figura 139 - Evolução do diâmetro das ZAF com o número de ciclos em testes realizados à pressão de contacto de 1.8 GPa (em cima) e de 2.2 GPa (em baixo).

Verificou-se que os diâmetros sucessivos de cada ZAF podem ser aproximados por curvas polinomiais de 3º grau, ao longo dos testes respectivos, sempre com correlação superior a 90%. Como o diâmetro da maioria das ZAF presentes em cada disco evoluíu de forma muito semelhante, considerou-se apenas uma curva de 3º grau para representar cada ensaio. Quando possível, esta foi calculada pela média das curvas correspondentes às indentações presentes nessa superfície. Nos casos restantes, considerou-se representativa a curva correspondente a apenas uma das indentações. Estes polinómios aproximam valores do diâmetro médio das ZAF em cada disco ($\varnothing$) correspondentes a diferentes números de ciclos (N), de acordo com a expressão (3) .

$$\varnothing = a_1 N^3 + a_2 N^2 + a_3 N + a_4 \qquad (3)$$

4.8 Evolução da Área Específica das ZAF

No início dos testes (quando o número de ciclos é nulo), os polinómios de 3º grau que aproximam os diâmetros das ZAF têm valores diferentes, correspondentes ao diâmetro inicial de cada indentação artificial ($\varnothing_0 \equiv a_4$), o que dificulta a comparação directa entre as funções. De modo a contornar este problema, definiu-se um parâmetro adimensional, a "Área Específica" (A_s), que é o quociente entre a área da ZAF num dado instante do teste (A) e seu valor inicial (A_0), de acordo com a expressão (4). É um parâmetro que contabiliza o crescimento da área das ZAF.

$$A_s = A / A_0 = \varnothing^2 / \varnothing_0{}^2 \qquad (4)$$

Para além de adimensionalizar os resultados, a utilização deste parâmetro permite apresentar todas as curvas de 3º grau a partir de uma origem comum, o ponto (0,1).

Desta forma, tornam-se mais claras as diferenças de comportamento entre as variedades de ADI ensaiadas e pode-se comparar com mais rigor o crescimento das ZAF.

As curvas correspondentes às áreas específicas calculadas (A_s) também são polinómios de terceiro grau, com a forma da expressão (5), em que N representa o número de ciclos cumprido pelas superfícies que contém a ZAF respectiva.

$$A_s = c_1 N^3 + c_2 N^2 + c_3 N + 1 \qquad (5)$$

Todos estes polinómios apresentam um ponto de inflexão, constantes c_1 e c_3 positivas e c_2 sempre negativa. Este ponto de inflexão corresponde ao início de uma fase em que a fadiga de contacto se torna o mecanismo de dano preponderante a actuar nas ZAF.

A Figura 140 mostra, em diagramas com escalas diferentes, a evolução das curvas correspondentes ao parâmetro A_s em cada ensaio de discos considerado.

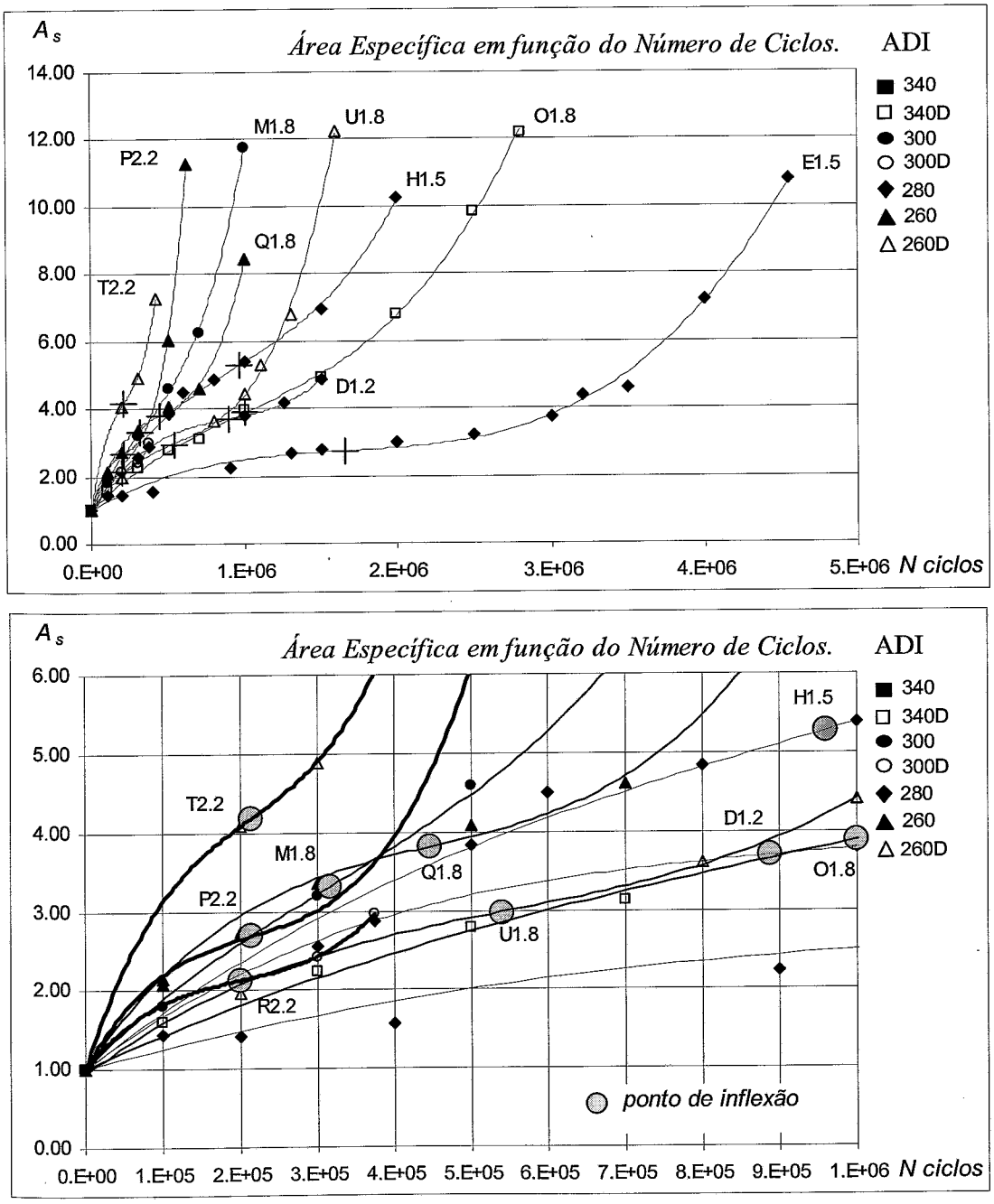


Figura 140 - Evolução da Área Específica das ZAF (A_s) com o número de ciclos.

A Tabela 13 apresenta as constantes dos polinómios que aproximam os valores da Área Específica e as coordenadas do ponto de inflexão de cada um (N_{inf}, As_{inf}).

Tabela 13 - Polinómios de 3º grau que aproximam a evolução da Área Específica.

Teste		p_0	p_0^2/σ_r	$A_s = c_1 N^3 + c_2 N^2 + c_3 N + 1$				*ponto de inflexão*	
ref.	ADI	GPa	GPa	$c_{1\ x10^{18}}$	$c_{2\ x10^{12}}$	$c_{3\ x10^{6}}$	R^2	$N_{inf\ x\ 1000}$	As_{inf}
R	300D	2.20	3.53	85.96	-51.77	12.54	1.000	201	2.13
T	260D	2.20	3.36	171.52	-109.93	30.51	1.000	214	4.17
P	260	2.20	2.98	107.70	-69.08	17.72	1.000	214	2.68
O	340D	1.80	2.49	0.80	-2.39	4.48	0.999	1001	3.89
M	300	1.80	2.26	13.83	-13.15	10.06	1.000	317	3.31
U	260D	1.80	2.25	6.06	-9.81	7.16	0.998	540	2.96
Q	260	1.80	1.99	20.05	-26.94	14.33	0.999	448	3.82
H	280	1.52	1.52	1.76	-5.06	7.70	0.995	960	5.28
E	280	1.50	1.48	0.30	-1.48	2.68	0.995	1651	2.73
D	280	1.21	0.96	2.75	-7.32	7.36	1.000	888	3.69

4.9 Velocidade de crescimento das ZAF

Os valores da Área Específica situados a partir do ponto de inflexão dos polinómios de 3º grau respectivos foram aproximados por funções exponenciais do tipo $A_s = p\ e^{\ q\ N}$, da forma que se mostra na Figura 141.

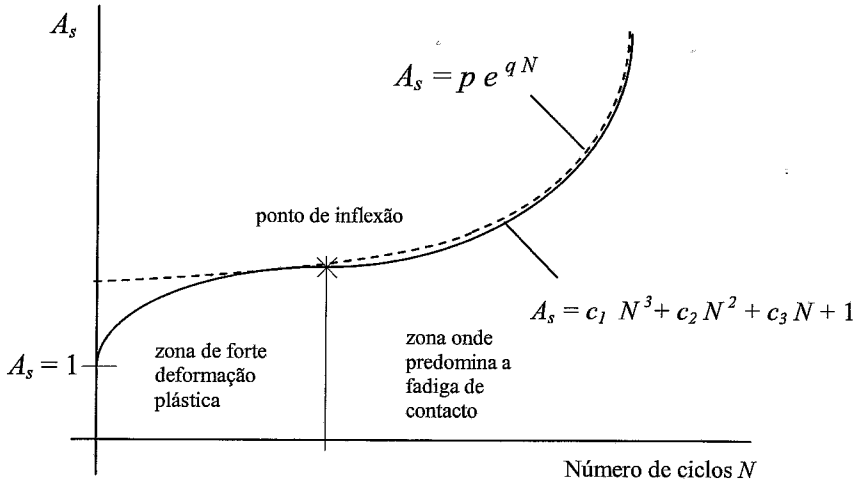


Figura 141 – Representação simultânea de um polinómio de 3º grau e de uma curva exponencial.

Desta forma, o crescimento da Área Específica das ZAF (A_s) com o número de ciclos (N) é dado pela expressão (6).

$$dA_s / dN = q\, p\, e^{q N} = q\, A_s \tag{6}$$

De uma forma mais geral, o crescimento das ZAF com o número de ciclos (N) poderia ser descrito em função de um "factor de dano" (Δk) dependente da própria Área Específica (A_s), de acordo com a expressão (7).

$$dA_s / dN = c\, A_s^{\,m} \tag{7}$$

A Tabela 14 mostra as constantes p e q correspondentes às curvas exponenciais utilizadas para aproximar os valores medidos da Área Específica a partir do ponto de inflexão dos polinómios respectivos, bem como as constantes c e m correspondentes à expressão (7), que aproximam o crescimento exponencial da Área Específica.

Tabela 14 - Constantes e correlações calculadas a partir das expressões (6) e (7).

Teste		p_0	p_0^2/σ_r	$A_s = p\, e^{q N}$			$dA_s/dN = c\, As^m$		
ref.	ADI	GPa	GPa	p	$q_{x\,10^{-7}}$	R^2	$c_{x\,10^{-7}}$	m	R^2
R	300D	2.20	3.53	2.2788	4.9621	0.978	19.1297	0.9397	0.9397
T	260D	2.20	3.36	1.1949	4.3508	0.891	26.8667	0.9785	0.9785
P	260	2.20	2.98	2.7702	6.4317	0.987	51.1207	1.0000	1.0000
O	340D	1.80	2.49	1.8052	18.4723	0.996	6.4995	0.9909	0.9909
M	300	1.80	2.26	1.9776	6.3864	0.991	18.6005	0.9960	0.9960
U	260D	1.80	2.25	0.4671	51.1207	1.000	15.8076	0.9829	0.9829
Q	260	1.80	1.99	1.7982	15.0365	0.939	16.6549	0.9395	0.9395
H	280	1.52	1.52	1.4654	18.1069	0.940	6.5957	0.9873	0.9873
E	280	1.50	1.48	2.3618	25.9239	0.978	5.1219	0.8910	0.8910
D	280	1.21	0.96	0.9911	15.3352	0.983	5.1188	0.9785	0.9785

Como se pode verificar, todas as curvas calculadas apresentam expoentes m muito próximos de 1, ou seja, são praticamente paralelas em gráficos logarítmicos, como mostra a Figura 142. Para as expressões adoptadas, o valor da constante c não interfere no coeficiente de correlação obtido (R^2 coincide com o valor da constante m que, numa evolução idealmente linear teria sempre o valor 1).

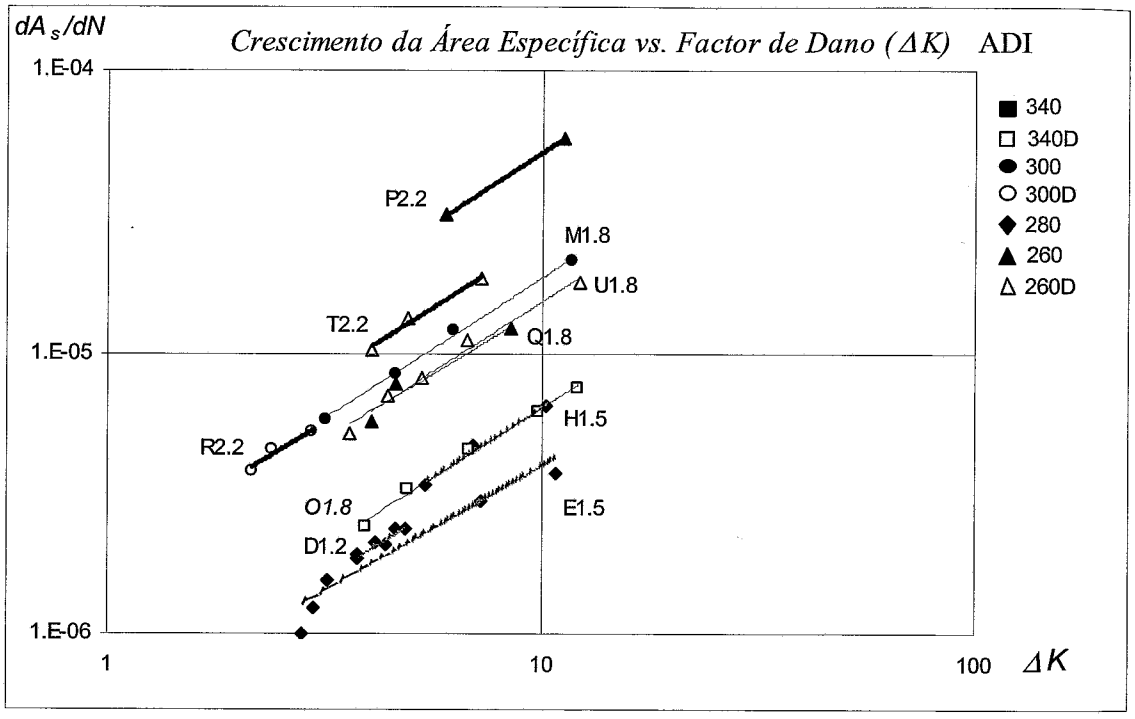


Figura 142 – Representação do crescimento das ZAF com o número de ciclos quando $\Delta k = A_s$.

Esta análise teve por base apenas os pontos situados a partir do ponto de inflexão dos polinómios de 3º grau que descrevem a variação da Área Específica das ZAF com o número de ciclos, pontos cujas coordenadas foram calculadas a partir do diâmetro das ZAF medidos ao longo dos ensaios.

À execepção do ensaio E, em que alguns valores se desviam ligeiramente da curva interpolante respectiva, a generalidade dos pontos adapta-se com grande linearidade às curvas calculadas. Assim, estes resultados mostram que o crescimento das ZAF varia linearmente com a própria Área Específica.

Às elevadas pressões de contacto correspondem as curvas com maior velocidade de crescimento das ZAF para um dado valor da àrea Específica correspondente.

Apesar de terem sido tentadas várias correlações, não foi possível determinar com clareza, e apenas a partir destes dados, a influência das propriedades dos materais sobre a velocidade de crescimento das ZAF com o número de ciclos.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS COM DISCOS

Verificaram-se respostas distintas por parte dos diferentes materiais, fazendo actuar diversos mecanismos de fadiga e modos de avaria, muitos dos quais dependeram da presença aleatória de defeitos no material de base. Neste sentido, estes resultados não são senão parcialmente comparáveis entre si, e não são em número suficiente para serem representativos da resistência à fadiga de contacto de cada um dos materiais ensaiados. No seu conjunto, permitem relacionar a pressão superficial e as diferentes avarias observadas nestes ADIs.

5.1 Influência da pressão de contacto

A pressão de contacto mostrou ser determinante para a evolução dos ensaios e estar na origem de algumas ocorrências características, como sejam:

1 - Geração de macro-fissuras superficiais junto a zonas menos resistentes da matriz (micro-rechupes e outros defeitos), criando zonas propícias ao desenvolvimento de fissuras sub-superficiais e à libertação de escamas de fadiga, fenómeno que tende a ocorrer em pequeno número de ciclos quando a pressão de contacto é elevada;

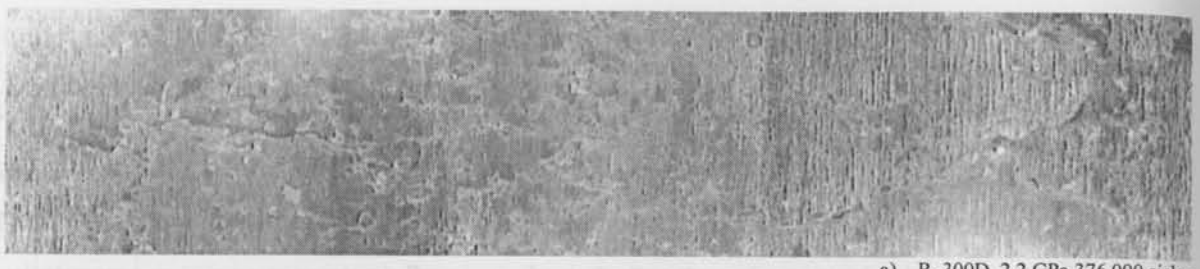
2 - Deformação plástica dos picos das rugosidades, formando zonas planas de pequena dimensão fortemente solicitadas no contacto e dando origem ao aparecimento de micro-fissuras superficiais ("pitting"), com eventual libertação de escamas de baixa profundidade, fenómeno que pode demorar alguns milhões de ciclos a deteriorar significativamente as pistas de contacto quando a pressão é moderada;

3 - Geração de micro-fissuras superficiais expondo nódulos de grafite, fenómeno que foi sempre observado nestes testes de discos, mas que nunca foi possível associar a qualquer avaria das superfícies;

5 - Concentração de microfissuras superficiais nas ZAF e alargamento progressivo dessas zonas em torno das indentações;

4 - Propagação de fissuras na sub-superfície Hertziana, efeito inevitável da solicitação cíclica, cuja severidade é directamente proporcional à pressão de contacto.

O número de ciclos concretizado em cada teste e o estado final das superfícies também mostrou ser directamente relacionável com a pressão de contacto. A Figura 143 mostra toda a largura das superfícies de contacto de alguns discos no final dos testes respectivos.



a) R, 300D, 2.2 GPa 376.000 ciclos.

b) R, 300D, 2.2 GPa 376.000 ciclos.

c) T, 260D, 2.2 GPa, 424.000 ciclos.

d) U, 260D, 1.8GPa, 2.100.000 ciclos.

e) Q, 340D, 1.8 GPa, 2.470.000 de ciclos.

Figura 143 – Imagens a toda a largura da pista de contacto dos discos (7 mm) no final dos testes.

O facto da pressão ser mais elevada no centro das pistas de contacto faz com que os efeitos da fadiga de contacto se façam sentir mais rápida e acentuadamente nessa zona, contrariamente às extremidades das superfícies activas, que mantêm visíveis muito tempo os riscos de maquinagem. Isto permite apreciar diferentes danos superficiais acumulados através da largura de cada disco, efeito que é bem visível nas imagens que apresenta a Figura 143.

A presença de macro-fissuras mostra-se relevante nas superfícies do ADI 300D - imagens *a)* e *b)* - apesar do reduzido número de ciclos cumprido.

As imagens do ADI260D - *c)* e *d)* - mostram superfícies muito semelhantes entre si, apesar do diferente número de ciclos correspondente, o que revela o forte efeito da pressão de contacto na acumulação de danos nas superfícies.

A largura da pista de contacto danificada por fadiga aumenta com o número de ciclos, situação que corresponde à diminuição progressiva da curvatura transversal dos discos esféricos e que é mais acelerada nos materiais mais dúcteis, como se pode ver comparando as duas imagens inferiores da Figura 143 - *d)* e *e)*. O aspecto diferente das superfícies depende sobretudo dos materiais em questão, que exibem propriedades mecânicas opostas, sendo o ADI260D um material muito duro e resistente, enquanto o ADI340D é bastante mais dúctil e menos resistente à tracção.

Também nestas imagens se pode ver como as indentações artificiais concentram em torno de si zonas da superfície onde proliferam as micro-fissuras. A influência da presença destas indentações pode ser negligenciável quando a superfície se encontra já muito danificada, como sucede com a que se mostra na Figura 143 *e)*.

5.2 Macro-fissuras superficiais

Grandes fissuras que se tornaram visíveis nas superfícies após os primeiros ciclos dos ensaios estiveram na origem das avarias que ocorreram na maioria dos testes efectuados com elevada pressão de contacto (em que $p_o^2/\sigma_r > 2.25$).

Estas fissuras foram muitas vezes detectadas de forma isolada (uma ou duas num dado disco) mesmo em condições de rolamento puro. Estão quase sempre associadas a defeitos existentes na matriz metálica, muitas vezes resultantes do processo de fundição (micro-rechupes, porosidades, distribuição anómala dos nódulos de grafite e outros). São

BIBLIOTECA F.E. PORTO

fissuras facilmente visíveis a olho nú (pequenas marcas vivas nas superfícies) e, quando detectadas muito cedo, têm o aspecto que se mostra na Figura 144.

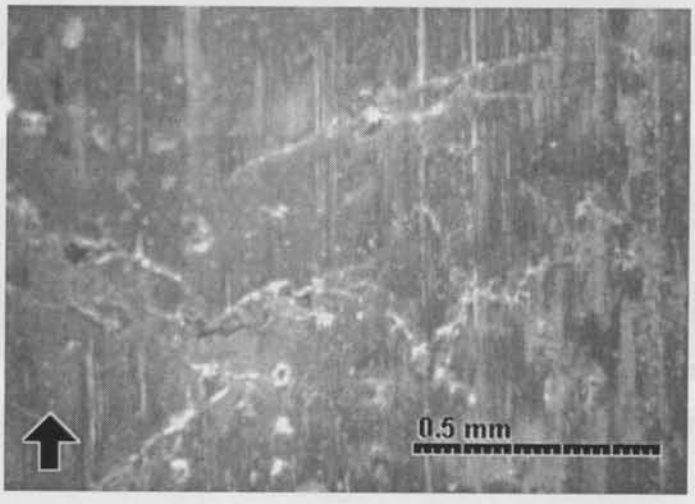


Figura 144 – Macro-fissuras na superfície do disco B após 10.000 ciclos em rolamento puro.

Verificou-se que valores elevados da pressão de contacto estão na origem destas fissuras. Quando o parâmetro p_o^2/σ_r foi elevado (>2.25) assistiu-se invariavelmente ao aparecimento de macro-fissuras superficiais, ao desenvolvimento de fissuras sub-superficiais, e à posterior libertação de grandes escamas de fadiga. Sendo estes defeitos praticamente inevitáveis, este mecanismo de fadiga torna-se característico nos ADIs submetidos a pressões elevadas, sendo o número de ciclos cumprido até a avaria uma medida da capacidade do ADI em retardar a propagação de macro-fissuras. Este mecanismo não é o mesmo que actua ao nível das superfícies submetidas a pressões menos elevadas ($p_o^2/\sigma_r < 2$, por exemplo), onde os danos tendem a acumular-se através da formação de micro cavidades e micro-fissuras superficiais ("pitting").

Constatou-se que os ensaios em que não foram precocemente detectadas macrofissuras superficiais foram sempre aqueles que conduziram aos melhores resultados, em termos do número de ciclos concretizado, isto relativamente aos outros testes efectuados em condições semelhantes.

5.3 O "pitting" no ADI

Para pressões de contacto relativamente moderadas, que nos casos estudados se situam, de uma forma geral, abaixo de 1.5 GPa, (o modo de deterioração das superfícies é algo semelhante ao "pitting" que ocorre nas superfícies de aços endurecidos superficialmente. Nestas condições, a avaria das superfícies de ADI é retardada durante longos períodos, durante os quais ocorre a deformação e acomodação da camada superficial.

Numa primeira fase, a deformação plástica das rugosidades mais salientes das superfícies forma bandas ou pequenas plataformas lisas de sustentação da carga, que surgem com o aspecto de manchas escuras A Figura 145 mostra zonas deformadas plasticamente que tendem a encobrir os riscos originais resultantes da rectificação das superfícies.

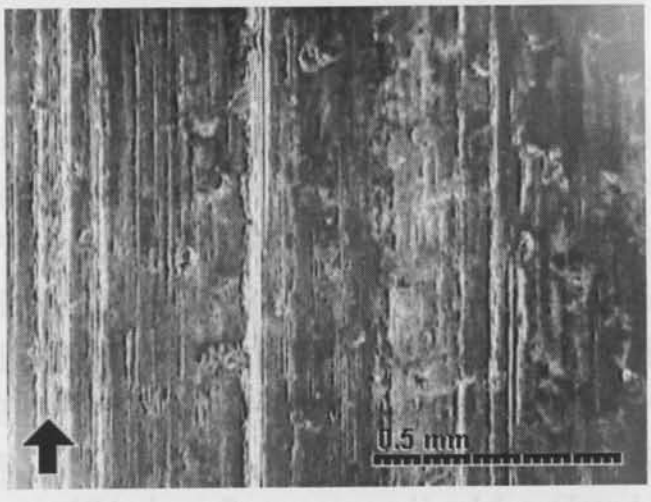


Figura 145 – Aspecto do centro da pista de contacto do disco F após 500.000 ciclos.

Quando esta zonas se encontram já bastante compactadas, o aspecto das superfícies torna-se mais uniforme e liso, e a transição entre essas zonas surge com o aspecto de pequenas fissuras superficiais, na maioria dos casos visíveis transversalmente em relação ao sentido do escorregamento. Posteriormente, assiste-se ao gradual arrancamento de algumas dessas zonas fortemente encruadas, fenómeno que tende a evoluir de forma crescente, auxiliado pelas elevadas tensões de corte instaladas imediatamente abaixo da superfície (neste caso na base destes "grãos" ou "plataformas").

A Figura 146 mostra uma imagem que ilustra este estado das superfícies. Vêem-se pequenas crateras associadas a estas descontinuidades e, do lado superior esquerdo, uma zona

onde a coalescência destas crateras já resultou numa cavidade de baixa profundidade mas com dimensões consideráveis.

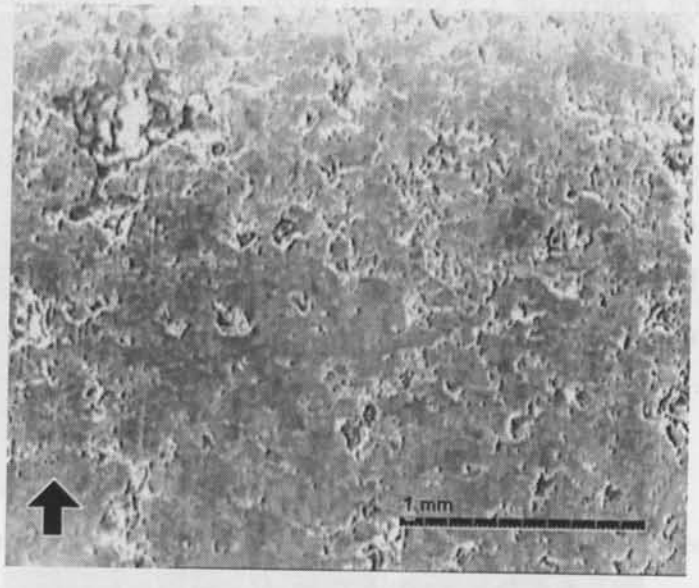


Figura 146 - Superfície do disco Q (ADI260D) após 2.470.000 ciclos.

A forma como os danos se acumulam nas superfícies de ADI depende em larga escala da facilidade com que a camada superficial é deformada sob o efeito da pressão e do escorregamento. É provável que ocorra a formação de martensite em muitas variantes de ADI, o que contribui para que o arrancamento destas micro-escamas se assemelhe, em certa medida, ao "pitting" ou ao "microspalling" das superfícies endurecidas dos aços. Rigorosamente, não é nenhum deles, já que as superfícies de ADI apresentam uma morfologia consideravelmente diferente da dos aços depois de submetidas a solicitações de contacto.

A presença de cavidades de nódulos de grafite está na origem da irregularidade característica das superfícies de ADI, promovendo uma distribuição de carga pouco uniforme e a consequente formação de zonas particularmente solicitadas no contacto. Estas, que tendem a adquirir um aspecto compacto e liso, acabam por se fragmentar após elevado número de ciclos de solicitação, libertando pequenas partículas, num processo idêntico ao "microspalling". A pressão do óleo e o efeito do escorregamento são factores que podem influir de diferentes formas neste processo.

Nos ADIs ensaiados, o "pitting" desenvolveu-se ao longo de vários milhares de ciclos, conduzindo a vidas relativamente longas quando comparadas com aquelas que correspondem aos ensaios em que a avaria foi a formação de crateras de fadiga ("spalling").

5.4 As Zonas Afectadas por Fadiga (ZAF)

As indentações resultantes do processo de medição de dureza Rockwell C mostraram ser bem reprodutíveis nos ADIs ensaiados e apresentam uma geometria superficial circular uniforme, com um rebordo saliente em torno da incisão provocada pelo penetrador cónico. A carga de 150 kgf mostrou-se adequada às dimensões pretendidas para as indentações. Estas incisões são bastante pequenas relativamente à área teórica de contacto e não interferem no funcionamento dos discos. As indentações geradas nas superfícies dos diferentes ADIs apresentam diâmetros aproximadamente entre 500 e 700 μm.

O material deslocado em torno das indentações é rapidamente comprimido durante os primeiros ciclos de solicitação das superfícies, deformando-se plasticamente numa zona de formato aproximadamente circular em torno dessas indentações. A presença deste material deformado age como concentrador de tensões no contacto e activa localmente mecanismos de dano que actuam ao nível das superfícies e das sub-superfícies, dando origem à iniciação ou à propagação de fissuras. Este material sofre desgaste acentuado durante as fases iniciais dos ensaios, sobretudo quando o contacto é feito com escorregamento.

As fissuras superficiais de fadiga surgem mais cedo nas ZAF que nas restantes superfícies de trabalho. Com o decorrer dos testes, as ZAF aumentam de tamanho até que, a determinada altura, torna-se impossível distinguir o seu contorno, isto é, as ZAF confundem-se com a restante superfície de trabalho dos discos, já que esta também vai sendo gradualmente danificada e acaba por adquirir um aspecto semelhante.

Quando as indentações se encontram desalinhadas com o centro da pista de contacto, onde a pressão é mais elevada, o crescimento das ZAF tende a ocorrer predominantemente nessa direcção.

Quando a taxa de escorregamento e a pressão são elevadas, as ZAF podem deixar de se distinguir na superfície após relativamente poucos ciclos de solicitação, porque o rebordo em torno das indentações é rapidamente deformado plasticamente ou removido por desgaste, devido ao contacto entre sólidos em rolamento com escorregamento.

5.4.1 O crescimento das ZAF

Nas fases iniciais dos testes assiste-se a um crescimento rápido dos diâmetros das ZAF, que é sobretudo fruto da elevada deformação plástica e do desgaste do rebordo das indentações artificiais. Inicialmente este crescimento diminui de velocidade com o decurso do ensaio. A partir de certa altura (que, nos testes realizados, se prolongou até cerca de um milhão de ciclos) a velocidade de crescimento das ZAF volta a aumentar. A partir dessa altura a Área Específica das ZAF tende a evoluir exponencialmente, ao mesmo tempo que toda a pista de contacto se degrada e passa apresentar "pitting". Eventualmente as ZAF deixam de se distinguir das restantes pistas de trabalho muito antes do fim do ensaio.

O parâmetro Área Específica (A_s) permitiu descrever de forma adimensional o crescimento da área das ZAF, tendo por base a medição dos diâmetros dessas zonas ao longo dos ensaios. Esses diâmetros resultam de estimativas, já que as ZAF não são exactamente circulares. Apesar disso, foi possível estabelecer tendências comuns ao crescimento de todas essas zonas, tendo por base os valores de A_s:

1 - A Área Específica evolui com o número de ciclos de forma aproximável por curvas de 3º grau, sempre crescentes, e com um ponto de inflexão a menos e metade do seu domínio;

2 - O ponto de inflexão destas curvas tende a ocorrer tanto mais cedo quanto mais elevada é a pressão de contacto. Nos ensaios efectuados, a maioria dos pontos de inflexão registou-se antes de 1 milhão de ciclos e, nessa altura, A_s variava entre 2 e 5, aproximadamente.

3 - Após o ponto de inflexão, a evolução de A_s é exponencial, podendo ser aproximada por curvas do tipo $A_s = p\, e^{q\,N}$.

4 - Após o ponto de inflexão, a velocidade de crescimento das ZAF varia linearmente com a sua própria Área Específica.

Na maioria dos testes deixou de ser possível distinguir as ZAF sobre as superfícies de trabalho quando o valor de A_s se situava entre 8 e 12. De uma forma geral, todas as pistas de contacto já se encontravam repletas de "pitting" quando as ZAF atingiram valores de A_s próximos de 12. Alguns testes prosseguiram para além dessa altura, já que as vibrações na máquina de discos eram ainda toleráveis, apesar do estado mais ou menos degradado das superfícies.

5.4.2 A abcissa do ponto de inflexão

A abcissa do ponto de inflexão de cada curva de A_s (N_{inf}) reflecte uma mudança na tendência de crescimento da(s) ZAF respectiva(s) e pode ser relacionada com o número de ciclos necessário para que o "pitting" se generalize em toda a superfície de contacto ($N_{pit.}$). Neste estudo, os valores de N_{pit} considerados coincidem com o número de ciclos a que foi capturada a última imagem em que as ZAF se distinguem da restante superfície.

A Figura 147 mostra esses dois parâmetros e as correlações obtidas apenas para os ensaios em que o "pitting" se generalizou (diagrama da esquerda) e também incluindo os testes em que se libertaram grandes escamas de fadiga antes da generalização do "pitting" (diagrama da direita, em que foram adicionados os testes R, P e T).

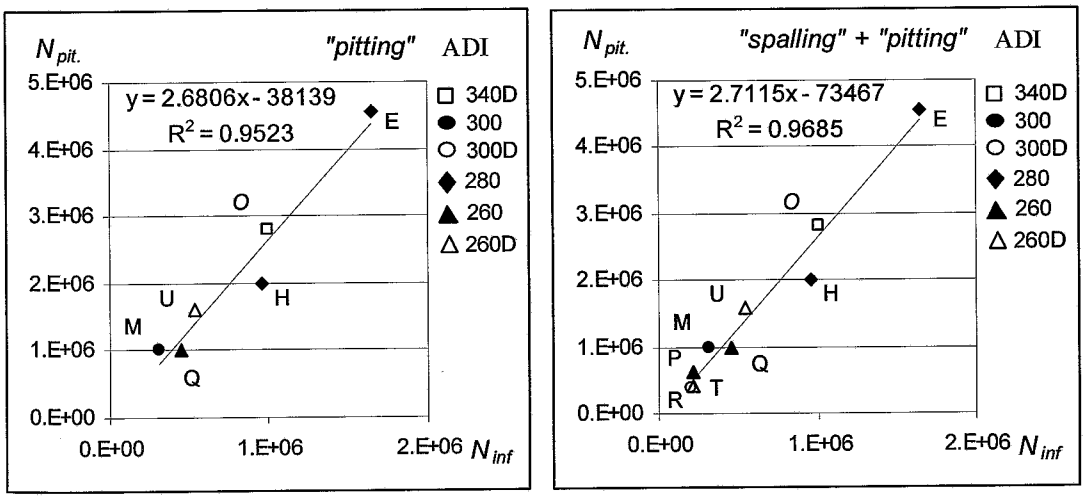


Figura 147 - Correlações entre a abcissa do ponto de inflexão e o número de ciclos até à generalização do "pitting" (ou até a avaria das superfícies por "spalling").

Os coeficientes de correlação apresentados mostram que a posição do ponto de inflexão dos polinómios que aproximam as Áreas Específicas se pode relacionar com bastante confiança com o número de ciclos necessário para que as superfícies se encontrem danificadas por "pitting" ao ponto das ZAF se tornarem indistintas, isto para o conjunto dos ensaios considerados. A inclusão de testes que terminaram por "spalling" ao fim de pequeno número de ciclos melhora ainda a correlação obtida (diagrama da direita), facto que não é alheio à influência da elevada pressão de contacto quer sobre o rápido crescimento das ZAF quer sobre a diminuição da vida útil das superfícies.

A abcissa do ponto de inflexão (N_{inf}) também se pode relacionar com a extensão total dos ensaios realizados (N_{final}), e adapta-se a uma correlação logarítmica, conforme se mostra na Figura 148. Para esta análise foram excluidos o teste D, que foi suspenso, e o teste E, que foi prolongado apesar do elevado nível de vibrações em funcionamento (a inclusão deste teste baixa apenas ligeiramente o coeficiente de correlação apresentado).

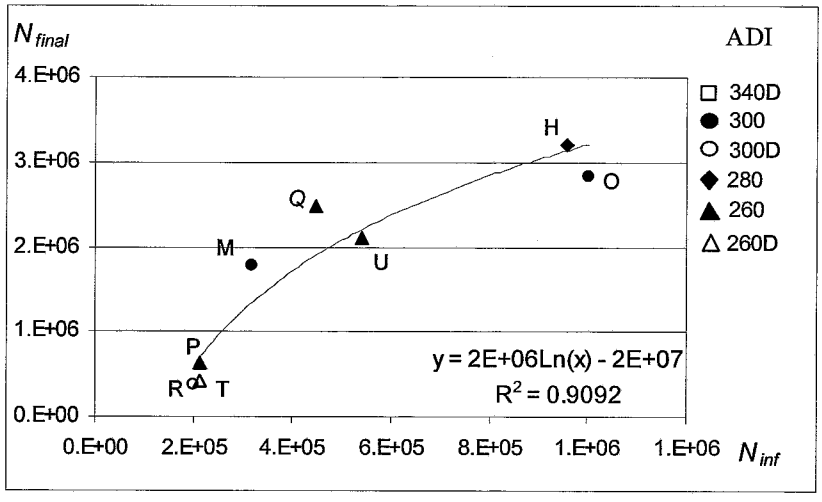


Figura 148 - Correlações entre a abcissa do ponto de inflexão e o número de ciclos até ao final dos ensaios.

Obviamente, estas correlações só são válidas para este conjunto de testes, não sendo apresentadas com carácter generalista. Apesar disso, permitem perceber uma relação clara entre a evolução da Area Específica das ZAF e a duração dos ensaios realizados, válida para diferentes ADIs e pressões de contacto, que pode ser estabelecida através da abcissa do ponto de inflexão das curvas de 3º grau.

5.4.3 Área Específica = 5

Como se verificou que o "pitting" se generalizou nas superfícies destes ADIs quando a Área Específica atingia valores entre 8 e 12, procurou-se estabelecer uma relação entre o número de ciclos para o qual as ZAF atinjem determinado valor de A_s e o número de ciclos que decorreu até ao final dos ensaios.

Este estudo foi realizado para diferentes valores de A_s. Como seria de esperar, quanto mais alto foi o valor considerado, maior foi a correlação obtida. Por outro lado, tem interesse

considerar um valor baixo de A_s, que se possa atingir durante um número relativamente pequeno de ciclos, de forma a poder usar este parâmetro como indicador da evolução do ensaio. Assim, o número de ciclos necessário para que a Área Específica fosse igual 5 ($N_{As=5}$) foi relacionado com o número de ciclos decorrido até ao final de cada ensaio (N_{final}). Foram considerados todos os ensaios que terminaram com avarias de superfície, como mostra o diagrama do lado esquerdo da Figura 149. Para este conjunto de resultados, a linearidade da relação $N_{final}/N_{As=5}$ é muito prejudicada se o teste E for excluido ($R^2 = 0.568$).

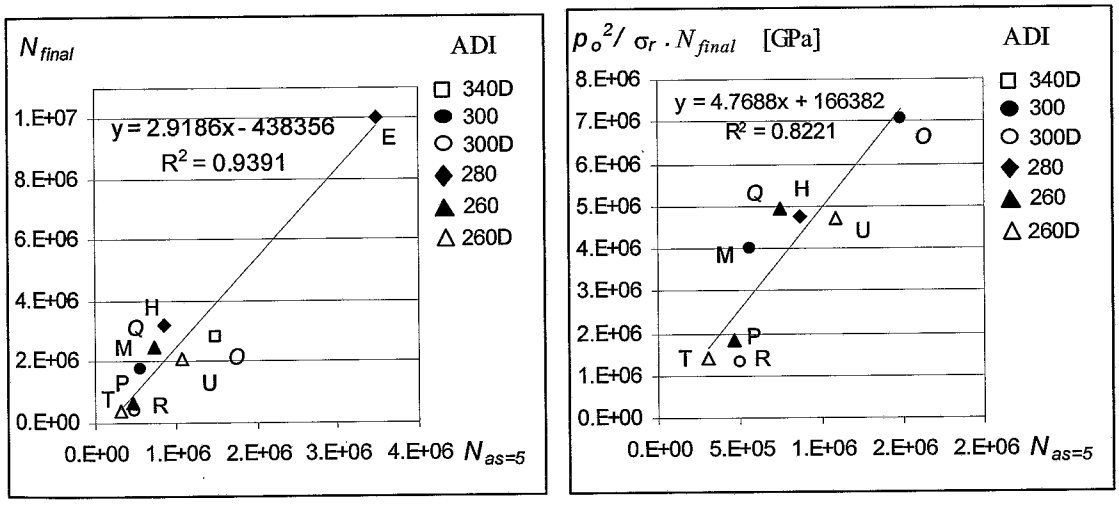


Figura 149 - Correlações entre o número de ciclos para $A_s = 5$ e o número de ciclos até ao final dos ensaios (e com alguns parâmetros dos ensaios e dos materiais).

O diagrama do lado direito da Figura 149, em que o teste E foi excluido do conjunto de resultados, mostra a influência do factor p_0^2/σ_r. Se o ensaio E fosse considerado, o coeficiente de correlação obtido seria $R^2 = 0.9587$.

A utilização do factor p_0^2/σ_r mostrou melhorar esta correlação para qualquer valor de A_s considerado, aproximando os resultados dos diferentes ensaios e revelando a influência de dois parâmetros fundamentais: a pressão de contacto e a resistência à tracção dos ADIs.

Apesar destas tendências estarem muito limitadas pelo número restrito de ensaios a partir do qual foram calculadas, este estudo mostra que o número de ciclos que uma ZAF necessita para atingir determinado valor de A_s pode ser usado, com alguma margem de erro, na previsão do número de ciclos que decorrerão até suceder uma avaria das superfícies.

6 CONCLUSÕES

6.1 Relação entre as avarias e a pressão de contacto

Os ADIs ensaiados apresentaram dois modos fundamentais e distintos de avaria. Quando a pressão de contacto foi superior a 1.8 GPa, formaram-se uma ou mais grandes crateras de fadiga ("spalling"). Quando a pressão de contacto foi inferior a 1.8 GPa, as superfícies degradaram-se lentamente, passando a apresentar muitas cavidades de pequena dimensão ("pitting"). Nos testes a 1.8 GPa registaram-se os dois tipos de avaria, tendo os testes dos ADIs mais duros terminado por "pitting" (ADIs 260) e os restantes por "spalling".

O parâmetro p_0^2/σ_r permite separar claramente os materiais e os testes respectivos em função do tipo de avaria. Assim, o "spalling" foi a avaria predominante quando $p_0^2/\sigma_r > 2.25$. Já quando $p_0^2/\sigma_r < 2.26$, foi o "pitting" a forma preponderante de avaria. Valores de $p_0^2/\sigma_r = 0.96$ não conduziram a avarias nem a danos superficiais significativos, durante mais de um milhão de ciclos, em testes realizados a 1.2 GPa.

6.2 Resistência dos diferentes ADIs

Os ADIs 260, nas suas variantes de tratamento simples e duplo, e o ADI280 foram os que melhor suportaram as condições de funcionamento impostas às superfícies nestes ensaios realizados com discos. Esta conclusão baseia-se quer nos resultados absolutos, em termos do número de ciclos concretizado, quer na análise das avarias que ocorreram em cada teste.

Os ADIs 300 e 340 revelaram desempenhos contraditórios nos ensaios a 2.2GPa e a 1.8 GPa. De uma forma geral, estes materiais suportaram mal as pressões muito elevadas, sendo o seu desempenho relativamente favorecido com o abaixamento da pressão.

Os testes do ADI340 e do ADI340D a 1.8 GPa podem ser considerados resultados "anormais" relativamente aos restantes. Nesta gama de temperaturas de tratamento de austêmpera (300 a 340°C), o material 300D aparentou ser o que melhor suportou os ensaios de fadiga.

De uma forma geral, os tratamentos duplos melhoraram a resistência à fadiga de contacto dos materiais ao proporcionarem maior dureza às superfícies. No entanto, foi notória a influência desta forma de tratamento no abaixamento da ductilidade dos ADIs. Este pode ser um factor negativo, quando se tem em vista a produção de engrenagens de ADI, se a

fragilização da matriz metálica contribuir para uma baixa resistência à flexão na base dos seus dentes.

6.3 As indentações artificiais

A utilização de indentações artificiais é uma técnica que mostrou ser capaz de fornecer indicadores válidos sobre a evolução das superfícies, tendo sido possível relacionar esses indicadores com o resultado dos ensaios realizados com discos de ADI.

O ensaio de dureza Rocwell C (150 kgf) mostrou-se capaz de produzir indentações muito semelhantes em todos os discos ensaiados. Estas indentações formam um rebordo circular saliente que promove a formação de uma zona superficial bem distinta logo após os primeiros ciclos de carga.

A presença de indentações artificiais nas superfícies permitiu, ao fim de relativamente poucos ciclos de solicitação, observar o desenvolvimento localizado de fadiga superficial, já que se formaram zonas particularmente afectadas por fadiga (ZAF) em redor das indentações. A comparação das ZAF em diferentes superfícies auxiliou a distinção entre os materiais, e os danos localmente acumulados permitiram antever o estado das superfícies após longos ciclos de solicitação (as ZAF apresentam já diversas micro-fissuras ou micro-cavidades ("pitting") enquanto as restantes superfícies de trabalho se mantêm praticamente inalteradas). Constatou-se também que, após elevado número de ciclos (depois da generalização do "pitting") as ZAF deixam de se distinguir da restante superfície activa.

6.3.1 Quantificação das ZAF

Mostrou-se que o parâmetro Área Específica (A_s) pode representar o crescimento da área das ZAF, que a sua evolução pode ser aproximada por curvas polinomiais de 3º grau, e que estas curvas, a partir do ponto de inflexão, podem ser aproximadas por curvas exponenciais.

Mostrou-se que a quantificação do crescimento das ZAF feita a partir dos valores da Área Específica através dos pontos de inflexão dos polinómios de 3º grau pode fornecer bons indicadores para a previsão do número de ciclos necessário para que toda a superfície se

encontre afectada por "pitting", ou que ocorra outra avaria de fadiga, como a libertação de grandes escamas.

Estes indicadores mostraram relacionar-se bem com a extensão de cada um dos ensaios efectuados. As relações obtidas mostraram-se particularmente válidas quando o modo de avaria é o "pitting", já que a formação de grandes crateras de fadiga pode suceder muito antes de este se generalizar nas superfícies, sobretudo quando a pressão de contacto é elevada. No entanto, o crescimento das ZAF é muito dependente da pressão de contacto, pelo que, de uma forma geral, o seu rápido crescimento também coincidiu sempre com pequeno número de ciclos cumprido pelas superfícies activas dos discos até à formação de uma cratera de fadiga.

6.3.2 Relação entre o crescimento das ZAF e as propriedades dos ADIs

Não foi possível determinar com exactidão a influência das diferentes propriedades mecânicas destes ADIs sobre a velocidade de crescimento das ZAF ao longo dos testes.

A tendência global apontou para crescimentos mais rápidos das ZAF nos materiais mais duros e resistentes, mas essa velocidade de crescimento mostrou ser fundamentalmente dependente da pressão de contacto. De uma forma geral, concluiu-se que a tensão de ruptura dos ADIs é a sua propriedade mecânica que melhor pode ser relacionada com a velocidade de crescimento das ZAF nos diferentes testes realizados, e também aquela que melhor se pode relacionar com a resistência à fadiga de contacto destes ADIs, em termos de número de ciclos concretizado até ao final dos ensaios.

CAPÍTULO VI

ENSAIOS COM ENGRENAGENS DE ADI

Sumário:

Neste capítulo estuda-se a geometria dos dentes das engrenagens do tipo FZG-A e FZG-C e analisam-se as condições de contacto ao longo da linha de engrenamento. Referem-se as principais características da máquina FZG para ensaios com engrenagens.

São mencionados ensaios de gripagem anteriormente realizados com engrenagens do tipo FZG-A e são apresentados os ensaios realizados com engrenagens FZG-C. Todas as engrenagens foram fabricadas a partir do mesmo ferro nodular. Cada par roda-pinhão foi austemperado com ciclos térmicos diferentes, dando origem a ADIs distintos, com diferentes propriedades mecânicas.

São discutidos os resultados obtidos em termos da resistência à fadiga de contacto e à gripagem das engrenagens ensaiadas. Estes resultados são relacionados com as solicitações impostas às superfícies dos dentes das engrenagens, durante os ensaios, e com as propriedades mecânicas dos diferentes ADIs ensaiados.

1 INTRODUÇÃO

A utilização de engrenagens ocorre desde a antiguidade, sendo um dos mecanismos fundamentais de transmissão de potência usados pela humanidade. Vestígios da tecnologia empregue nas engrenagens mais primitivas podem ainda hoje ser encontrados em maquinismos de origem árabe, nomeadamente em engenhos de extracção de água do solo e noutros muito usados durante toda a idade média no ocidente, hoje património arqueológico. Leonardo da Vinci esboçou engrenagens revolucionárias para a sua época, mas a forma em que hoje são utilizadas deve-se, sobretudo, ao contributo do matemático Leonhard Euler, que, em meados do século XVIII, propôs o perfil em evolvente de círculo (involuta) como geometria para o dentado destes componentes [77].

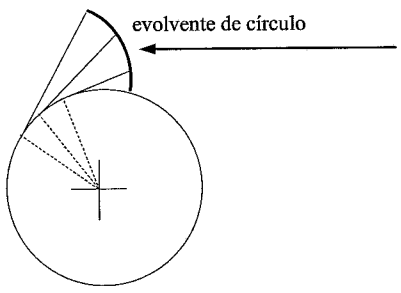


Figura 150 – Aspecto da geração de uma evolvente de círculo.

Durante o século XX o domínio tecnológico de processamento de materiais e o desenvolvimento dos lubrificantes permitiram a concepção de engrenagens de elevada "performance", capazes de transmitir binários elevados mesmo quando operam a grande velocidade (por exemplo, 4500 Nm e 8000 rpm, respectivamente [78]).

O desenvolvimento do perfil geométrico proposto por Euler tem sido permanente, sendo as engrenagens actuais fabricadas de forma substancialmente diferente do modelo de base. A utilização de engrenagens de dentado helicoidal veio também proporcionar a construção de caixas de velocidades e de sistemas de transmissão de movimento verdadeiramente inovadores, com vantagens evidentes do ponto de vista das aplicações.

As engrenagens transmitem movimentos com grande precisão angular, sendo imprescindíveis em grande número de máquinas. Permitem a transmissão de movimento entre eixos com diferente orientação espacial relativa, como os sistemas roda de coroa / parafuso sem-fim (que possuem eixos perpendiculares) e as engrenagens hipóides (com eixos não-coplanares), por exemplo.

2 CONTACTO ENTRE DENTES DE ENGRENAGENS

2.1 Linha de engrenamento

As engrenagens mais comuns são constituídas por dois cilindros ou troncos de cone que contactam entre si e transmitem movimento de rotação. Para evitar o escorregamento entre os cilindros, estes possuem dentes superficiais que "engrenam" durante o movimento, transformando-se em "rodas dentadas". A potência é transferida através do contacto entre as superfícies dos dentes da "roda" e do "pinhão". Numa engrenagem, "pinhão" é a roda dentada de menor diâmetro, e podem estar "engrenados" (em contacto) um ou mais dentes em simultâneo.

Durante os instantes de contacto variam a velocidade relativa das superfícies, a sua geometria e a força normal que lhes é aplicada, determinando a pressão no interior do contacto e influindo sobre a formação da película lubrificante durante o engrenamento. A acumulação de danos superficiais resulta da conjugação destes factores, que têm por base a potência transmitida, a geometria das engrenagens e as propriedades dos materiais e dos lubrificantes, para além do número acumulado de ciclos de solicitação.

Qualquer que seja o ponto de contacto entre dois dentes, as superfícies activas apresentam sempre normais paralelas (perpendiculares ao plano de contacto tangente a ambas as superfícies). Para que tal seja possível, os dentes da roda e do pinhão têm uma geometria dependente entre si, isto é, uma vez definida a geometria do pinhão, por exemplo, esta determina a geometria da roda conjugada.

Os círculos primitivos do pinhão e da roda são correspondentes aos diâmetros de dois discos que rolam sem escorregamento, como se mostra na Figura 151.

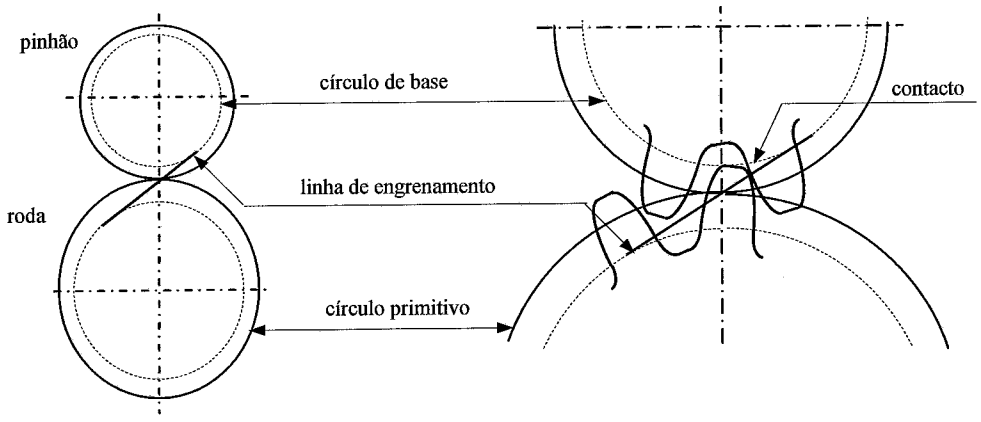


Figura 151 - Cinemática básica do engrenamento.

No caso das engrenagens paralelas de dentado recto, o contacto ocorre na forma de um rectângulo estreito que atravessa todo o flanco dos dentes, como mostra a Figura 152.

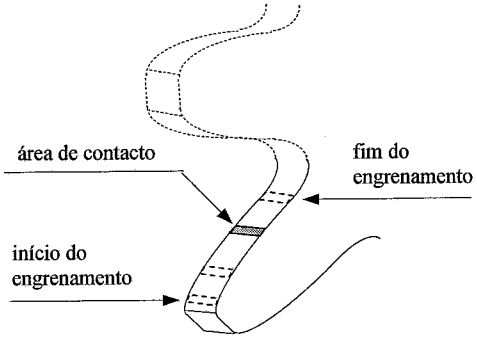


Figura 152 - Sucessivas posições da área de contacto entre os dentes de uma engrenagem ao longo de um flanco activo de um dente recto.

Chama-se "mandante" à roda dentada que impõe o movimento, sendo a outra roda a "mandada". Durante o engrenamento, o contacto progride desde o topo até à base de cada dente (nas rodas mandadas, e vice-versa nas mandantes), dando origem à "linha de engrenamento". O somatório espacial das suas sucessivas posições assume a forma de um rectângulo contido num plano tangente aos "círculos de base" da roda e do pinhão.

Definem-se vários pontos característicos sobre a linha de engrenamento, conforme se mostra na Figura 153.

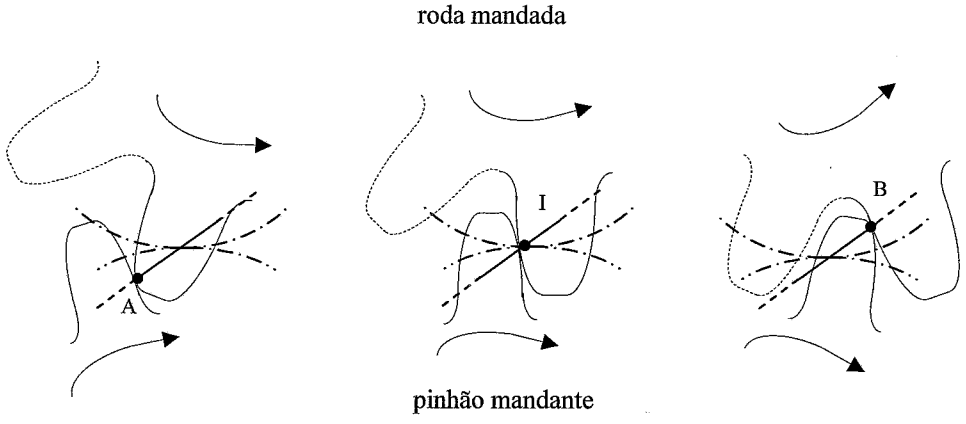


Figura 153 – Pontos característicos sobre a linha de engrenamento.

O início do engrenamento (A) corresponde ao contacto entre o pé de um dente do pinhão com a cabeça de um dente da roda. O fim do engrenamento (B) corresponde ao contacto entre o pé do dente da roda com a cabeça do dente do pinhão. No ponto primitivo (I), o contacto situa-se à altura dos círculos primitivos e ocorre em rolamento puro (neste ponto dá-se uma inversão do sentido do escorregamento entre as superfícies).

Quando o número de pares de dentes engrenados em simultâneo ao longo da linha de engrenamento não é constante, definem-se também os pontos C e D, correspondentes, respectivamente, às posições em que se passa de dois pares de dentes engrenados para apenas um dente e vice-versa, conforme se mostra na Figura 154. No caso deste exemplo, durante o tempo que decorre desde o ponto C até ao ponto D apenas um par de dentes assegura a transmissão de potência.

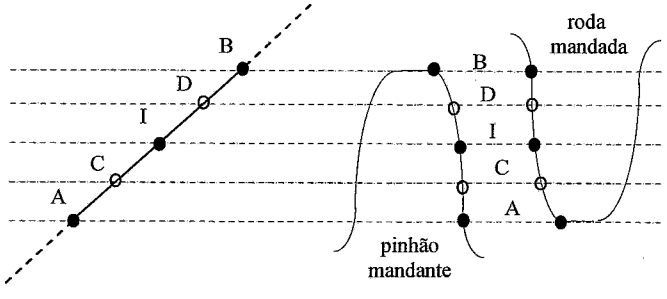


Figura 154 – Pontos característicos sobre a linha de engrenamento.

Numa engrenagem helicoidal há sempre mais de um par de dentes em contacto permanente, facto que normalmente não acontece em engrenagens de dentes rectos. O engrenamento nas engrenagens helicoidais ocorre com níveis mais baixos de vibrações e ruído, sendo mais uniforme a distribuição de carga entre os dentes.

2.2 Razão de transmissão

A razão de transmissão de uma engrenagem convencional é constante e depende da relação entre os diâmetros primitivos da roda e do pinhão. Pode também ser descrita em função do número de dentes da roda e do pinhão ou das rotações dos veios onde estão montadas, tendo em atenção qual delas é a mandante.

A razão de transmissão (i) de uma engrenagem é dada pela expressão (8), supondo que o pinhão é mandante, sendo n_r e n_p as rotações por minuto da roda e do pinhão, que têm diâmetros primitivos D_r e D_p e um número de dentes z_r e z_p, respectivamente. Chamam-se "redutoras" as engrenagens com razão de transmissão inferior a 1 e "multiplicadoras" as que operam com razão de transmissão superior a 1.

$$i = n_r / n_p = D_p / D_r = z_p / z_r \tag{8}$$

2.3 Contacto em engrenagens FZG-A e FZG-C

A FZG [79] propõe a utilização de engrenagens padronizadas para a realização de ensaios de resistência à gripagem, à fadiga de contacto, e outros. As engrenagens FZG são produzidas de acordo com a norma DIN 51354 [80] com o objectivo de serem utilizadas em ensaios de lubrificantes em máquinas FZG.

Utilizam-se frequentemente dois tipos de engrenagem, o primeiro tendo em vista ensaios de gripagem (tipo A) e o segundo para ensaios de "pitting" ou "micro-pitting" (tipo C). Estas engrenagens são produzidas em aço 16MnCr5 e cementadas até uma profundidade de cerca de 1 mm. Apresentam uma dureza superficial entre 60 e 62 HRC e uma rugosidade (R_a) de cerca de 0.3 μm. Cada engrenagem FZG é constituida por um pinhão com 16 dentes e por uma roda com 24 dentes. A roda é mandante e encontra-se directamente acoplada ao veio motor da máquina de ensaios FZG.

A Tabela 15 mostra as principais características geométricas de engrenagens FZG.

Tabela 15 – Características geométricas das engrenagens FZG-A e FZG-C.

	símbolo	unidades	FZG - A	FZG - C
entreixo	a	mm	91.5	
largura	b	mm	20	14
Φ primitivo pinhão	d_{p1}	mm	73.2	
Φ primitivo roda	d_{p2}	mm	109.8	
Φ addendum (p)	d_{a1}	mm	88.77	82.46
Φ addendum (r)	d_{a2}	mm	112.5	118.36
módulo	m	mm	4.5	
número de dentes (p)	Z_1	-	16	
número de dentes (r)	Z_2	-	24	
razão de transmissão	i		1.5	
desvio de geração (pinhão)	X_1	-	.8532	.1817
desvio de geração (roda)	X_2	-	-0.5	.1715
ângulo de pressão	α	graus	20	
ângulo de pressão efectivo	α_{wt}	graus	22.5	
escorregamento máximo	SR	%	74	64
rugosidade (Ra)	Ra	μm	0.3±0.1	

As engrenagens tipo A são propícias à ocorrência de adesão entre as superfícies porque desiquilibram fortemente as taxas de escorregamento e promovem o aumento da temperatura no contacto (o valor máximo da temperatura flash coincide com o ponto (D) sobre a linha de engrenamento, onde também ocorre a pressão máxima no contacto). Dada gometria particularmente desfavorável, as superfícies de trabalho dos seus dentes tendem a avariar, sofrendo gripagem em períodos de tempo relativamente curtos.

As engrenagens tipo C geram grandes pressões Hertzianas a partir de binários relativamente moderados e mantêm equilibradas as velocidades de escorregamento no início e no fim do engrenamento, sendo a fadiga de contacto a forma preponderante de avaria.

A título de exemplo, refira-se que uma engrenagem idêntica a estas (16 dentes para o pinhão e 24 para a roda), quando construída com maior largura de dentado e corrigida de forma favorável, pode transferir o mesmo binário funcionando com pressões muito mais baixas e com taxas de escorregamento máximas da ordem dos 30%.

As engrenagens FZG-A, para ensaios de gripagem, são fabricadas de forma a produzir condições de contacto severas, com forte escorregamento, pelo que os dentes do pinhão e da roda destas engrenagens possuem uma geometria característica, como se pode ver na Figura 155, que mostra o perfil dos dentes de engrenagens FZG do tipo A e C.

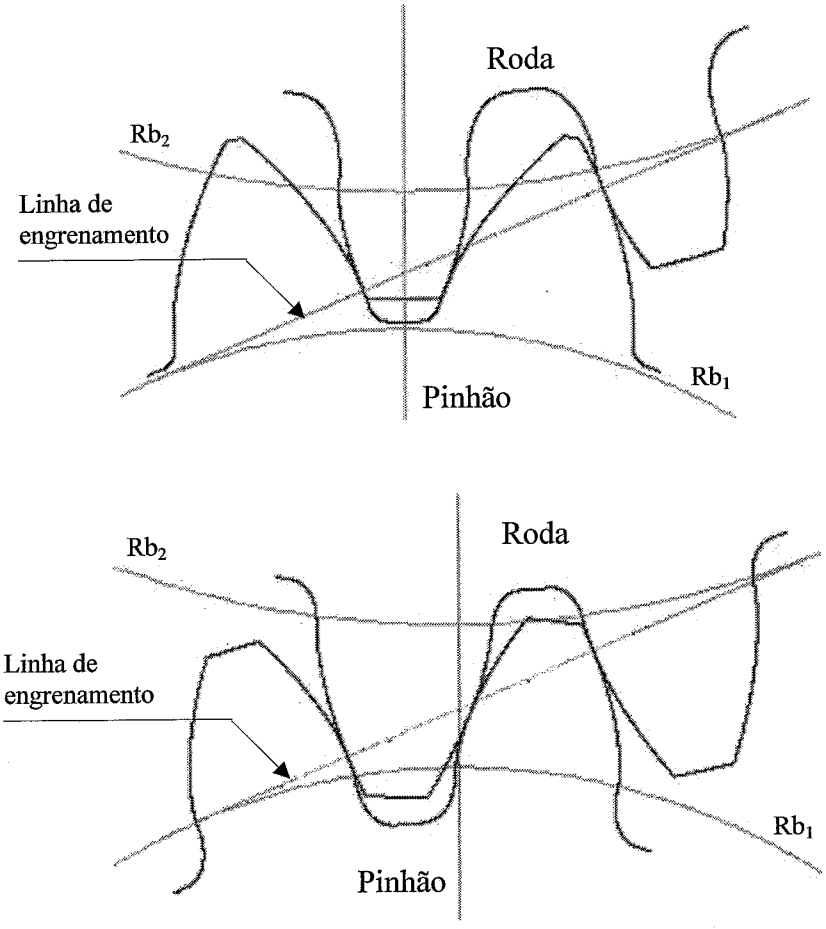


Figura 155 – Dentes do pinhão e da roda de engrenagens FZG-A (em cima) e FZG-C (em baixo) [7].

2.3.1 Linha de engrenamento

O ponto primitivo das engrenagens FZG-A ocorre ainda com dois dentes engrenados em simultâneo, pelo que a linha de engrenamento tem a sequência A-I-C-D-B. Já as engrenagens FZG-C são corrigidas de forma mais favorável, e o ponto primitivo está "centrado" na linha de engrenamento, isto é, ocorre quando apenas um par de dentes se encontra engrenado. Neste caso, a linha de engrenamento segue a ordem A-C-I-D-B.

2.3.2 Processo de transferência de carga

O contacto entre os dentes das engrenagens ocorre em diferentes condições ao longo do flanco de trabalho de cada dente, já que variam continuamente as curvaturas e as velocidades tangenciais das superfícies, bem como a força normal aplicada e a pressão de contacto. Para além disso, é normal que haja choque e se propaguem vibrações nos materiais, sobretudo no início do engrenamento de dentes rectos. Em função da geometria da engrenagem, ou de se tratar de dentado recto ou helicoidal, é possível que haja um número diferente de dentes engrenado em simultâneo, bem como podem ser bastante diferentes os valores da taxa de escorregamento e de outros parâmetros ao longo da linha de engrenamento.

No caso mais simples, em que as engrenagens possuem dentado recto e eixos paralelos, como as engrenagens FZG, há momentos em que toda a carga é transferida através de um só par de dentes. Nessa situação, atinge-se o valor máximo dos esforços transmitido por cada dente, determinando dois parâmetros importantes do funcionamento das engrenagens: a pressão superficial (de contacto) e a tensão de flexão na base dos dentes.

A forma como se processa a transição entre um e dois pares de dentes engrenados não é facilmente discretizável com rigor de forma teórica, uma vez que se trata de um processo complexo que depende muito da deformação elástica instantânea dos dentes, da sua geometria efectiva e das condições de funcionamento da própria engrenagem.

Este processo pode ser aproximado de forma mais ou menos empírica, tendo por base diversos ensaios experimentais [81]. Para os cálculos efectuados no âmbito deste trabalho foi adoptada uma repartição de carga que considera que a força normal aplicada às superfícies (F_n) não é instantaneamente repartida pelo número de dentes em contacto a partir do momento em que tem início ou fim o engrenamento de um dado dente. Considerou-se que um dente apenas suporta 1/3 da força transmitida no instante em que inicia o contacto, e que essa força aumenta gradualmente, até que seja ele o único a transferir a carga (ponto C). Um processo semelhante foi admitido para o final do engrenamento (pontos D-B), que corresponde ao engrenamento do dente consecutivo.

Nas Figuras seguintes apresenta-se a variação de alguns parâmetros ao longo da linha de engrenamento de engrenagens FZG-A e FZG-C, recorrendo a resultados de simulações efectuadas por "software" desenvolvido no âmbito deste trabalho [7].

A Figura 156 mostra a distribuição da força normal ao longo da linha de engrenamento de engrenagens FZG-A e FZG-C nas condições do estágio 12 FZG, em que se transmite um binário de 534.5 N/m. Note-se como o ponto I surge logo no início do engrenamento nas engrenagens do tipo A.

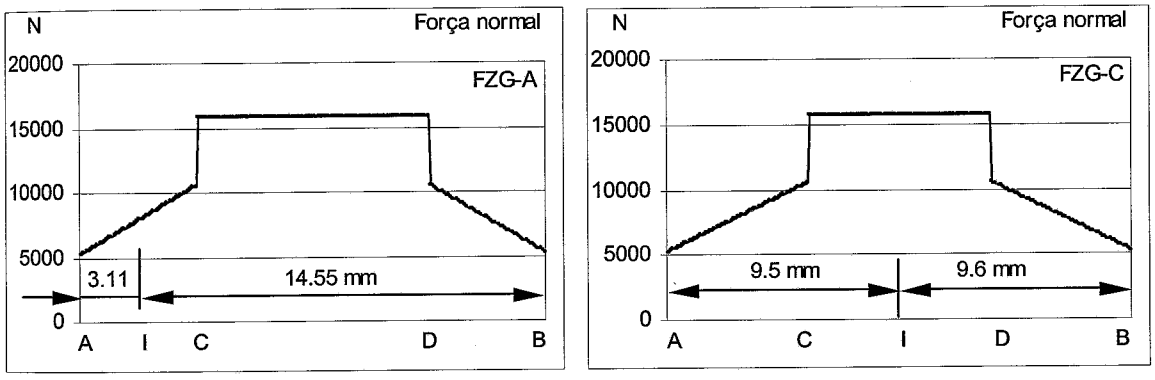


Figura 156 - Distribuição da força normal no estágio 12 FZG para engrenagens do tipo A (à esquerda) e do tipo C (à direita).

2.3.3 Raio de curvatura equivalente

Na Figura 157 mostra-se a variação do raio de curvatura equivalente (R_x) ao longo da linha de engrenamento para as engrenagens dos tipos A e C. Este parâmetro tem influência directa na pressão de contacto, a qual aumenta com a diminuição do raio de curvatura equivalente das superfícies.

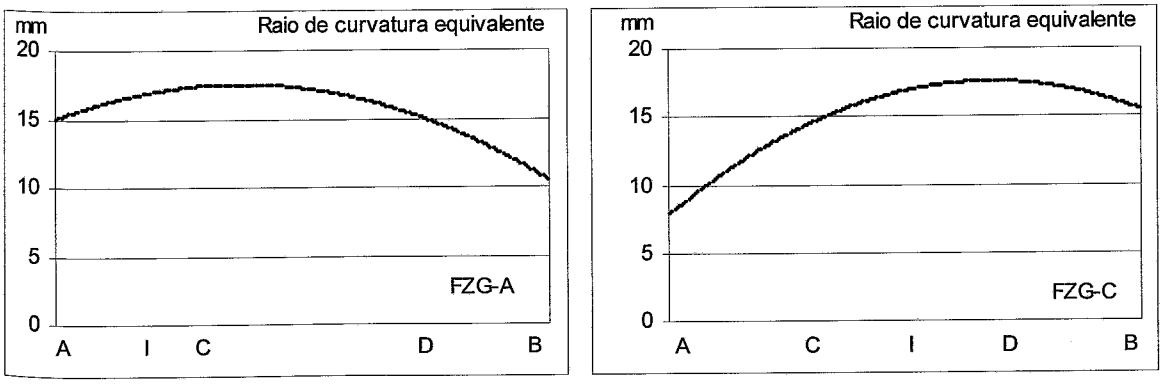


Figura 157 - Variação, ao longo da linha de engrenamento, do raio de curvatura equivalente dos dentes de engrenagens do tipo A (à esquerda) e do tipo C (à direita).

2.3.4 Pressão de contacto

A pressão máxima de Hertz no centro do contacto (p_0) tem uma variação fundamentalmente dependente da distribuição da força normal (F_n) e da variação do raio de curvatura equivalente (R_x) ao longo da linha de engrenamento. Enquanto nas engrenagens do tipo A o valor máximo ocorre no final do período de transferência de carga através de um só par de dentes (ponto D), nas engrenagens do tipo C a pressão máxima ocorre no instante em que se inicia o contacto através de um par único de dentes (ponto C), como se mostra na Figura 158.

Nos ensaios de gripagem com engrenagens de ADI que são referidos neste trabalho [16] foram utilizadas engrenagens do tipo FZG-A com 16 mm de largura de dentado, em vez dos 20 mm da engrenagem normalizada. Esta opção teve como objectivo maximizar a pressão de contacto de forma a atingir valores idênticos aos que ocorrem nas engrenagens FZG-A de aço, cujo módulo de Young é superior ao do ADI. Neste trabalho são apresentados diversos valores calculados a partir do contacto entre dentes destas engrenagens, que são aqui referidas como sendo do tipo FZG-A_{16}.

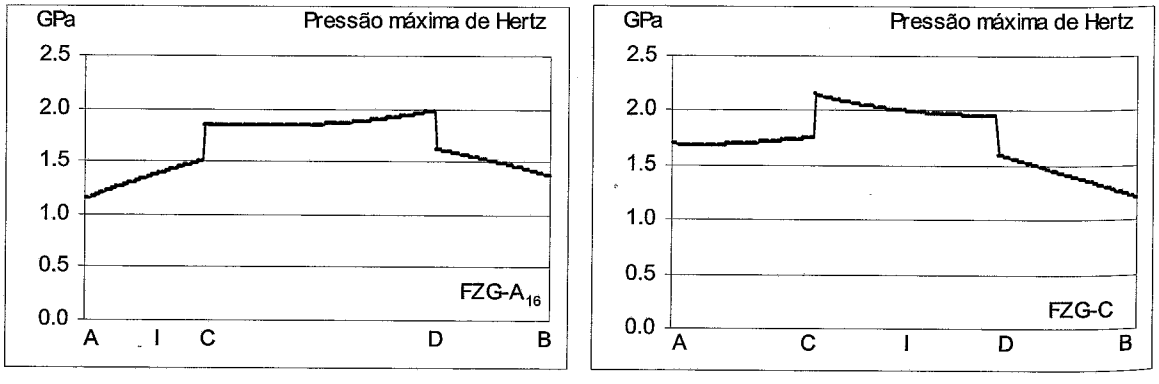


Figura 158 - Variação da pressão de Hertz no centro do contacto (p_0) ao longo do engrenamento no estágio 12 FZG para engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita).

Nas engrenagens do tipo C ocorre uma forte pressão de contacto durante o início do engrenamento (trajecto [A-C] sobre a linha de engrenamento), enquanto nas engrenagens do tipo A a pressão atinge os níveis mais elevados no final do engrenamento, altura em que a taxa de escorregamento entre as superfície dos dentes é já superior a 50%.

2.3.5 A área de contacto

A variação da curvatura da superfície dos dentes ao longo da linha de engrenamento condiciona, conjuntamente com a pressão, os valores da área de contacto, que variam de acordo com a Figura 159.

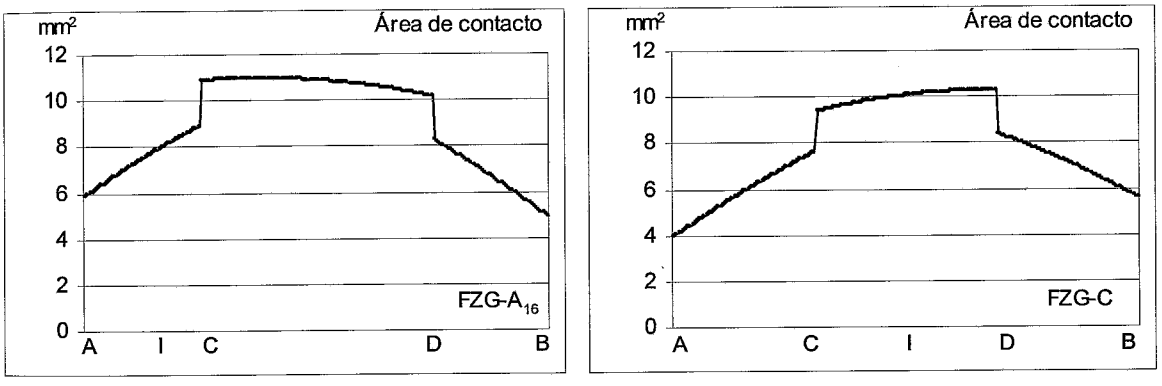


Figura 159 - Variação da área de contacto no estágio 12 FZG para engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita).

2.3.6 O escorregamento

Quando o contacto entre dentes ocorre à altura dos círculos primitivos das rodas dentadas (ponto I) o movimento relativo entre as superfícies é de rolamento puro (não existe escorregamento). Isto não sucede ao longo da restante linha de engrenamento, sendo a taxa de escorregamento tanto mais elevada quanto mais afastado do ponto primitivo estiver o ponto considerado, como mostra a Figura 160.

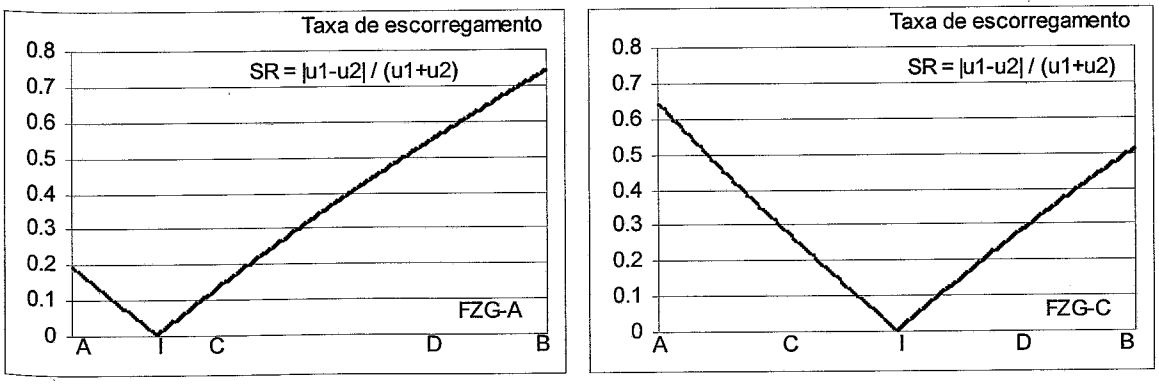


Figura 160 - Variação da taxa de escorregamento (SR) ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A (à esquerda) e do tipo C (à direita).

As engrenagens FZG-A funcionam com uma taxa de escorregamento muito elevada à saída do engrenamento (SR = 74%), enquanto as engrenagens do tipo C atingem a taxa de escorregamento máxima no início do engrenamento (64%), sendo esta muito mais próxima da que se verifica no fim do engrenamento.

Sendo um parâmetro muito influente no desgaste superficial, é normal que se tente sempre minimizar o valor absoluto da taxa de escorregamento, sendo também comum procurar equilibrar o seu valor entre a fase inicial e final do engrenamento. Por vezes o equilíbrio procura-se entre os dentes da roda e do pinhão, de forma a proporcionar quantidades semelhantes de desgaste para cada um desses componentes. A necessidade de engrenar com escorregamento é, provavelmente, o factor mais limitativo do desempenho das engrenagens actuais.

2.3.7 O coeficiente de atrito

A determinação do coeficiente de atrito em cada instante do engrenamento pode ser feita de acordo com critérios mais ou menos complexos, no sentido em que têm em conta mais ou menos factores para a sua estimativa. São frequentemente usadas as expressões propostas pela ISO [82], por Kelley [83] ou Michaellis [84], entre outras.

A Figura 161 mostra a variação do coeficiente de atrito ISO (μ) ao longo do engrenamento de engrenagens FZG-A_{16} e FZG-C, considerando as condições do estágio 12 FZG e utilizando, respectivamente, lubrificantes ISO VG68 e ISO VG150, a uma temperatura de 90°C.

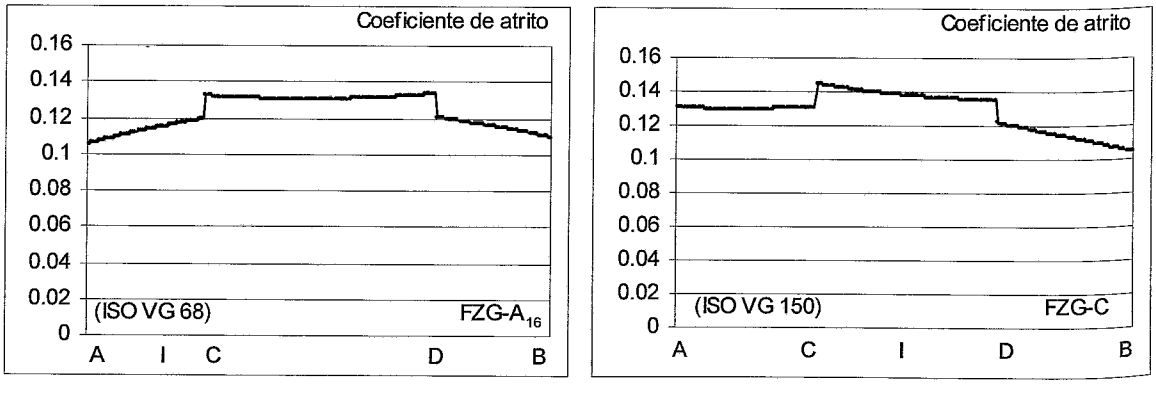


Figura 161 - Variação do coeficiente de atrito (μ) ao longo da linha de engrenamento de engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita).

2.3.8 A espessura do filme lubrificante

A espessura do filme lubrificante no centro do contacto (h_0) e a espessura mínima do filme lubrificante (h_m) atingem valores mínimos no início do engrenamento das engrenagens do tipo C e no início do contacto entre um único par de dentes nas engrenagens do tipo A, conforme mostra a Figura 162. Foi seleccionado o modelo de Dowson [85] para o cálculo da espessura do filme lubrificante no interior do contacto. Os valores mínimos, calculados sem correcção térmica para as condições de contacto consideradas no ponto precedente, variam entre 0.1 e 0.23 μm.

Os valores da espessura do filme lubrificante no centro do contacto, já corrigidos termicamente utilizando o modelo de Gohar [86], são apresentados na Figura 163.

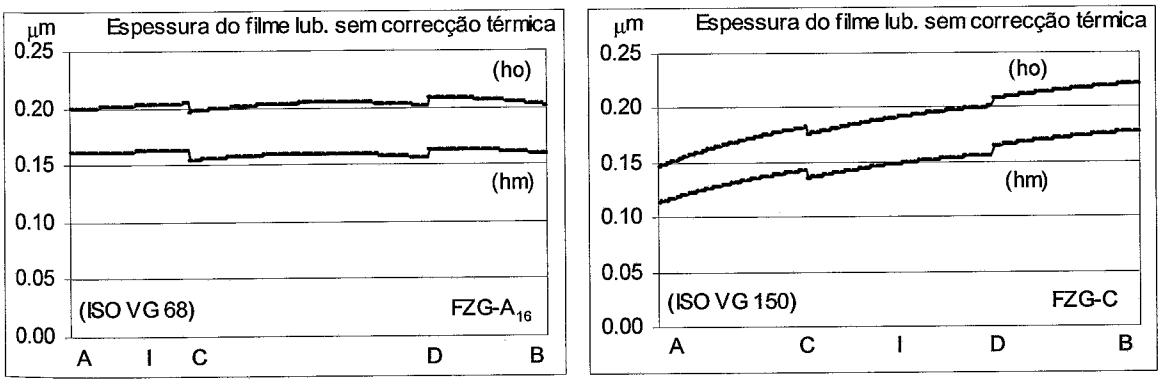


Figura 162 - Variação da espessura de filme lubrificante ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita).

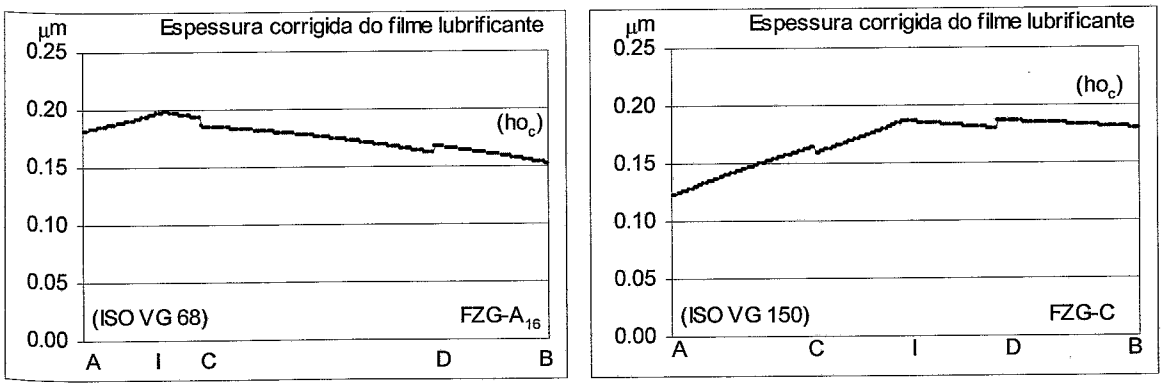


Figura 163 - Variação da espessura corrigida do filme lubrificante no centro do contacto (h_{0c}) ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e C (à direita).

2.3.9 Espessura específica do filme lubrificante

Os valores calculados da espessura específica do filme lubrificante (Λ) mostram como o regime de lubrificação pode ser extremamente severo quando a rugosidade da superfície dos dentes é elevada (foi considerada uma rugosidade média composta (Rq) de 0.6 μm para cada uma das superfícies). A Figura 164 mostra a variação destes valores ao longo da linha de engrenamento de engrenagens do tipo A_{16} e do tipo C para as condições referidas.

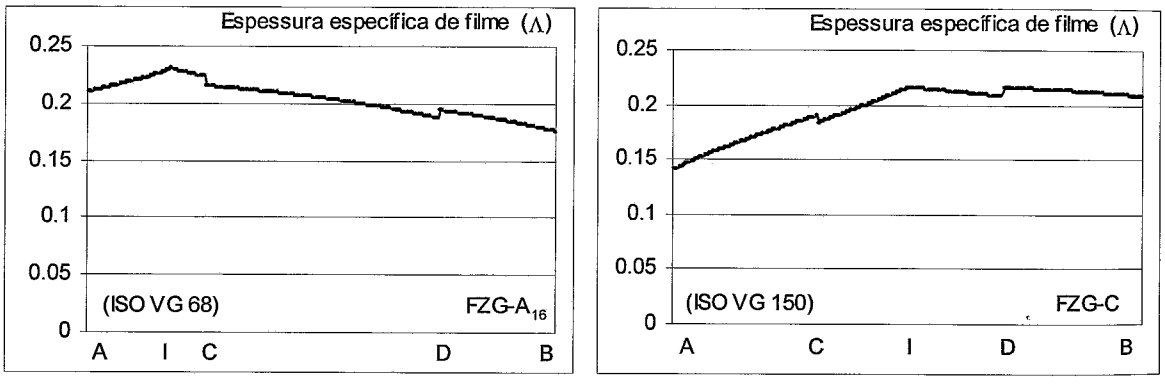


Figura 164 - Variação da espessura específica de filme lubrificante no centro do contacto (Λ) ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita).

2.3.10 Temperatura flash

O aumento da temperatura no interior do contacto (T_f - temperatura flash) foi estimado para as condições do estágio 12 FZG (ver Figura 165), usando óleo ISO VG68 para as engrenagens do tipo A_{16} e ISO VG150 para as do tipo C, a uma temperatura de 90°C.

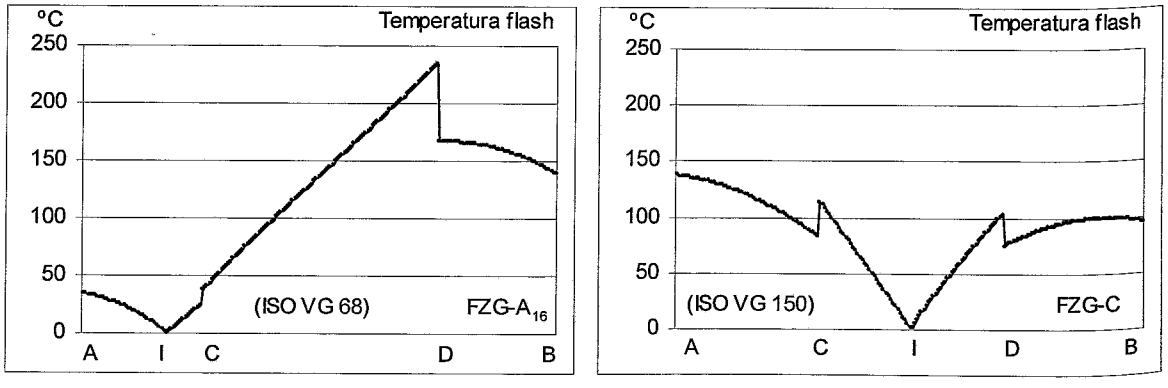


Figura 165 - Variação da temperatura flash ao longo da linha de engrenamento em engrenagens do tipo A_{16} (à esquerda) e do tipo C (à direita).

3 MÁQUINA E ENSAIOS FZG

Os ensaios com engrenagens fabricadas em ADI foram realizados numa máquina FZG. É um equipamento específico, concebido pelo Instituto FZG [81] da Universidade Técnica de Munique, na Alemanha, que tem como principal objectivo permitir o teste de lubrificantes, de forma a avaliar a sua capacidade de protecção das superfícies. Os patamares de carga e velocidade dos ensaios FZG (estágios) são frequentemente adoptados para testes cujo objectivo é estudar o comportamento dos materiais, como é o caso deste trabalho. Estes resultados permitem comparar o desempenho de diferentes superfícies, desde que se garanta a semelhança entre as condições dos ensaios e se comparem apenas resultados de testes realizados com lubrificantes idênticos [87].

Os ensaios de gripagem e de fadiga de contacto efectuados com engrenagens de ADI cumpriram a maioria das condições normalizadas pela FZG no que respeita à geometria das engrenagens e às solicitações. Foram excepções a redução da largura das engrenagens do tipo A, efectuada para garantir pressões de contacto semelhantes às que se instalam em engrenagens de aço, e também a adopção de uma velocidade mais elevada nos testes de fadiga (3000 rpm ao invés das 1500 rpm previstas para o ensaio FZG-C/8.3/90), que teve por objectivo reduzir o tempo dos ensaios.

3.1 A máquina FZG

A máquina de ensaios FZG permite testar engrenagens sob condições bastante severas, podendo impor aos dentes das engrenagens pressões Hertzianas de contacto superiores a 2 GPa. O binário máximo disponível é superior a 530 Nm, a velocidade de rotação da roda da engrenagem pode elevar-se até às 3000 rpm, e a temperatura do óleo pode atingir 220 °C.

Esta máquina funciona em circuito fechado com circulação de potência, possuindo um carter onde são montadas as engrenagens a ensaiar (ver Figura 166). Estas podem ser lubrificadas por imersão (chapinagem) ou por injecção de óleo. O movimento é fornecido através de um motor eléctrico acoplado ao veio da roda.

É possível controlar em permanência o nível de vibrações e a temperatura do banho de óleo lubrificante, o que permite um bom rigor no acompanhamento dos ensaios, nomeadamente na detecção precoce das avarias de superfície.

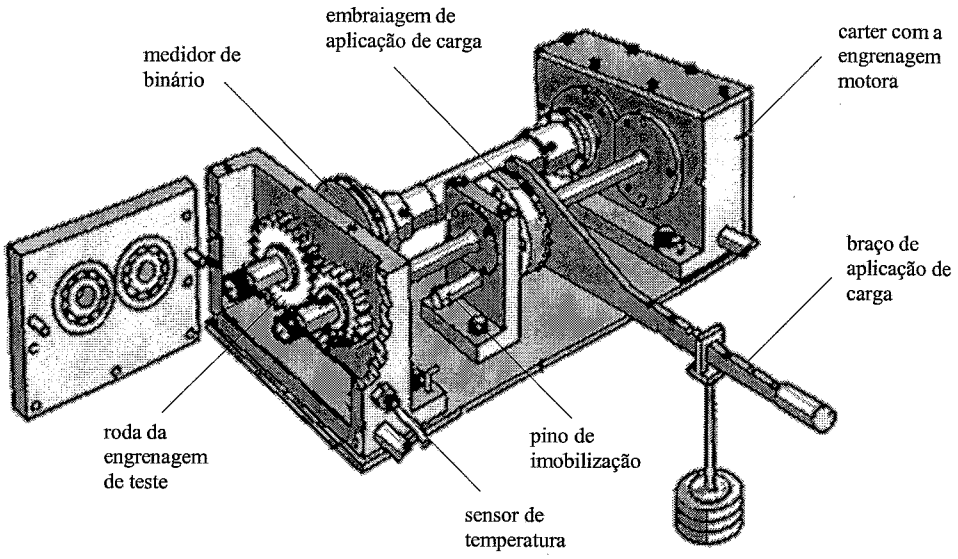


Figura 166 - Esquema da máquina FZG.

Após a montagem da engrenagem de teste no interior do "carter" é-lhe imposto um binário permanente através da torção do veio do pinhão. Este efeito consegue-se através do braço de aplicação da carga, onde são suspensas massas calibradas enquanto o sistema se encontra bloqueado por um pino de imobilização que impede a rotação dos veios. Mantendo o veio torsionado, fecha-se o circuito bloqueando a embraiagem que está montada no veio do pinhão. Desta forma, mesmo depois de se retirarem o braço de aplicação da carga e os pesos, continua a existir um binário permanente que carrega os dentes em contacto na engrenagem de teste.

A máquina possui um outro "carter" (3) onde está montada a engrenagem responsável por completar o circuito de circulação de potência (engrenagem motora). Esta engrenagem resiste às condições dos ensaios consecutivos por ser muito mais larga que as engrenagens de teste e por possuir uma geometria de dentado muito mais favorável.

A máquina FZG possui ainda um grupo hidráulico constituído por um depósito, uma bomba, filtros e um permutador de calor, entre outros acessórios, que permite a lubrificação pressurizada de ambas as engrenagens. Possui ainda um circuito de circulação de água utilizado para o controle da temperatura do banho de óleo.

O painel de comando utiliza os sensores de vibração e de temperatura instalados na máquina FZG como auxiliares de monitorização dos ensaios. Permite controlar a velocidade de rotação da roda e a temperatura do óleo de teste, para além de outras funções auxiliares.

3.2 Ensaios em máquinas FZG

São vulgarmente realizados testes de gripagem e de "pitting" ou "micro-pitting", conforme o campo de aplicação dos lubrificantes testados. O nível de solicitações combinado com o tempo que as superfícies dos dentes das engrenagens resistem sem sofrer avarias permitem, por comparação, classificar a eficácia dos lubrificantes testados.

Os ensaios FZG são importantes quando se pretende estudar o desempenho de materiais que vão ser usados no fabrico de engrenagens, já que as condições de funcionamento destes órgãos de transmissão de potência são praticamente impossíveis de simular em máquinas de ensaio mais simples, como as tradicionais "pino-disco" ou "disco-disco" [88].

De entre os vários ensaios normalizados, têm particular interesse para este trabalho os de gripagem (A/8.3/90) e os de "pitting" (C/8.3/90), que foram adoptados como modelos para os ensaios efectuados com engrenagens de ADI [89].

3.2.1 Ensaio de gripagem A/8.3/90

Este teste normalizado para óleos de engrenagens (DIN 51354) é um dos ensaios mais comuns para determinar a capacidade protectora de diferentes lubrificantes. A engrenagem de teste, do tipo FZG-A, é submetida a períodos sucessivos de 15 minutos de funcionamento (estágios) com uma velocidade linear do seu círculo primitivo de 8.3 ms^{-1} (a que corresponde uma velocidade de rotação da roda da engrenagem de 1500 rpm). O binário aplicado à engrenagem aumenta em cada estágio e, consequentemente, a pressão de contacto entre os dentes da engrenagem. A temperatura do lubrificante deve ser de 90ºC no início de cada estágio e estes devem ser realizados sem arrefecimento do lubrificante, permitindo o aumento da sua temperatura ao longo de cada período de 15 minutos. Usa-se o sistema de lubrificação por chapinagem. O lubrificante no interior do carter atinge a altura dos veios onde estão montadas as engrenagens de teste.

A norma prevê uma inspecção visual do estado dos dentes no final de cada estágio (procedimento CEC L-07-A-71, IP334/84, DIN 51345 part 2). O critério de avaria tem por base a área da superfície de trabalho dos dentes que se encontra afectada por fenómenos de adesão. Tipicamente, consideram-se as superfícies avariadas quando o conjunto das zonas afectadas por adesão nos diversos dentes for igual à largura do dentado.

O número do estágio final deste teste é um parâmetro que pode ser utilizado no cálculo da carga admissível, em termos de gripagem, quando se recorre à norma ISO DP 6336 part 4 (ou DIN 3990 part 4), processo que usa o critério ISO da temperatura integral.

3.2.2 Ensaio de fadiga de contacto C/8.3/90

Para se realizar um teste de fadiga de contacto numa máquina FZG (ensaio de "pitting" ou "spalling") usam-se engrenagens do tipo FZG-C com 14 mm de largura de dentado que são lubrificadas por chapinagem. O banho de lubrificante é mantido à temperatura constante de 90°C ao longo do teste. Depois de um estágio de rodagem de 2 horas nas condições do estágio 6 FZG, o ensaio decorre de forma contínua no estágio 9 até que se atinja o critério de avaria. A velocidade tangencial imposta aos círculos primitivos das engrenagens é, como no teste de gripagem, de 8.3 ms^{-1}.

O critério mais comum de avaria baseia-se na quantidade de área afectada por "pitting" (consideram-se as superfícies avariadas quando a soma das áreas contendo "pitting" iguala 1% da área do flanco activo de um dente do pinhão, ou quando mais de 4% da sua superfície activa de um dente é afectada por "pitting").

No caso dos ensaios efectuados com engrenagens de ADI, considerou-se como critério de avaria a emissão de um determinado nível de vibrações durante o funcionamento da engrenagem, fenómeno detectado de forma automática pela máquina FZG. É um critério que pode produzir alguma dispersão nos resultados, sendo recomendável que se realizem pelo menos 3 ensaios em condições iguais (de preferência 5) de forma a obter um valor médio a partir dos diferentes testes. Como isso foi impossível, no caso de ensaios realizados, os resultados apresentados têm que ser vistos com caracter restrito, não sendo estatisticamente representativos da resistência à fadiga de contacto de cada um dos ADIs ensaiados.

3.3 Estágios FZG

Os ensaios FZG são realizados em estágios, períodos de tempo em que as condições de contacto são de nível constante. As solicitações vão sendo sucessivamente agravadas em cada estágio, sendo difícil ultrapassar o estágio 12 em qualquer dos diferentes tipos de teste.

A cada estágio FZG corresponde um determinado momento torsor imposto ao veio do pinhão da engrenagem de teste. Este momento torsor resulta numa dada pressão de contacto entre os dentes da engrenagem, que depende do tipo de engrenagem e dos materiais utilizados. Na Tabela 16 apresentam-se valores característicos da pressão de contacto para os estágios FZG 1 a 12 e para engrenagens do tipo A_{16} e do tipo C, considerando o módulo de Young igual a 206 GPa para o aço e 170 GPa para o ADI [16].

Tabela 16 – Binários e pressões de contacto em 12 estágios de diferentes testes FZG.

		Ensaio de gripagem - FZG A		Ensaio de "pitting" - FZG C	
material :		AÇO	ADI	AÇO	ADI
largura dos dentes:		L = 20 mm	L = 16 mm	L = 14 mm	
Estágio	Binário (Nm)	Pressão (Gpa)			
1	3.3	0.15	0.16	0.18	0.17
2	13.7	0.30	0.32	0.38	0.34
3	35.3	0.47	0.51	0.61	0.55
4	60.8	0.62	0.67	0.79	0.72
5	94.1	0.77	0.83	0.99	0.90
6	135.3	0.93	1.00	1.18	1.08
7	183.4	1.08	1.16	1.38	1.25
8	239.3	1.23	1.33	1.57	1.43
9	302.0	1.39	1.49	1.77	1.61
10	372.6	1.54	1.66	1.97	1.79
11	450.1	1.690	1.82	2.20	1.96
12	534.5	1.841	1.95	2.40	2.13

Os resultados dos testes FZG são expressos em termos do número do estágio para o qual se verificam as condições estabelecidas pelo critério de avaria adoptado.

Quando os testes diferem entre si na velocidade de rotação, na temperatura ou noutro parâmetro tribológico fundamental, é preciso conhecer com detalhe todas as condições impostas ao contacto, bem como o estado das superfícies, antes de se proceder a comparações entre diferentes resultados, sobretudo quando se compara directamente o número de ciclos cumprido pelas superfícies.

4 ENSAIOS DE GRIPAGEM COM ENGRENAGENS DE ADI

No âmbito de trabalho anterior [16], foram produzidas engrenagens do tipo FZG-A a partir de um ferro nodular ligado ao Cobre e ao Manganés com composição idêntica à utilizada nos ensaios de discos e de engrenagens FZG-C realizados no âmbito do presente trabalho. Por esse motivo, apresentam-se, de forma resumida, os resultados desses testes de gripagem.

4.1 Engrenagens

Foram utilizadas duas engrenagens do tipo FZG-A_{16} (com uma largura de dentado de 16 mm). As superfícies dos dentes destas engrenagens apresentavam uma rugosidade média de cerca de 2 μm (Ra), que baixou para valores entre 0.5 e 0.8 μm após os ensaios.

Após um período de austenitização de 15 minutos a 860°C, as engrenagens FZG-A destinadas aos ensaios de gripagem foram transformadas isotermicamente durante uma hora, uma a 280°C e a outra a 360°C, dando origem a duas variedades de ADI. O ADI tratado a 280°C apresentava uma estrutura constituída por ausferrite inferior, tipicamente menos dúctil e com maior resistência à tracção que a ausferrite superior do ADI tratado a 360°C.

Diferentes medições de dureza resultaram em valores entre 38 e 41 HRC, para o ADI tratado a 280°C, e entre 28 e 33 HRC, para o material austemperado a 360°C.

4.2 Solicitações

As solicitações durante os ensaios de gripagem decorreram segundo o procedimento FZG-A/8.3/90, em termos dos estágios e dos binários correspondentes. Foram planeados dois ensaios por engrenagem, um em que a temperatura do lubrificante evoluíu livremente e outro em que, a partir do estágio 2, este foi mantido a uma temperatura constante e elevada, igual a 150°C.

Utilizou-se um óleo lubrificante ISO VG 68, uma variedade-base parafínica sem aditivos anti-desgaste (AW) e de extrema-pressão (EP).

4.3 Resultados

No ensaio a temperatura livre do ADI tratado a 360°C fracturaram-se alguns dentes durante o estágio 12, quando ainda não tinham sido detectados sintomas de gripagem nas suas superfícies. Este facto impediu a realização do ensaio a 150°C com este ADI, previsto para o outro lado da engrenagem.

Nos ensaios do ADI tratado a 280°C, a gripagem das superfícies sucedeu durante o estágio 11, quer no teste a temperatura livre quer no teste a 150°C. Enquanto no primeiro caso apenas alguns dentes apresentavam bandas de adesão, no segundo quase todos os dentes apresentavam danos significativos.

Nos ensaios a temperatura livre, esta evoluiu de forma semelhante para os dois ADIs, distinguindo-se apenas o aumento mais rápido da temperatura do lubrificante durante os primeiros estágios do teste do ADI tratado a 280°C (ver Figura 167).

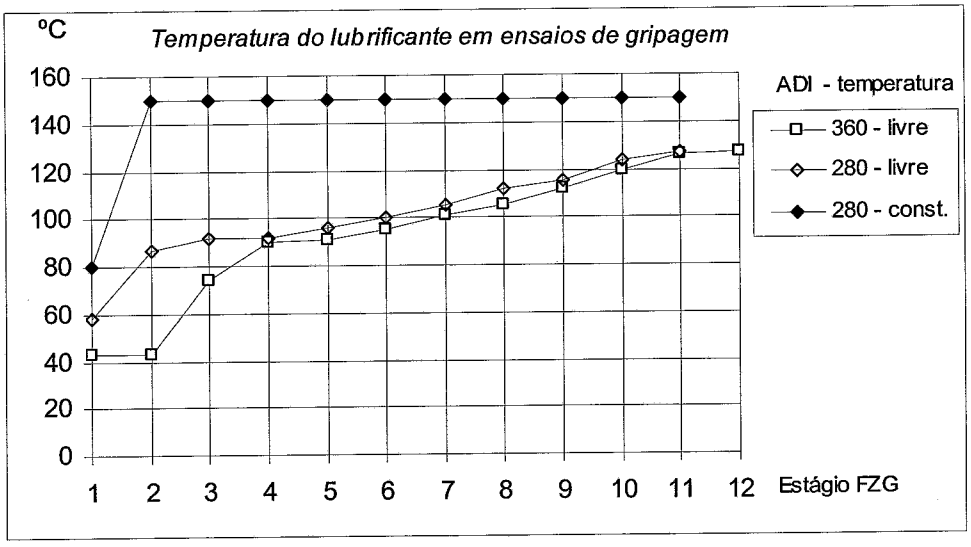


Figura 167 - Temperatura do lubrificante no final de cada estágio durante os ensaios de gripagem.

Estes resultados apontam para uma excepcional resistência à gripagem por parte do ADI tratado a 360°C, e também para uma óptima resistência à gripagem por parte do ADI tratado a 280°C. Quando ensaiada em condições semelhantes (com o mesmo lubrificante, a uma temperatura constante de 100°C) uma engrenagem FZG-C de aço atinge frequentemente a gripagem entre os estágios FZG 4 e 6 [90].

4.4 Caracterização da gripagem

As superfícies gripadas apresentavam muitos sulcos alongados no sentido do escorregamento, com um fundo rugoso onde foi possível identificar algumas fissuras transversais (ver parte superior da Figura 168).

Figura 168 - Superfície gripada num dente da engrenagem tratada a 280ºC (ampl. = 1000x).

Para além das usuais cavidades superficiais sobre nódulos de grafite, foram esporadicamente detectadas algumas pequenas crateras superficiais de fadiga em alguns dentes destas engrenagens. Observaram-se, também esporadicamente, algumas escamas de fadiga em formação e pequenas fissuras superficiais.

A preparação de amostras metalográficas a partir de dentes destas engrenagens permitiu observar algumas fissuras dispostas ao longo da sub-superfície Hertziana, muitas vezes apresentando ramificações e ligando nódulos de grafite. Nenhuma destas fissuras foi responsável por uma avaria das superfícies.

O efeito do movimento relativo sobre a deformação plástica das superfícies foi evidente, sobretudo nalgumas zonas de elevado escorregamento, onde se formaram bandas compactas e deixaram de ser visíveis os orifícios sobre os nódulos de grafite, como se mostra na Figura 169. Nesta imagem, a superfície encontra-se bastante lisa e deformada no sentido do escorregamento (da direita para a esquerda) e os riscos originais de maquinagem ainda permanecem visíveis (no lado esquerdo da imagem).

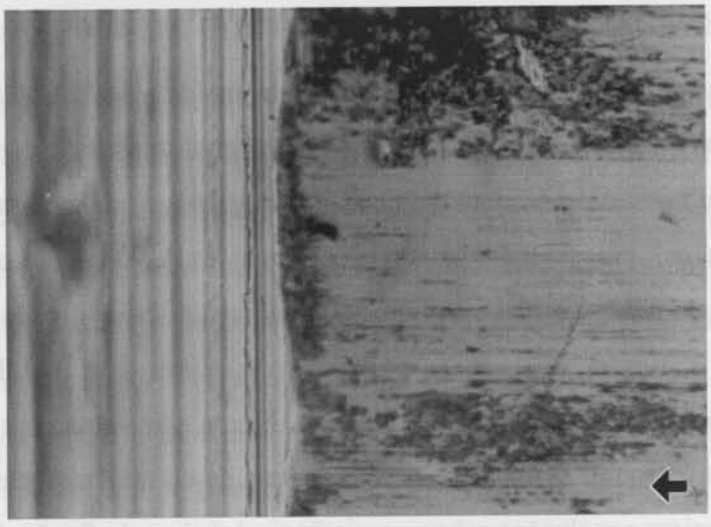


Figura 169 - Detalhe da superfície de um dente da engrenagem tratada a 360ºC (ampl. = 800x).

4.5 Ferrometria

O óleo recolhido após cada estágio do ensaio do ADI 280 a 150ºC foi aquele em que se manteve mais baixo o número de partículas metálicas detectado por ferrometria. No entanto, também neste ensaio foi muito forte o aumento do número dessas partículas quando se passou do estágio 9 para o 11 (ver Figura 170). De salientar o menor número de partículas libertado no teste a temperatura constante, que pode dever-se a um amaciamento mais rápido das superfícies.

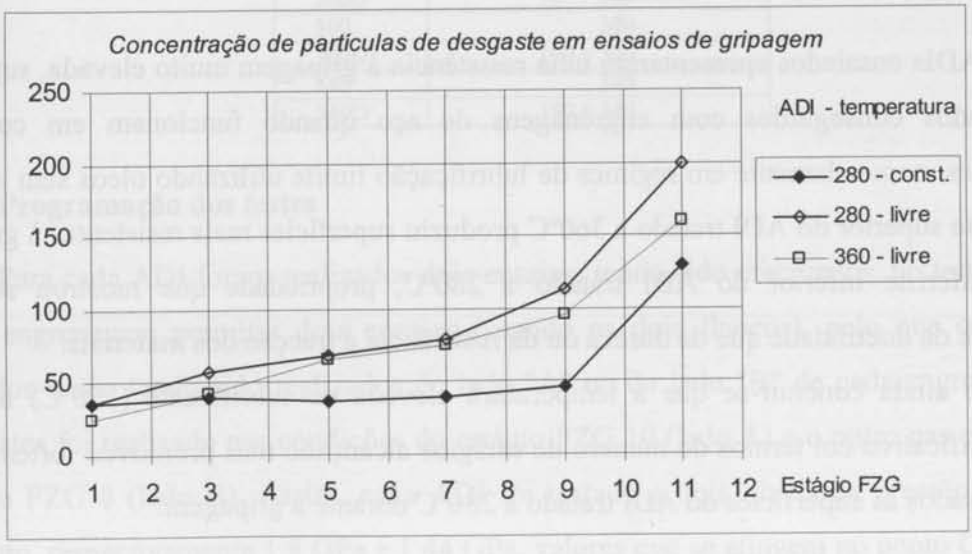


Figura 170 - Concentração de partículas de desgaste no lubrificante durante os ensaios de gripagem.

4.6 Discussão

A matriz de ausferrite superior da engrenagem tratada a 360°C foi a que melhor resistiu à gripagem, apesar de ter sido o único material a permitir fracturas de dentes. No entanto, este facto só aconteceu no estágio 12, e esta foi a única engrenagem a suportar esse nível de carga durante estes ensaios. As engrenagens de aço atingem frequentemente o estágio 12 sem que ocorram fracturas de dentes, quando são lubrificadas com óleos aditivados, o que pode sugerir uma resistência à flexão relativamente baixa por parte deste ADI. No entanto, esta propriedade não pode ser inferida por comparação directa entre uma engrenagem de ADI com 16 mm de largura, como as utilizadas, e engrenagens de aço com 20 mm de largura. Assim, não foi possível retirar conclusões sobre a resistência à fadiga de flexão destes ADIs, nem em termos comparativos nem em termos absolutos.

A engrenagem tratada a 360°C foi aquela que mais atenuou a sua rugosidade superficial durante os ensaios, o que está de acordo com a maior ductilidade deste ADI. No entanto, as superfícies austemperadas a 280°C também apresentavam baixa rugosidade no final dos ensaios, isto nas zonas que não foram afectadas por adesão durante a gripagem e que se mantiveram em boas condições de funcionamento. Dada a semelhança entre o estado superficial destas engrenagens, no início e após os testes, a influência do acabamento superficial também não pôde ser determinada a partir destes ensaios.

4.7 Conclusões

Os ADIs ensaiados apresentaram uma resistência à gripagem muito elevada, superando os resultados conseguidos com engrenagens de aço quando funcionam em condições semelhantes, nomeadamente em regimes de lubrificação limite utilizando óleos sem aditivos. A ausferrite superior do ADI tratado a 360°C produziu superfícies mais resistentes à gripagem que a ausferrite inferior do ADI tratado a 280°C, propriedade que mostrou ser mais dependente da ductilidade que da dureza ou da resistência à tracção dos materiais.

Pode ainda concluir-se que a temperatura elevada do lubrificante (150°C) não teve efeito significativo em termos do número de estágios alcançado mas promoveu fortemente os danos causados às superfícies do ADI tratado a 280°C durante a gripagem.

5 ENSAIOS DE FADIGA DE CONTACTO COM ENGRENAGENS DE ADI

Os ensaios com engrenagens são fundamentais quando se estudam materiais destinados ao seu fabrico. Apesar dos testes com discos permitirem o estudo do comportamento dos materiais, a complexidade das solicitações no contacto entre dentes de engrenagens só pode ser aproximada com realismo através de testes realizados também com engrenagens.

Foram fabricadas engrenagens normalizadas do tipo FZG-C, apropriadas para ensaios de fadiga de contacto, a partir do ferro nodular ligado ao Cu-Mn com que já tinham sido fabricados os discos de ADI também ensaiados neste trabalho. Estas engrenagens foram tratadas termicamente de forma a obter variedades metalúrgicas de ADI idênticas às que foram ensaiadas em discos, com excepção do ADI tratado a 280°C, variante que não foi ensaiada neste conjunto de testes com engrenagens.

Os materiais obtidos por austêmpera deste ferro nodular ligado com 1%Cu-0.5%Mn são referidos neste texto por "ADIs", designação que é acompanhada da temperatura de transformação isotérmica correspondente. A letra D após a temperatura nominal indica tratar-se de um material tratado com austêmpera dupla, que incluiu um curto estágio isotérmico sub-martensítico a 190°C (ver Tabela 17).

Tabela 17 - ADIs usados nos ensaios de engrenagens.

ADI	Temperatura de austêmpera (°C)
260	260
260D	190 + 260
300	300
300D	190 + 300
340	340
340D	190 + 340

5.1 Programação dos testes

Para cada ADI foram realizados dois ensaios, tendo sido efectuados, no total, 12 testes. Cada engrenagem permitiu dois ensaios (usando os dois flancos), pelo que os testes são referidos como tendo sido realizados do lado "A" ou do lado "B" de cada engrenagem. Um dos testes foi realizado nas condições do estágio FZG 10 (lado A) e o outro nas condições do estágio FZG 8 (lado B). Assim, cada ADI foi testado a dois níveis de pressão máxima de contacto, respectivamente 1.8 GPa e 1.44 GPa, valores que se atingem no ponto C da linha de engrenamento.

5.2 Rugosidade dos dentes das engrenagens

A rugosidade superficial resultante da rectificação dos dentes das engrenagens mostrou-se bastante elevada, sendo geralmente maior nos pinhões que nas rodas. A Tabela 18 mostra valores da rugosidade (R_a) medidos em alguns dentes destas engrenagens antes do início dos testes (não estão disponíveis valores para os ADIs 260D e 300). As leituras foram efectuadas na direcção do rolamento, perpendicularmente às estrias de rectificação.

Tabela 18 - Rugosidade longitudinal de alguns dentes das engrenagens.

ADI		Rugosidade longitudinal de alguns dentes dos pinhões e das rodas Ra (μm)											
		dente nº1						dente nº2					
		lado A		média	*lado B*		média	*lado A*		média	*lado B*		média
260	Pinhão	2.28	2.31	**2.30**	2.11	2.01	**2.06**	2.28	2.29	**2.29**	2.05	2.14	**2.10**
	Roda	1.71	1.86	**1.79**	2.38	2.21	**2.30**	1.98	1.91	**1.95**	2.33	2.65	**2.49**
300	Pinhão	1.99	1.92	**1.96**	2.38	2.32	**2.35**	1.91	1.92	**1.92**	2.22	2.18	**2.20**
	Roda	1.80	1.73	**1.77**	2.89	2.76	**2.83**	2.11	1.99	**2.05**	2.53	2.51	**2.52**
340	Pinhão	2.02	2.01	**2.02**	2.04	2.05	**2.05**	2.19	2.15	**2.17**	2.12	2.03	**2.08**
	Roda	1.47	1.50	**1.49**	2.41	2.28	**2.35**	2.04	2.08	**2.06**	2.17	2.15	**2.16**
340D	Pinhão	2.13	2.00	**2.07**	3.00	2.00	**2.50**	2.22	2.20	**2.21**	1.81	1.88	**1.85**
	Roda	1.79	1.75	**1.77**	2.37	2.28	**2.33**	1.78	1.84	**1.81**	2.21	2.55	**2.38**

Os valores médios (R_a) situam-se entre 1.9 e 2.5 μm para os pinhões e entre 1.5 e 2.8 μm para as rodas. Assim, e para o cálculo da espessura específica de filme lubrificante, adoptou-se um valor para rugosidade média das superfície dos dentes igual a 2 μm.

5.3 Lubrificante

Durante a rodagem e em todos os ensaios foi utilizado o lubrificante GALP TRANSGEAR 150. Trata-se de um óleo adequado à lubrificação de engrenagens, e possui aditivos comuns a este tipo de produtos.

O lubrificante foi substituído após a rodagem de cada engrenagem, evitando que, durante os ensaios, se introduzam nos contactos partículas libertadas pelas superfícies durante as fases iniciais de desgaste. Foram retiradas amostras para análise quer no fim das rodagens quer no fim dos ensaios.

A temperatura do lubrificante foi mantida constante durante as fases de rodagem (85ºC), mas não foi possível ao sistema de refrigeração da máquina FZG impedir que aumentasse ao longo dos testes, chegando a atingir 116ºC.

5.4 Rodagem das engrenagens

A rodagem a que foram submetidas as engrenagens permitiu preparar as superfícies para as solicitações dos testes, melhorando a conjugação dos perfis dos dentes e diminuindo a rugosidade superficial dos seus flancos activos.

Todas as engrenagens foram sujeitas a uma rodagem semelhante, constituída por seis períodos efectuados no estágio 4 FZG, a velocidades crescentes, mantendo o óleo a temperatura constante (85°C). A sequência adoptada consistiu em três períodos de 15 minutos a 500, 1000 e 1500 *rpm*, respectivamente, seguidos de outros três períodos, de meia hora cada um, a 2000, 2500 e 3000 *rpm* (velocidade de rotação da roda da engrenagem), conforme mostra a Figura 171. Durante a rodagem as rodas cumpriram 270.000 ciclos, enquanto os pinhões acumularam 405.000 ciclos de solicitação.

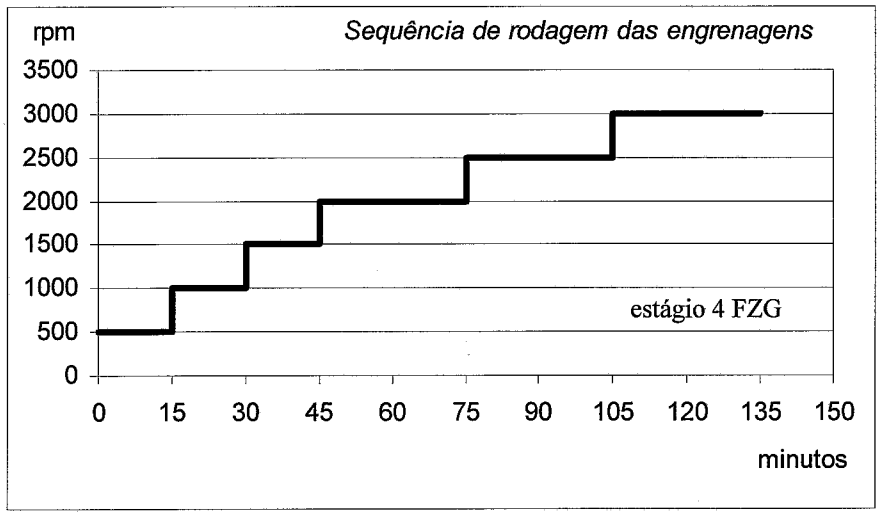


Figura 171 - Sequência de rodagem das engrenagens.

As condições de contacto no estágio 4 FZG são relativamente moderadas, sendo o valor da pressão máxima de Hertz de cerca de 0.72 GPa. Para as condições simuladas ao longo do flanco activo de cada dente, o valor máximo da espessura mínima de filme calculado foi de cerca de 0.4 μm.

5.5 Condições de funcionamento durante os testes

O primeiro conjunto de testes foi efectuado no lado A das engrenagens a uma pressão nominal de contacto de 1.8 GPa. O segundo conjunto de testes foi realizado no lado B das engrenagens a uma pressão nominal de 1.44 GPa. Estas duas situações resultam dos binários normalizados correspondentes aos estágios 10 e 8 da máquina FZG, respectivamente. Em qualquer dos casos, a velocidade de rotação da roda da engrenagem foi sempre de 3000 rpm.

Os parâmetros de contacto mais relevantes para a caracterização das condições de contacto previstas para estes testes são apresentados na Tabela 19. Estes valores foram calculados para as engrenagens usadas (do tipo FZG-C) e para o ferro nodular ensaiado, considerando que o banho de óleo lubrificante se encontrava a uma temperatura de 100ºC. São indicados os valores extremos de alguns parâmetros calculados, em função do seu interesse, e o ponto sobre a linha de engrenamento em que se verificam.

Tabela 19 – Condições de funcionamento do contacto nos ensaios das engrenagens de ADI.

Solicitações		Estágio 8	Estágio 10	ponto*
SR - Taxa de escorregamento máxima	%	63	63	A
F_n - Força normal máxima	N	7080	11014	C - D
p_0 - Pressão de Hertz máxima	GPa	1.439	1.79	C
h_{oc}- Espessura do filme lubrificante mínima	μm	0.35	0.23	A
Λ - Espessura específica do filme lubrificante	μm	0.08	0.06	A

** ponto sobre a linha de engrenamento*

Como se pode constatar pelos valores apresentados, os testes foram realizados em severas condições de contacto, sendo muito reduzida a espessura de filme lubrificante relativamente à elevada rugosidade superficial. O valor indicado da espessura específica do filme lubrificante (Λ) foi calculado tendo por base uma rugosidade média (Ra) igual a 2 μm. É um valor conservador, já que a rugosidade média baixou ligeiramente durante a rodagem das engrenagens. No entanto é um indicador claro de que as superfícies contactaram frequentemente entre si, num regime de lubrificação limite.

A elevada taxa de escorregamento imposta pela geometria destas engrenagens é também um factor importante no conjunto das solicitações, atingindo 63% no ponto de início de engrenamento (A).

5.6 Descrição dos ensaios no estágio 10 FZG (p_0 = 1.8 GPa), lado A

5.6.1 ADI340/A

Este ADI revelou o pior desempenho entre os materiais ensaiados a esta pressão, isto em termos do número de ciclos concretizado (120.000 ciclos). Vários dentes do pinhão e da roda apresentavam fissuras e escamas, algumas atingindo cerca de 5 mm de largura.

5.6.2 ADI340D/A

Este ADI resistiu melhor à fadiga de contacto que a variante de austêmpera simples a 340ºC, apresentando resultados, em termos de número de ciclos, ao nível dos ADIs austemperados a 300ºC (360.000 ciclos). Foram geradas escamas em vários dentes do pinhão, atingindo cerca de 3 mm, mas na roda apenas foram encontradas fissuras num dente.

5.6.3 ADI300/A

Este tratamento revelou um desempenho relativamente fraco em termos de resistência à fadiga superficial, tendo sido apenas cumpridos 360.000 ciclos. Libertaram-se escamas de média dimensão, cuja largura máxima era de cerca de 3 mm, em vários dentes do pinhão e também num dente da roda. Foram encontradas pequenas fissuras na superfície de alguns dentes.

5.6.4 ADI300D/A

Durante este teste formaram-se escamas em todos os dentes do pinhão, algumas de muito grandes dimensões, atingindo praticamente toda a largura dos dentes (14 mm). Desenvolveram-se várias fissuras nos dentes da roda, aparentemente resultantes de estágios iniciais de formação de escamas típicas de fadiga.

O estado de grave deterioração das superfícies e o curto tempo de ensaio até a avaria (270.000 ciclos) permitem afirmar tratar-se de um material que, no conjunto dos ADIs ensaiados, revelou um mau desempenho nos testes de fadiga de contacto.

5.6.5 ADI260/A

O pinhão e roda desta engrenagem mantiveram-se sem defeitos notáveis de superfície até ao final do teste. O ensaio terminou por se ter fracturado um dente do pinhão ao fim de 2,5 horas de ensaio (450.000 ciclos). A inspecção das superfícies de fractura mostrou haver um pequeno defeito de fundição na base do dente fracturado.

5.6.6 ADI260D/A

Este teste terminou de forma muito semelhante ao anterior, fracturando-se pela base um dente do pinhão ao fim de 495.000 ciclos, ainda com as superfícies dos dentes em bom estado. Foi o melhor resultado obtido nos ensaios de egrenagens a 1.8 GPa, quer em termos de resistência superficial à fadiga de contacto, tendo em conta o bom estado das superfícies, quer em termos do número absoluto de ciclos de teste concretizado a esta pressão.

5.7 Descrição dos ensaios no estágio FZG 8 (p_0 = 1.44 GPa), lado B

5.7.1 ADI 340/B

Este teste terminou quando se formou uma escama de fadiga com cerca de 1.7 mm de largura na superfície de um dente pinhão, situada ligeiramente acima da zona do primitivo de engrenamento. Noutro dente do pinhão e num dente da roda também foram detectadas pequenas crateras (aproximadamente 0.7 mm), muito semelhantes entre si. A morfologia destas cavidades sugere resultarem de indentações acidentais e não da libertação de escamas de fadiga.

É de salientar a grande deformação plástica que ocorreu na zona do primitivo dos dentes do pinhão, que deu origem a zonas de cor escura onde o material ficou muito compactado e onde deixaram de ser visíveis as crateras correspondentes aos nódulos de grafite. Foram ainda observados riscos no topo de vários dentes da roda e algumas microfissuras (medindo entre 0.5 e 1 mm) num dente do pinhão.

5.7.2 ADI 340D/B

A dimensão das escamas de fadiga formadas (cerca de 3 mm de largura) e a extensão da avaria sobre as superfícies foram semelhantes às do teste do ADI300. Em muitos dentes do pinhão e da roda uma estreita banda da superfície orientada segundo a normal à direcção de rolamento e posicionada na zona do diâmetro primitivo foi afectada por microescamas e por múltiplas fissuras de fadiga. Esta banda chegou a atingir, nos piores casos, cerca de 7 mm.

5.7.3 ADI300/B

Formaram-se pequenas fissuras de fadiga e microescamas numa banda transversal, orientada segundo a normal à direcção do rolamento e situada na zona do diâmetro primitivo. Foi nessa banda que tiveram origem escamas de fadiga, quer no pinhão quer na roda, deixando nas superfícies crateras de pequena dimensão (cerca de 1 mm) e de baixa profundidade. Em dois dentes da roda encontraram-se também pequenas indentações junto ao pé do dente, semelhantes entre si, provavelmente resultado da passagem de partículas metálicas no contacto.

5.7.4 ADI 300D/B

Este ensaio terminou após cerca de 1.5 milhões de ciclos de solicitação por estarem a ocorrer vibrações excessivas na máquina FZG. Não foram encontradas fissuras relevantes nas superfícies, sendo o "pitting" a forma de deterioração predominante. As superfícies do pinhão encontravam-se mais afectadas que as da roda, apresentando pequenas crateras de fadiga (largura máxima de cerca de 0.4 mm) concentradas na zona do primitivo.

5.7.5 ADI 260/B (este ensaio foi realizado com um pinhão em aço)

Em diversos dentes desta roda foram encontradas bandas transversais, de aspecto uniforme, contendo riscos superficiais. Nuns casos esta banda situava-se abaixo da zona do primitivo, noutros junto ao topo do dente. Este fenómeno indica uma geometria de engrenamento de má qualidade, facto que poderá ter estado na origem da fractura do dente nº 17, que ocorreu subitamente ao fim de 300.000 ciclos.

5.7.6 ADI260D/B

O material 260D foi o que resistiu mais tempo nestes ensaios 1.4 GPa. O ensaio terminou por ocorrerem vibrações excessivas em funcionamento, não tendo sido detectadas escamas ou fissuras de tamanho significativo nas superfícies de contacto. Os dentes do pinhão apresentavam-se ligeiramente menos afectados por "pitting" que os da roda, onde as maiores cavidades superficiais não ultrapassavam cerca de 0.1 mm). A relação entre o número de ciclos e o estado final das superfícies aponta este material como sendo o mais resistente à fadiga de contacto de entre todos os materiais ensaiados a esta pressão.

5.8 Caracterização das avarias

Observaram-se três formas de avaria: a fractura de dentes, o "spalling" e o "pitting". A primeira é um fenómeno de fadiga de flexão e as duas últimas são fenómenos de fadiga de contacto, que se refletem nos danos acumulados pelas superfícies, respectivamente na libertação de grandes escamas de fadiga e na formação de micro-crateras.

5.8.1 Fractura de dentes

A ruptura de dentes ocorreu sempre de forma súbita, tendo sucedido em três ensaios, todos realizados com variantes de ADI tratadas a 260ºC (260/A, 260/B e 260D/A).

Os dentes fracturados apresentam superfícies de fractura características, muito uniformes e sem vestígios de propagação lenta de fissuras por fadiga. A Figura 172 mostra um dente fracturado do pinhão 260/A.

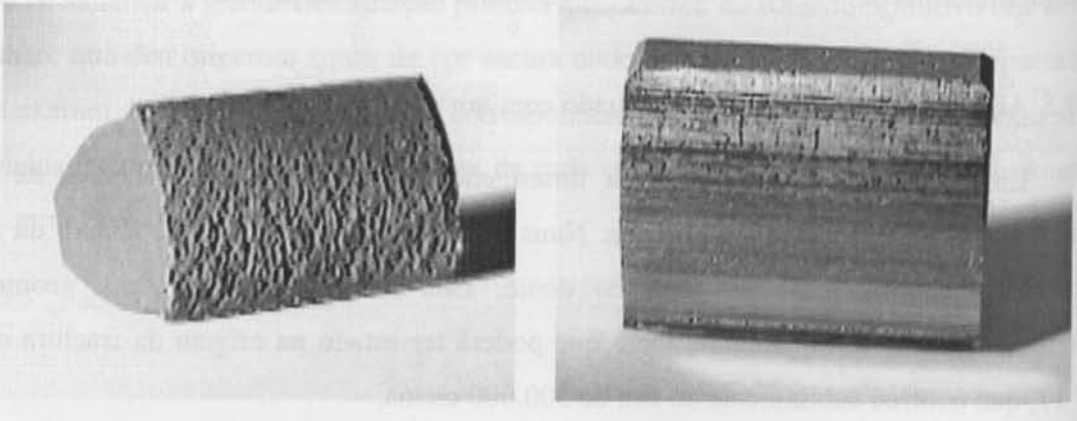


Figura 172 - Superfície de fractura e flanco activo do dente arrancado ao pinhão 260/A.

A Figura 173 apresenta a superfície de fractura no pinhão correspondente a este dente fracturado.

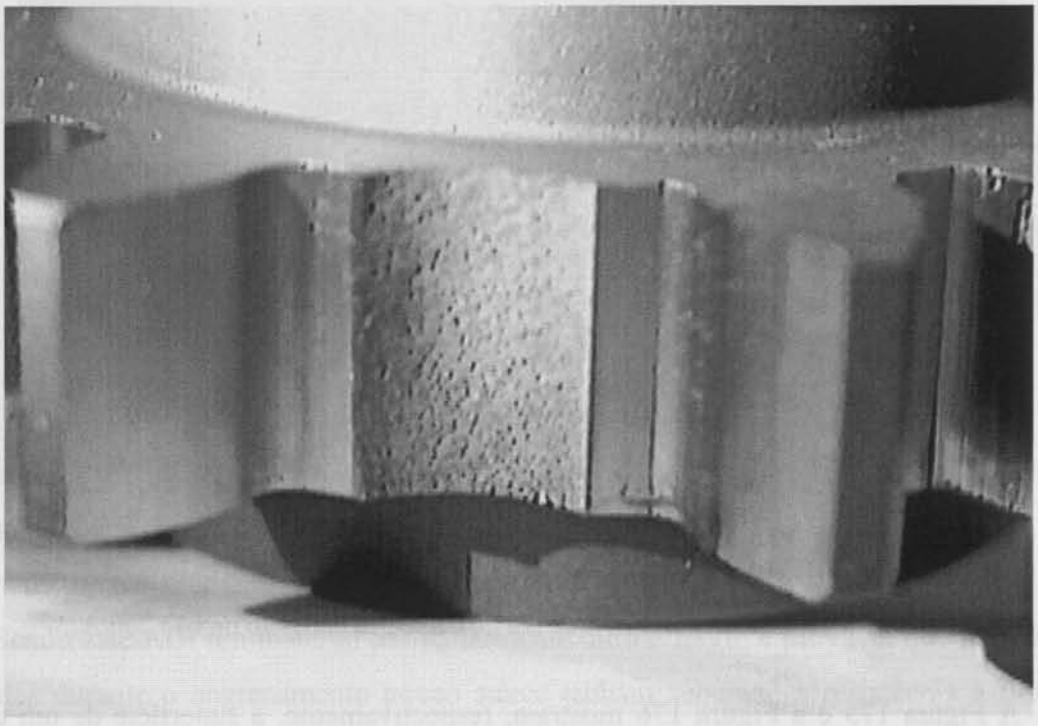


Figura 173 - Superfície de fractura de um dente no pinhão do ADI260/A.

Estas imagens mostram uma superfície de fractura de geratriz plana, correspondente ao trajecto característico de propagação de fissuras de flexão através da base dos dentes. Estas desenvolvem-se a partir do lado traccionado do dente, numa direcção perpendicular à superfície, e terminam de forma semelhante no flanco recíproco.

A morfologia das superfícies expostas mostra que ocorreu uma fractura frágil, o que leva a crer que a ruptura se deu de forma súbita, dada a ausência de quaisquer estrias de fadiga na superfície de fractura e de danos por sobrecarga nos dentes adjacentes.

A observação da superfície de fractura através do microscópio não revelou nenhuma heterogeneidade significativa na matriz metálica, à excepção de um pequeno defeito junto à periferia do lado traccionado do dente, que eventualmente pode ter contribuído para esta ruptura inesperada (ver Figura 174).

A superfície exposta revela uma grande densidade geral de nódulos de grafite, para além de algumas pequenas fissuras associadas ao defeito, que contém uma aglomerado anormal de grafite com cerca de 1 mm de extensão.

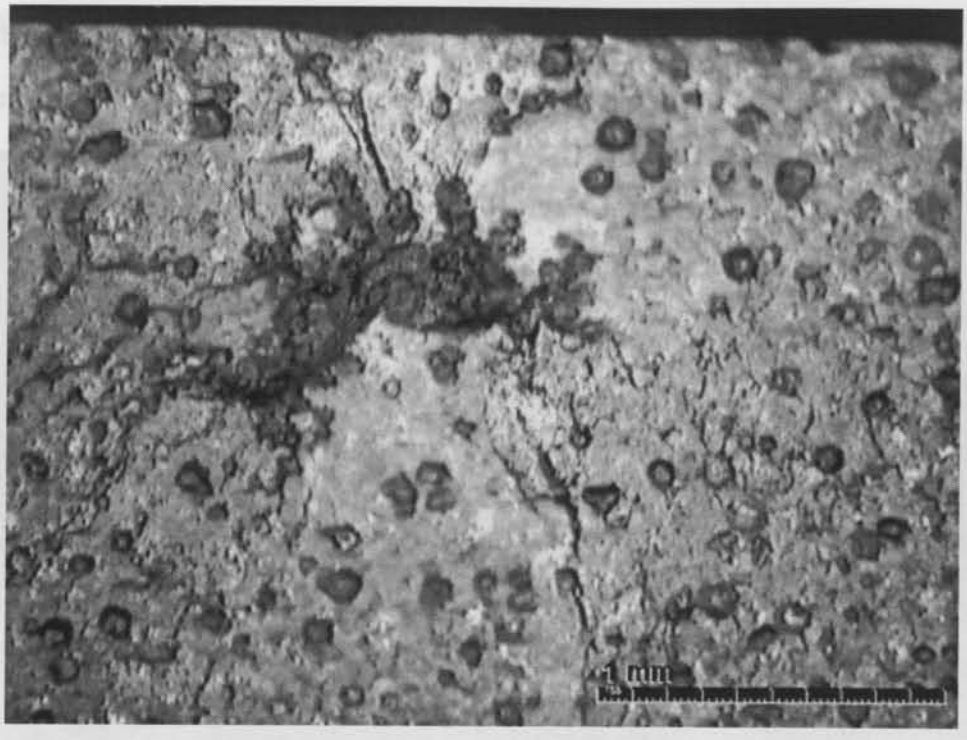


Figura 174 – Superfície de fractura do dente perdido pelo pinhão 260/A.

A Figura 175 e a Figura 176 mostram, respectivamente, a superfície de um dente do pinhão e de um dente da roda no final do teste do ADI260D a 1.8 GPa, sendo visível o bom estado das superfícies, registando-se apenas um "pitting" ligeiro nos dentes do pinhão.

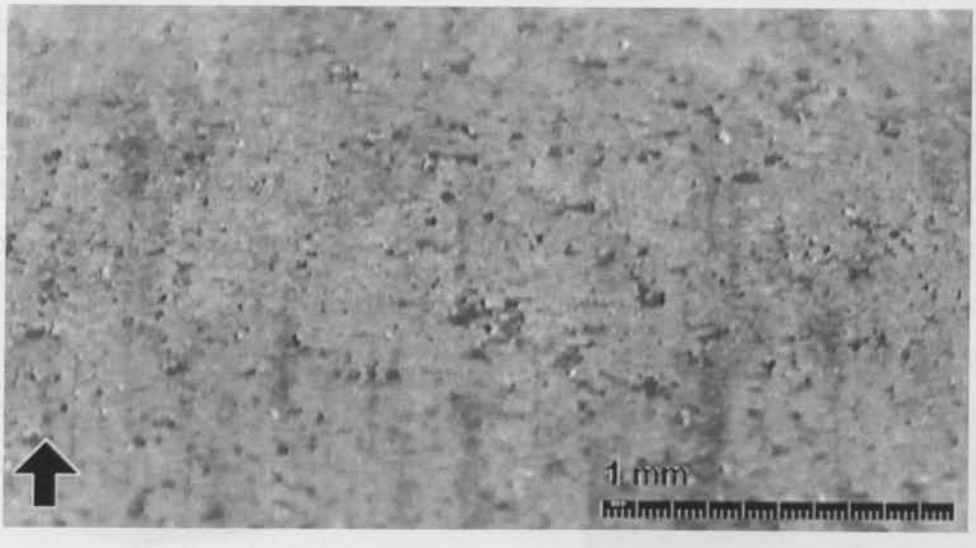


Figura 175 – Superfície de trabalho de um dente do pinhão 260D/A no final do ensaio.

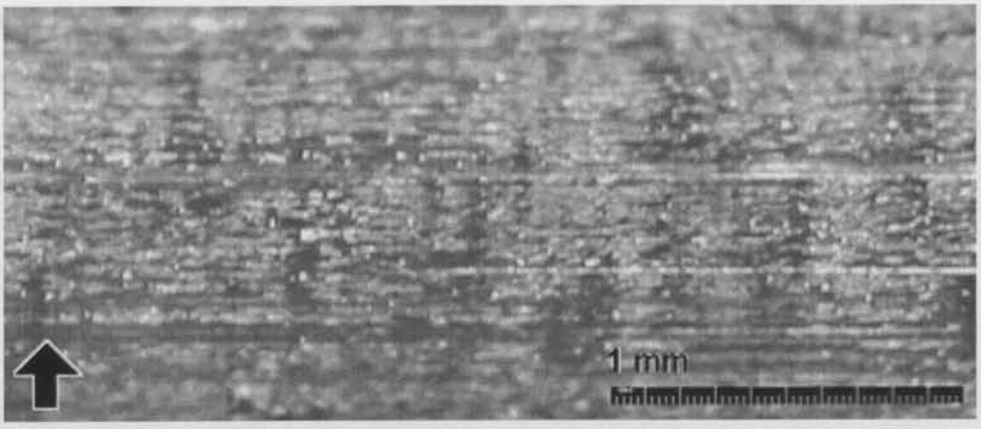


Figura 176 – Superfície de trabalho de um dente da roda 260D/A no final do ensaio.

O único caso em que ocorreu a ruptura de um dente nos testes do lado B das engrenagens (p_0 = 1.44 GPa) foi aquele em que foi utilizado um pinhão de substituição, fabricado em aço, para engrenar com a roda do ADI260 (esta roda já tinha resistido a uma fractura de um dente do pinhão conjugado no teste a 1.8 GPa).

Sendo este ADI um material particularmente duro e frágil, é provável que sobretensões induzidas durante o engrenamento pouco suave tenham superado a resistência à flexão do dente arrancado à roda, cuja superfície de fractura se pode ver na Figura 177.

Nesta imagem nota-se algum aspereza da superfície de fractura, uniforme através de toda a largura do dente, descrevendo um trajecto circular plano, típico das fissuras por flexão na base dos dentes de engrenagens. São também visíveis alguns riscos na aresta superior desta superfície, muito provavelmente resultantes da fase final da ruptura do dente.

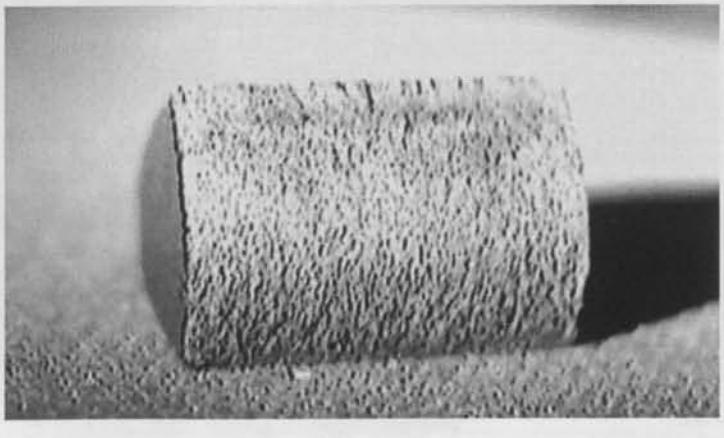


Figura 177 – Aspecto da superfície de fractura do dente nº17 da roda 260/B.

A observação microscópica das superfícies de fractura (no dente e na jante da roda) não revelou a presença de defeitos significativos, apesar de se detectarem pontualmente heterogeneidades típicas da matriz do ADI. A Figura 178 mostra, na parte inferior da imagem, a superfície de fractura da aresta traccionada de um dente fracturado. A superfície activa no contacto pode ver-se na parte superior da imagem.

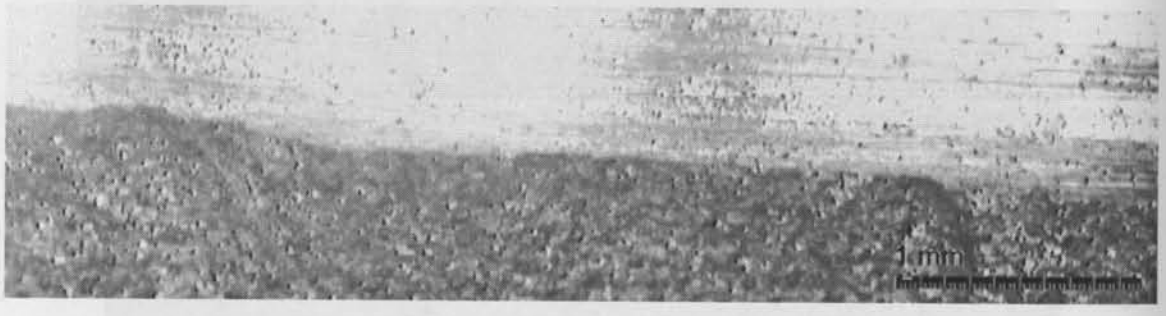


Figura 178 – Extremidade traccionada da superfície de fractura do dente nº17 da roda 260/B.

5.8.2 Escamas de fadiga ("spalling")

As maiores escamas de fadiga libertaram-se durante os ensaios do lado A, a 1.8 GPa, entre os quais se distingue o mau resultado do ADI300D, ensaio em que se formaram crateras muito grandes em vários dentes da roda e do pinhão. A Figura 179 mostra o flanco activo de um dente do pinhão desta engrenagem, revelando a extensão dos danos causados à superfície.

Figura 179 – Crateras em toda a largura do dente nº 14 do pinhão 300D/A.

Na Figura 180 pode ver-se a superfície de outro dente do mesmo pinhão contendo crateras coalescentes dispersas a toda a sua largura.

Figura 180 – Crateras em toda a largura do dente nº 3 do pinhão 300D/A.

No ensaio 340/A também se libertaram grandes escamas de fadiga, apesar das suas dimensões máximas não ultrapassarem cerca de 5 mm. Na Figura 181 e na Figura 182 podem ver-se as superfícies de dentes do pinhão desta engrenagem. Nesta última, vêem-se fissuras correspondentes a escamas de fadiga em formação.

Figura 181 – Crateras no dente nº 4 do pinhão 340/A.

Figura 182 – Crateras e fissuras no dente nº 7 do pinhão 340/A.

A Figura 183 mostra uma situação muito semelhante na superfície do pinhão de ADI 340D após o seu ensaio a 1.8 GPa.

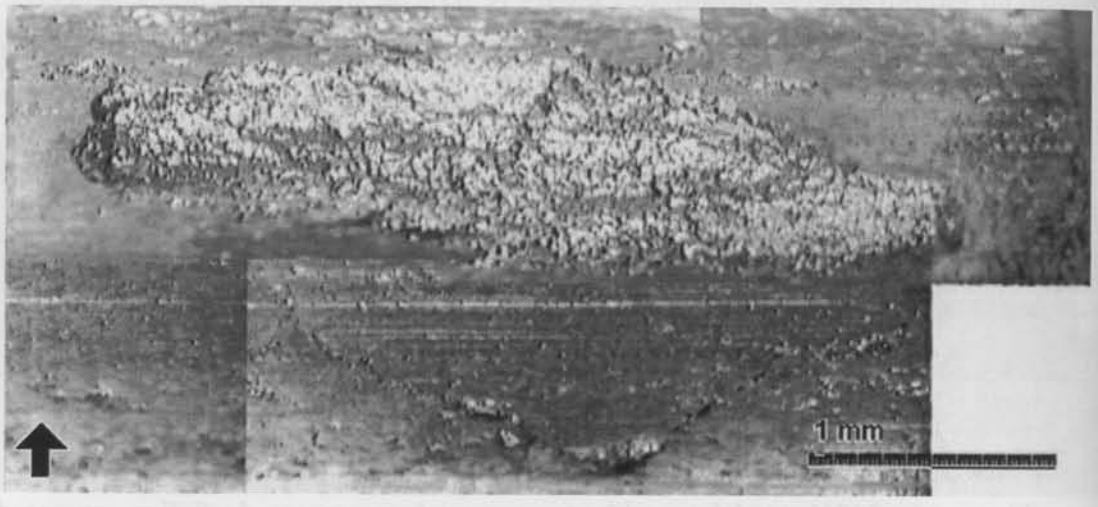


Figura 183 – Cratera e fissura no dente nº 9 do pinhão 340D/A.

Nestes ensaios a 1.8 GPa, o ADI300 foi o material que libertou escamas menos profundas e de menor dimensão.

A Figura 185 e a Figura 184 mostram crateras resultantes da libertação de escamas de fadiga, orientadas segundo a normal à direcção de rolamento, respectivamente, num dente do pinhão e num dente da roda da engrenagem tratada a 300ºC com austêmpera simples.

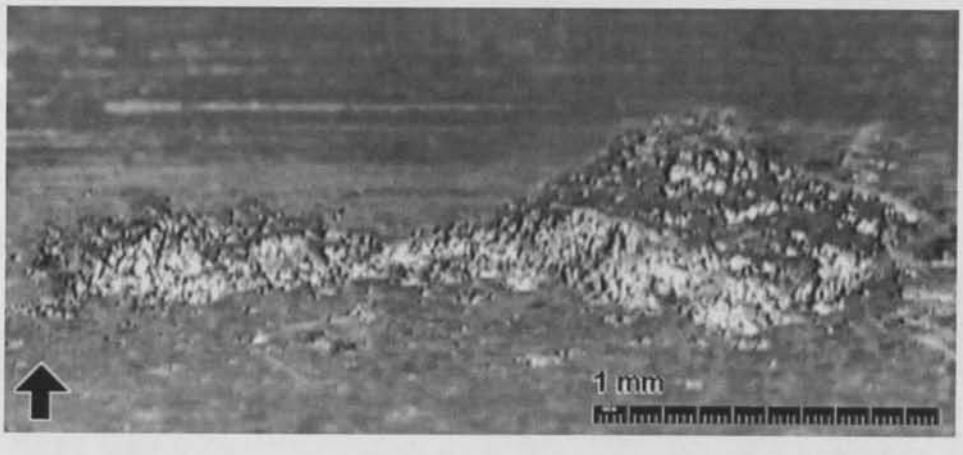


Figura 184 – Pequenas crateras num dente do pinhão 300/A.

Figura 185 – Pequenas crateras num dente da roda 300/A.

Nos testes do lado B das engrenagens (p_0 = 1.44 GPa), as maiores escamas de fadiga libertaram-se da superfície dos dentes do pinhão de ADI340D, atingindo uma largura máxima de cerca de 3 mm (ver exemplo na Figura 186).

Figura 186 – Pequena cratera no dente nº11 do pinhão 340D/B.

Em alguns dentes deste pinhão observou-se a coalescência alinhada de crateras de menor dimensão, como as que mostra a Figura 187.

Figura 187 – Alinhamento de pequenas crateras no primitivo do dente 16 do pinhão 340D/B.

Estes alinhamentos chegam a confundir-se com "pitting" quando observados nos dentes da roda conjugada, onde a profundidade e a largura das crateras coalescentes é menor. Foram observados alinhamentos com cerca de 7 mm de largura, como os da Figura 188.

Figura 188 – Primitivo do dente nº24 da roda 340D/B (aprox. 7 mm).

Uma única cratera de dimensões modestas era visível no final do teste nas superfícies do ADI340 (ver Figura 189), onde também foram observadas algumas fissuras e indentações.

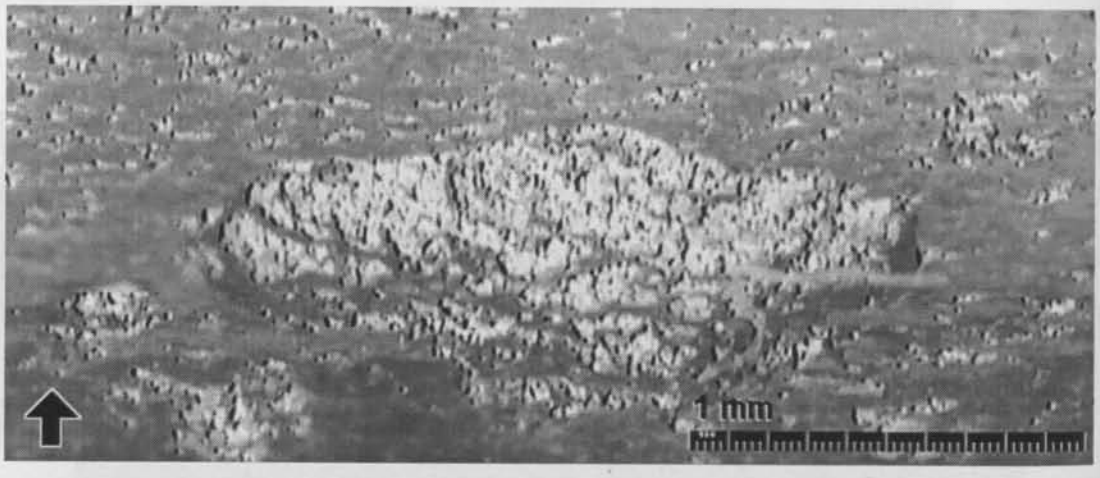


Figura 189 – Pequena cratera no dente nº16 do pinhão 340/B.

As superfícies do ADI300 apresentavam crateras que, isoladamente, não mediam mais que 1 mm. No entanto, a aglomeração de pequenas crateras em alinhamentos transversais à altura do primitivo, semelhantes a fissuras superficiais (ver Figura 190), produziu um nível elevado de vibrações, determinando o final do ensaio 300/B.

Figura 190 – Alinhamento de pequenas crateras no primitivo do dente nº15 da roda 300/B.

5.8.3 Micro-escamas de fadiga ("pitting")

A superfícies do ADI260 e do ADI300D não chegaram a libertar escamas de fadiga de dimensões significativas até ao final dos testes no lado B das engrenagens (p_0 = 1.44 GPa). A avaria predominante das superfícies foi o "pitting", ao impor um elevado nível de vibrações durante o funcionamento das engrenagens.

Os dentes do pinhão 300D/B apresentavam algumas zonas onde as micro-crateras se encontravam mais ou menos concentradas, sobretudo à altura do primitivo (ver Figura 191).

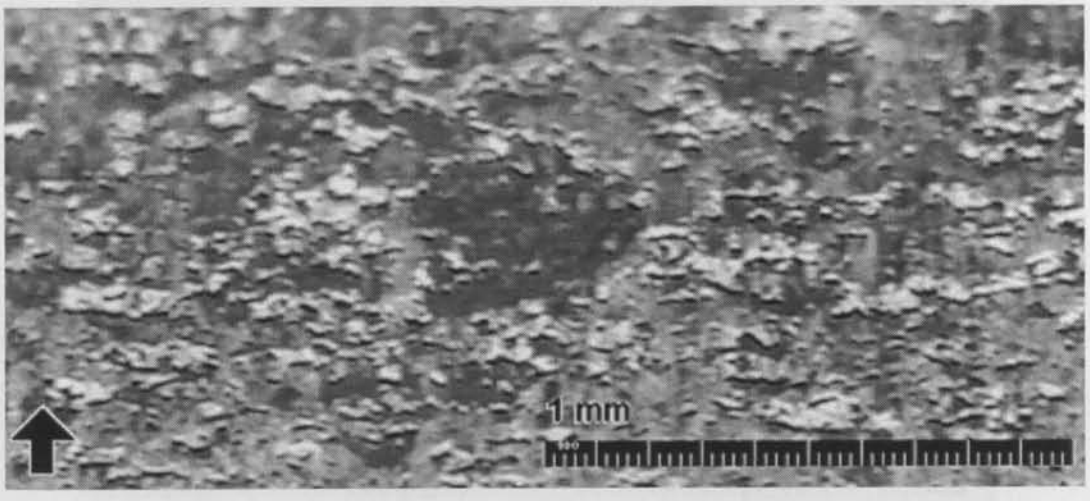


Figura 191 – "Ptting" junto à altura do primitivo de um dente do pinhão 300D/B.

A Figura 192 mostra outras micro-crateras de baixa profundidade que foi possível encontrar nas superfícies activas dos dentes deste pinhão de ADI300D.

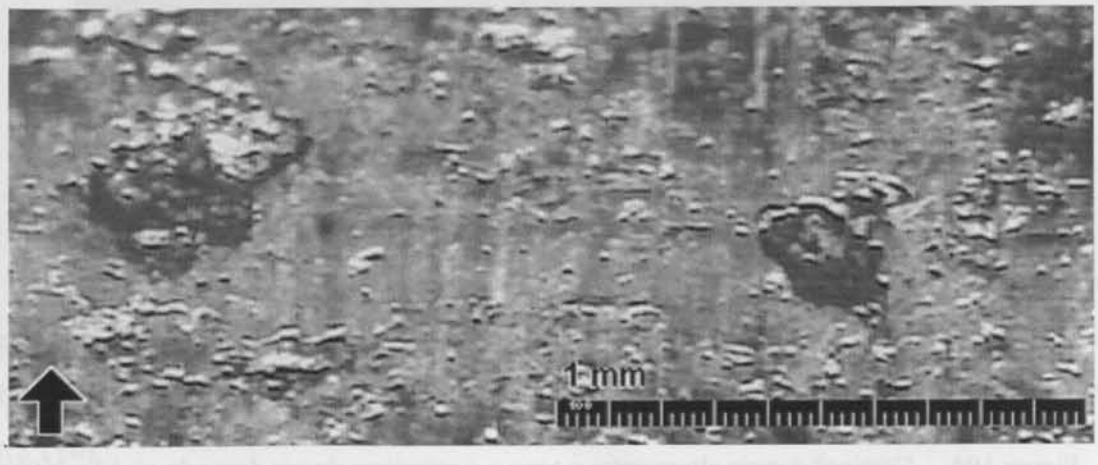


Figura 192 – Micro-crateras na superfície de um dente do pinhão 300D/B.

O ADI260D, duro e frágil, resistiu ao teste a 1.44 GPa sem formar qualquer cratera de fadiga distinta nas superfícies. Os dentes apresentavam um "pitting" onde as micro-cavidades superficiais não ultrapassavam 0.1 mm de largura. A superfície activa dos dentes formou bandas transversais compactas, sobretudo em zonas de alto escorregamento, e outras onde predominava o "pitting", mais perto do primitivo, onde muitos riscos de maquinagem permaneceram visíveis. A Figura 193 e a Figura 194 mostram, com diferente ampliação, o aspecto da superfície de um dente do pinhão 260D/B.

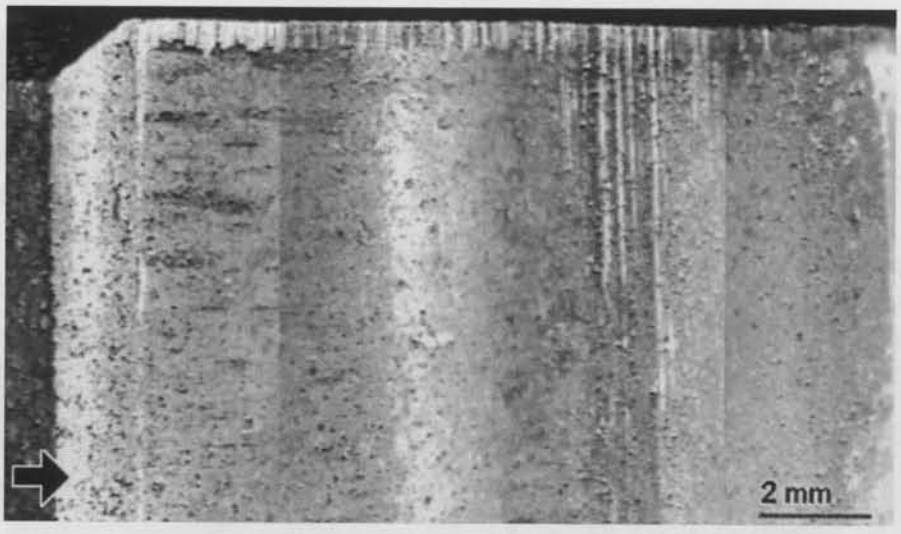


Figura 193 – Topo de um dente do pinhão 260D/B (do lado esquerdo da imagem).

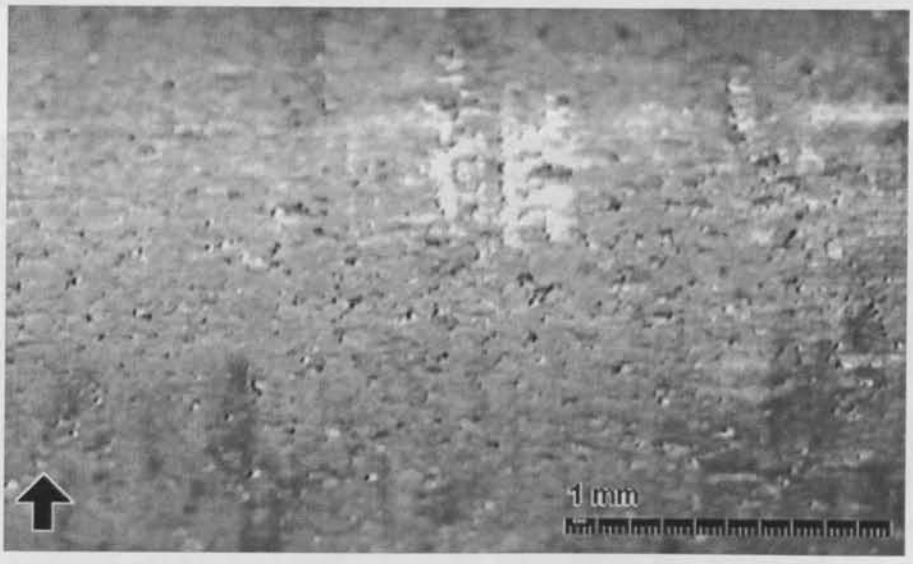


Figura 194 – "Pitting" a meia altura entre o topo e o primitivo de um dente do pinhão 260D/B.

Na Figura 195 e na Figura 196 podem ver-se imagens da superfície de um dente da roda 260D/B. O "pitting", com um aspecto mais rugoso que o do pinhão, surge concentrado sensivelmente à altura do primitivo de funcionamento da engrenagem, onde ocorre rolamento puro.

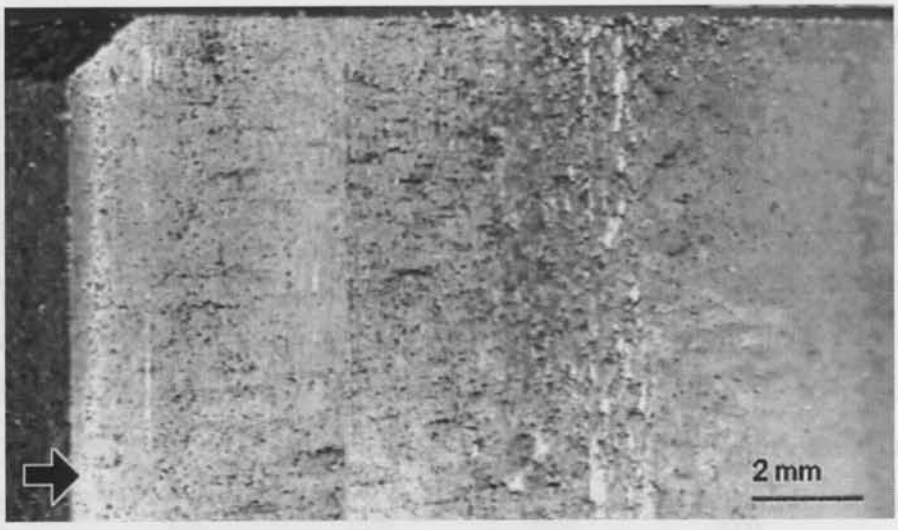


Figura 195 – Topo de um dente da roda 260D/B (do lado esquerdo da imagem)

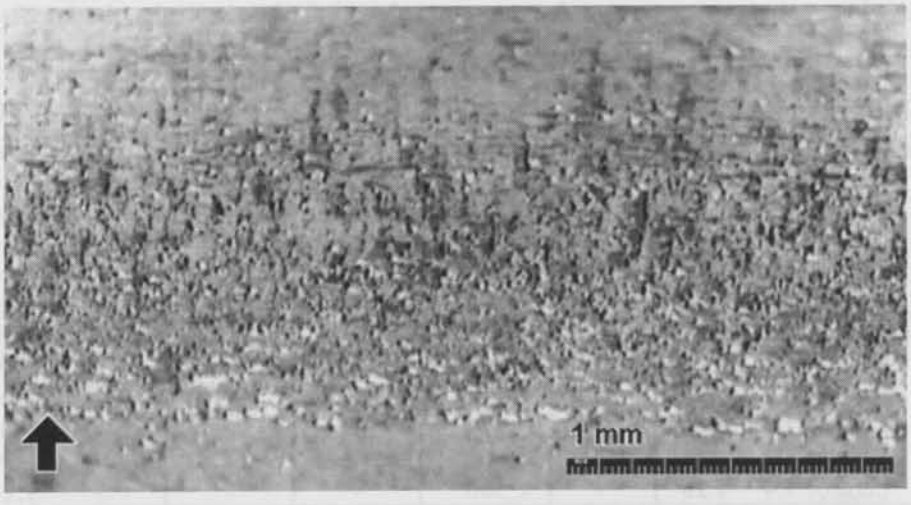


Figura 196 – "Pitting" ligeiramente acima do primitivo da roda 260D/B.

Ao maior número de ciclos cumprido pelo pinhão 260D/B, relativamente à roda, corresponde um estado de maior evolução do "pitting", que apresenta maior deformação plástica e um menor número de micro-cavidades visíveis (comparar a Figura 194 com a Figura 196).

5.9 Resultados dos ensaios com engrenagens FZG-C

Nos resultados destes testes incluem-se três modos fundamentais de avaria:

1 - A fractura de dentes pela base;

2 - A libertação de escamas fadiga superficiais de grandes dimensões ("spalling");

3 - A presença de micro-crateras de baixa profundidade nas superfícies ("pitting").

A libertação das primeiras escamas de fadiga pode estar na origem da degradação rápida das superfícies, nomeadamente quando partículas metálicas se soltam e são entaladas no contacto entre dentes. Assim, e para além do número de ciclos concretizado em cada ensaio, é necessário ter em conta o número de dentes afectado e a morfologia das crateras de fadiga formadas. Para além disso, os ensaios foram interrompidos apenas quando se atingiu um determinado nível de vibrações, não sendo garantido que esse momento tenha coincidido exactamente com a libertação das primeiras escamas de fadiga.

A Tabela 20 mostra valores do número de ciclos cumprido até ao final de cada ensaio, bem como outros parâmetros que permitem avaliar o desempenho dos diferentes ADIs nestes testes.

Tabela 20 - Resultados dos ensaios FZG-C com engrenagens de ADI.

				Número de ciclos (x1000)		Número de dentes e dimensão das crateras			
lado	ADI	p_0	p_0^2/σ_r	*pitting*	*spalling*	*pinhão*	*roda*	*largura(mm)*	AVARIA
A	340	1.8	2.83	-	120	10	4	5	*"spalling"*
	340D	1.8	2.49	-	360	4	1	3	*"spalling"*
	300D	1.8	2.36	-	270	13	16	14	*"spalling"*
	300	1.8	2.26	-	360	5	1	3	*"spalling"*
	260D	1.8	2.25	-	495	-	-	-	fractura
	260	1.8	1.99	-	450	-	-	-	fractura
B	340	1.4	1.81	-	540	1	0	1.7	*"spalling"*
	340D	1.4	1.60	-	1035	14	10	5	*"spalling"*
	300D	1.4	1.51	1170	1530	-	-	(0.4)	*"pitting"*
	300	1.4	1.45	-	828	3	7	1.2	*"spalling"*
	260D	1.4	1.44	1611	2442	-	-	(0.1)	*"pitting"*
	260	1.4	1.28	-	300	-	-	-	fractura

Ocorreram fracturas em todos os testes com engrenagens austemperadas a 260°C, com excepção do teste 260D/B, em que se atingiu o maior número de ciclos a 1.44 GPa.

Terminaram pela formação de "pitting" o teste 260D/B e 300D/B. Os restantes ensaios terminaram pela libertação de escamas de fadiga ("spalling").

A Figura 197 mostra uma representação gráfica destes resultados, dispostos por ordem decrescente do número de ciclos cumprido nos ensaios a 1.44 GPa. São indicados a largura máxima das grandes escamas de fadiga e o número de dentes em que foram encontradas.

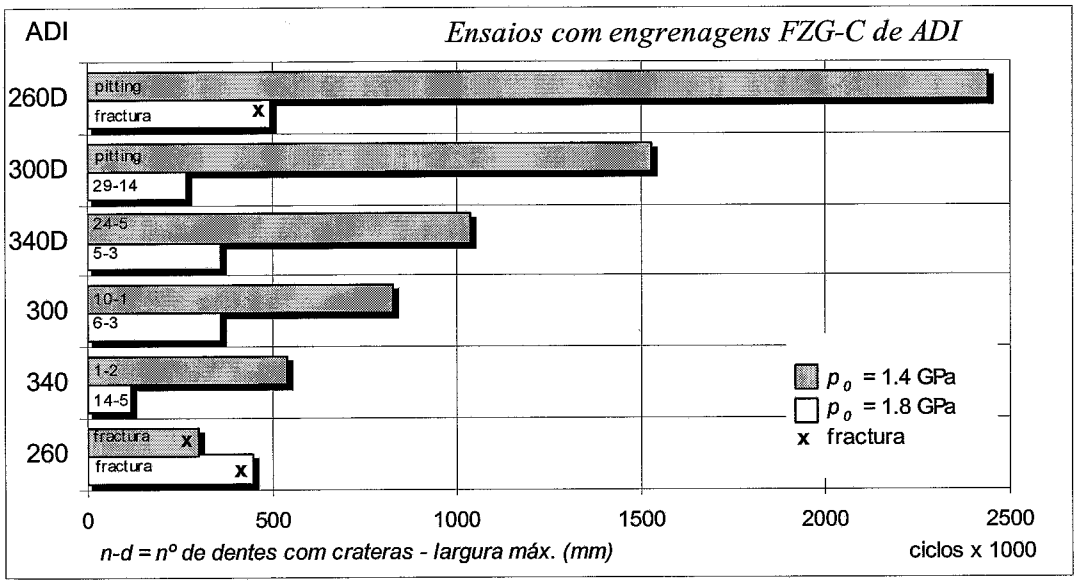


Figura 197 - Resultados dos testes de fadiga de contacto realizados com engrenagens FZG-C em ADI.

A Figura 198 caracteriza a severidade das avarias em termos da soma do número de dentes da roda e do pinhão que libertaram escamas de fadiga e da largura máxima das crateras encontradas nas superfícies desses dentes.

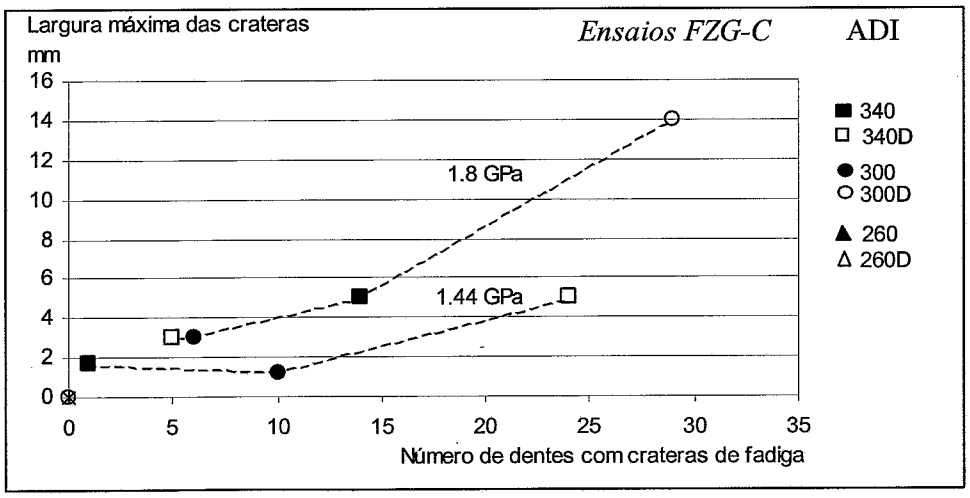


Figura 198 - Número de dentes com "spalling" e dimensão máxima de crateras de fadiga.

5.10 Análise dos resultados

O número de ciclos cumprido pelas engrenagens mostrou ser dependente da resistência à tracção, da dureza e, inversamente, da ductilidade dos materiais. Na Figura 199 estão ligados os dois ensaios de cada material (p_0=1.8 GPa à esquerda, p_0= 1.44 GPa à direita).

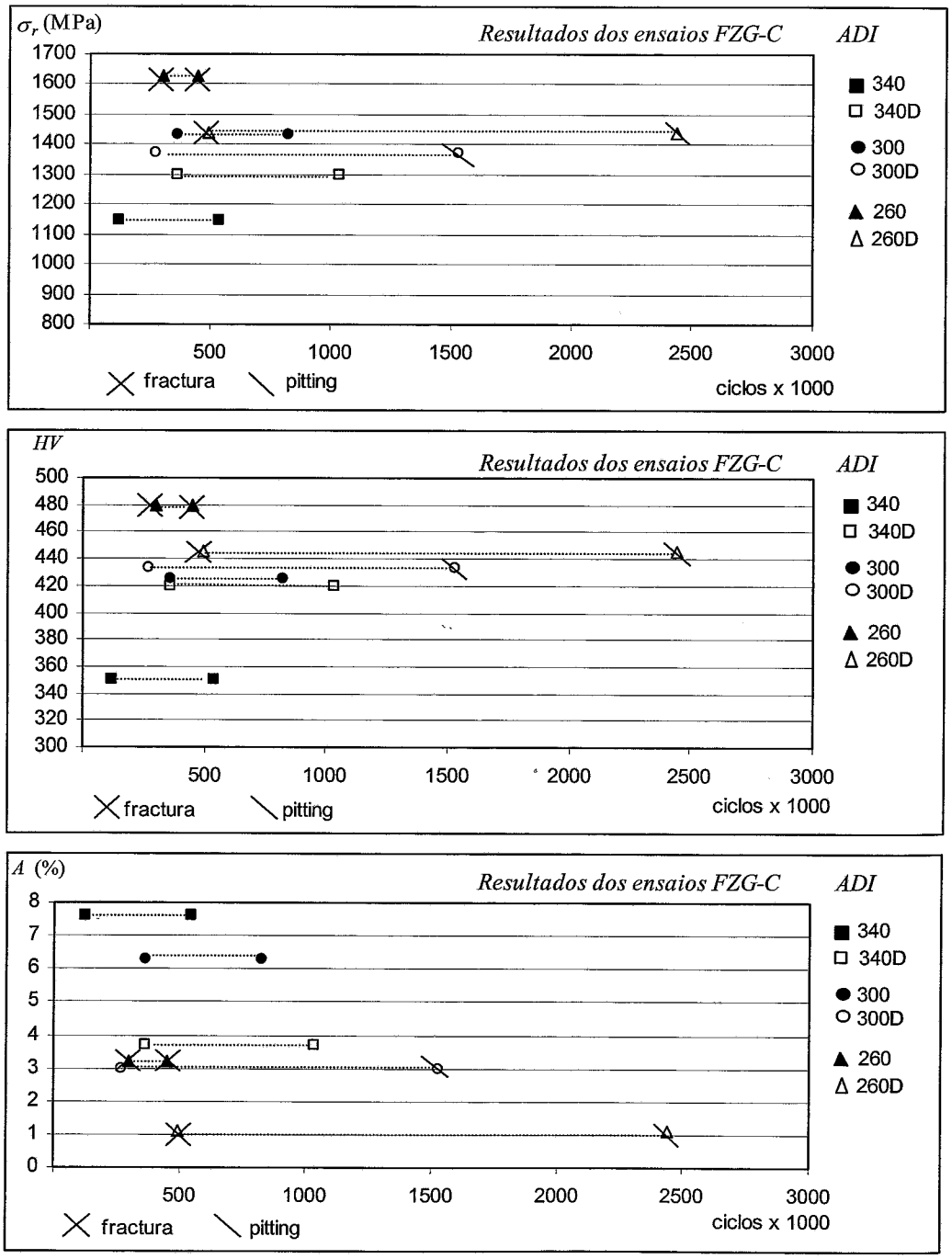


Figura 199 - Relação entre o número de ciclos em cada ensaio e a resistência à tracção (em cima), a dureza (ao centro) e o alongamento à ruptura dos ADIs (em baixo).

A elevada dureza e baixo alongamento à ruptura relacionam-se facilmente com os casos em que ocorreu a ruptura de dentes, fenómeno que apenas se verificou com os ADIs austemperados a 260ºC, mais duros e frágeis. Estes materiais foram, no entanto, aqueles cujas engrenagens cumpriram maior número de ciclos, quer nos ensaios a 1.8 como a 1.44 GPa, mantendo as superfícies em melhor estado.

De uma forma geral, a dureza e a resistência à tracção contribuiram para a resistência à fadiga de contacto dos ADIs ensaiados, contrariamente ao seu alongamento à ruptura.

5.10.1 Parâmetros auxiliares

A Figura 200 mostra os resultados dos ensaios FZG-C em que não ocorreram fracturas, através de parâmetros auxiliares que têm por base o quadrado da pressão de contacto (p_0^2) e algumas propriedades dos ADIs.

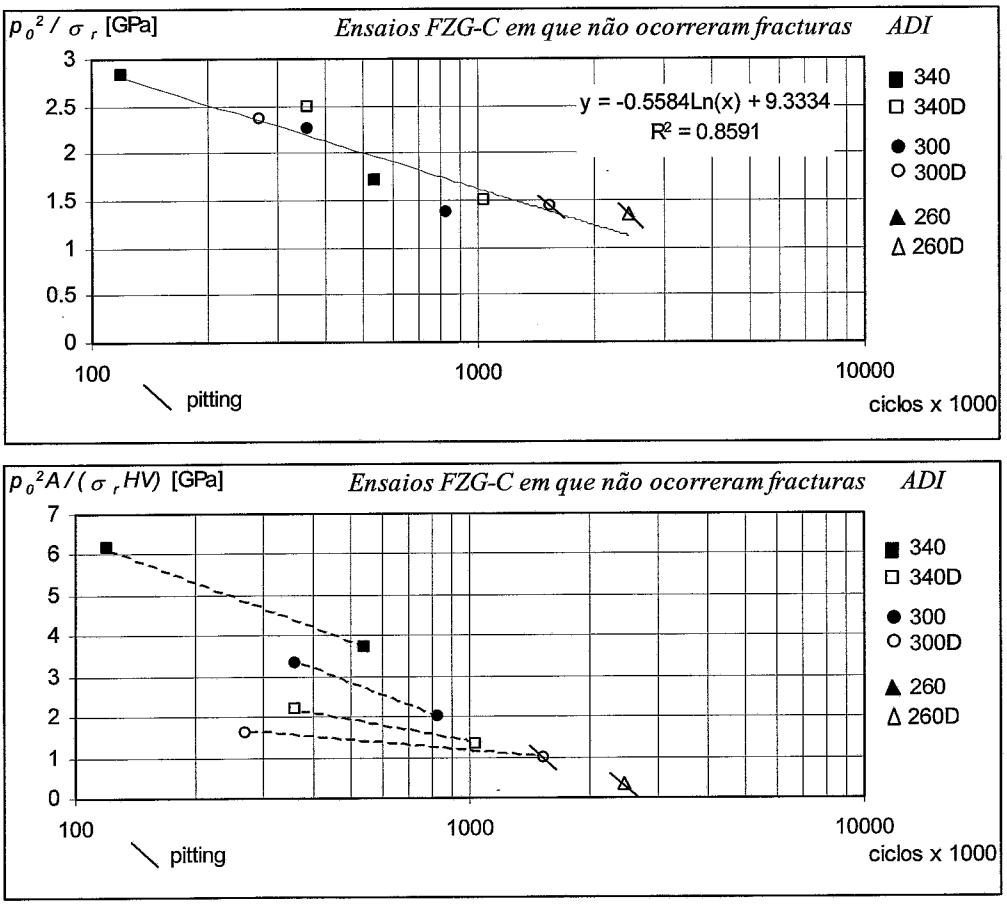


Figura 200 - Resultados dos testes FZG-C em que não ocorreram fracturas em função de alguns parâmetros auxiliares que contabilizam propriedades mecânicas dos ADIs.

O parâmetro p_0^2/σ_r aproxima estes resultados de forma bastante coerente, e mesmo os testes que terminaram por "pitting" seguem uma tendência semelhante à dos restantes. O aumento do valor de p_0^2/σ_r faz diminuir o número de ciclos, aumenta a severidade das avarias de fadiga de contacto, e relaciona-se com a forma de avaria (a libertação de escamas de fadiga mostrou-se predominante para valores de p_0^2/σ_r acima de 1.5 GPa).

O parâmetro $p_0^2 A /(\sigma_r.HV)$ contabiliza também o valor da dureza (HV) e do alongamento à ruptura ($A\%$). Permite distinguir o comportamento dos materiais (as linhas menos inclinadas no diagrama inferior da Figura 200 ligam os resultados do ensaios dos ADIs mais resistentes e duros), e permite situar o número de ciclos de forma proporcional à severidade do contacto (de uma forma geral, e sobretudo nos testes a 1.44 Gpa, quanto maior o seu valor menor é o número de ciclos). A libertação de escamas de fadiga verificou-se sempre que este parâmetro foi superior a 1 GPa.

5.10.2 Rugosidade das superfícies activas

A rectificação dos dentes das engrenagens produziu valores relativamente elevados de rugosidade superficial, sobretudo nos pinhões. Aa rugosidade média (R_a) após fabrico variava entre 1.9 e 2.5 μm para os pinhões e entre 1.5 e 2.8 μm para as rodas.

A atenuação de rugosidade sofrida pelas superfícies dos dentes durante a rodagem foi modesta, muito provavelmente porque a pressão de contacto máxima imposta pelo estágio FZG 4 é relativamente baixa. Durante a rodagem, a máxima atenuação percentual da rugosidade média foi de 25% para o pinhão de ADI260, facto que não é alheio à elevada rugosidade superficial que apresentavam as superfícies dos dentes desta engrenagem após fabrico.

A Figura 201 mostra a variação da rugosidade rugosidade média (R_a) de algumas rodas e pinhões durante a rodagem (não estão disponíveis leituras de rugosidade para as engrenagens 300D e 260D). Estes valores referem-se ao lado A das engrenagens, aquele que foi posteriormente ensaiado a 1.8 GPa.

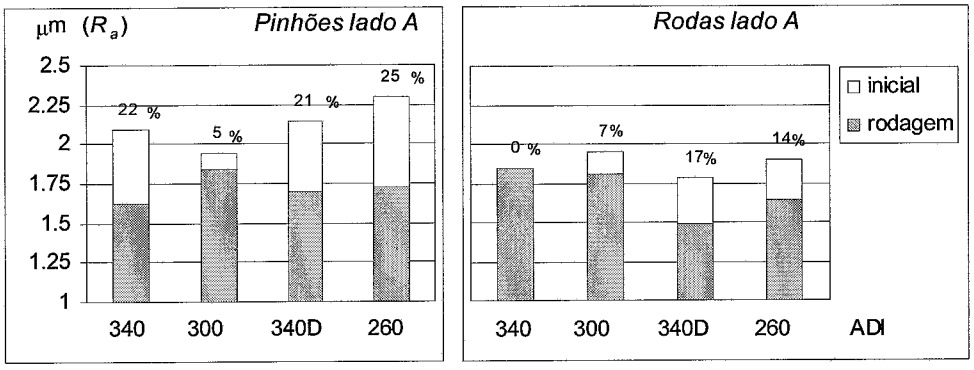


Figura 201 - Rugosidade média (R_a) após fabrico e depois da rodagem do lado A de algumas engrenagens.

Como se pode observar, a grande maioria das rodas e pinhões diminuiram a rugosidade média dos seus dentes durante a rodagem. Esta diminuição foi menor no caso das rodas, sendo a maior descida registada pelo ADI340D. No caso dos pinhões, a maior diminuição de rugosidade média é favorecida pelo maior número de ciclos acumulados durante a rodagem. De notar o comportamento diverso entre a roda e o pinhão 340, e a pequena variação que a roda e o pinhão 300 apresentaram. Verificam-se excepções no pinhão do par 300 e na roda do par 340, em que a diminuição da rugosidade superficial média foi menor que a esperada.

A partir destes resultados, não foi possível estabelecer uma relação directa entre a variação de rugosidade superficial durante a rodagem e as propriedades mecânicas destes ADIs.

A rugosidade superficial dos dentes das engrenagens baixou durante a maioria dos ensaios. Os valores medidos de rugosidade média apresentavam algumas situações "anormais" (o pinhão 340/A e os pares 300/B e 340D/B), em que se verificou um aumento da rugosidade superficial. Este aumento da rugosidade média deve-se, para além do estado geral das superfícies, à presença de bandas afectadas por "pitting" dispostas transversalmente nos flancos activos dos dentes das engrenagens.

Os valores finais (após ensaio) da rugosidade superficial dos dentes dependem do número de ciclos cumprido pelas superfícies e do seu estado geral (presença de fissuras, bandas de "pitting", etc.), pelo que não podem ser directamete comparados entre testes.

A Figura 202 mostra valores da rugosidade média (R_a) da superfície de trabalho dos dentes de algumas rodas e pinhões, medidos após fabrico, após a rodagem e no final dos ensaios.

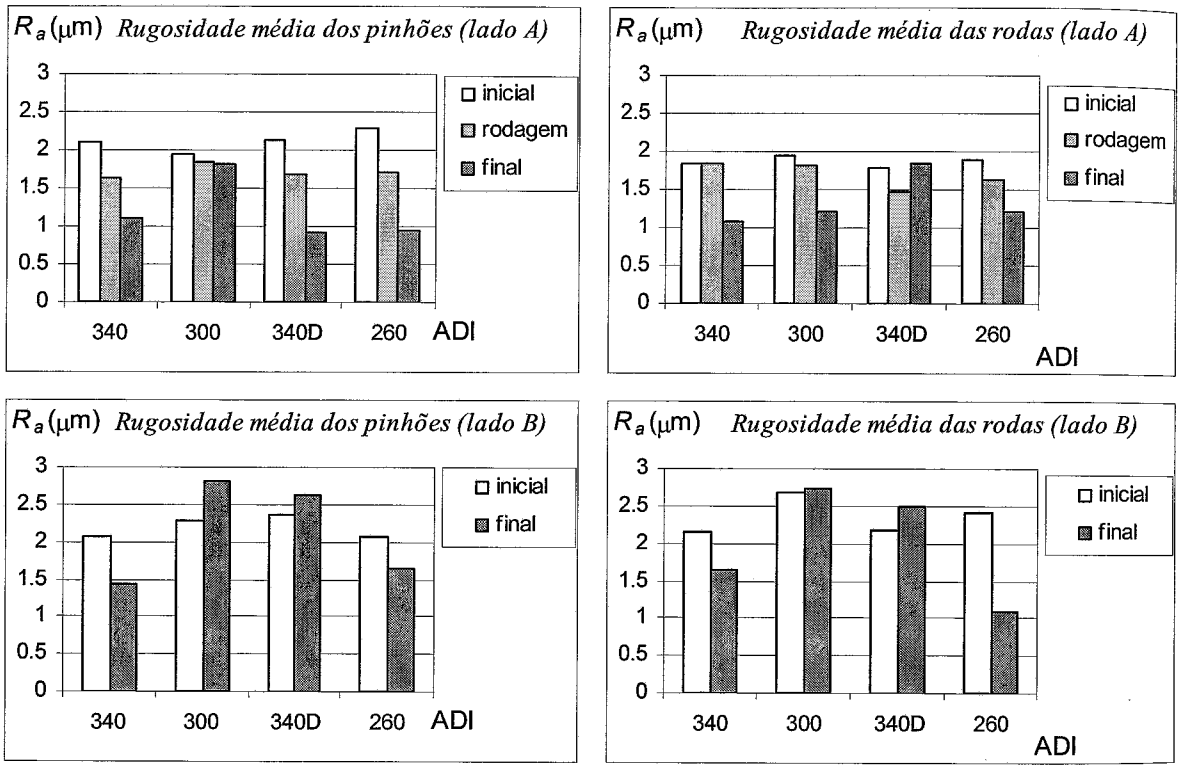


Figura 202 – Rugosidade média (R_a) nos pinhões e nas rodas de ADI em diferentes fases dos ensaios.

Nos pinhões, que cumpriram um maior número de ciclos e que possuíam um pior acabamento superficial, a atenuação da rugosidade média até ao final dos ensaios atingiu valores superiores a 50%.

Se se contabilizar a variação da rugosidade média com o número de ciclos cumprido pelas superfícies em cada ensaio é possível realçar a relação entre a ductilidade de cada ADI com a diminuição da rugosidade superficial.

O diagrama na Figura 203 apresenta o quociente entre a atenuação percentual da rugosidade de cada roda e pinhão e o número de ciclos cumprido por cada superfície durante o teste correspondente.

Esta relação é apenas apresentada para os ensaios do lado *A* das engrenagens (p_0 = 1.8 GPa), onde vários dentes se mantiveram sem avarias de superfície até ao final dos testes, o que permitiu evitar introduzir nesta relação o efeito da presença de danos superficiais resultantes do processo de fadiga.

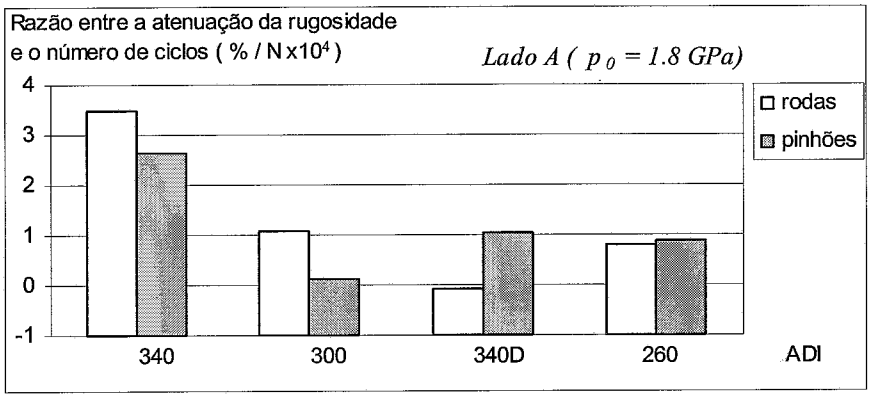


Figura 203 – Quociente entre a atenuação da rugosidade média (R_a) e o número de ciclos cumprido durante os ensaios do lado A de algumas engrenagens (p0=1.8 GPa).

A forte diminuição de rugosidade registada no par 340 revela a tendência dos ADIs menos duros para diminuir mais fortemente a rugosidade superficial ao longo dos ensaios FZG-C, mas esta tendência não pode ser confirmada de forma decisiva através dos restantes resultados apresentados.

5.11 Análise dos lubrificantes

Foram efectuadas análises aos lubrificantes a partir de amostras de óleo recolhidas no final da rodagem e no final de cada ensaio (o óleo foi sempre substituido antes de cada ensaio). Através de ferrografia e de ferrometria foi possível caracterizar e quantificar a quantidade de partículas metálicas presentes no lubrificante e, assim, obter um indicador do desgaste sofrido pelas superfícies.

Quando estes resultados são apresentados em função do número de ciclos cumprido pelas engrenagens, é possível comparar a taxa de desgaste das diferentes superfícies.

Na Figura 204 mostra-se o quociente entre o índice de concentração de partículas de desgaste (CPUC) e o número de ciclos total, em alguns ensaios realizados a 1.44 GPa (não estão disponíveis resultados para os pares 260D e 300D). Durante a rodagem, esse quociente decresceu com o aumento da dureza de cada ADI (a que corresponde a diminuição do seu alongamento à ruptura). Durante os ensaios, apenas o valor calculado para ADI300 foi ligeiramente inferior ao esperado, de acordo com esta relação.

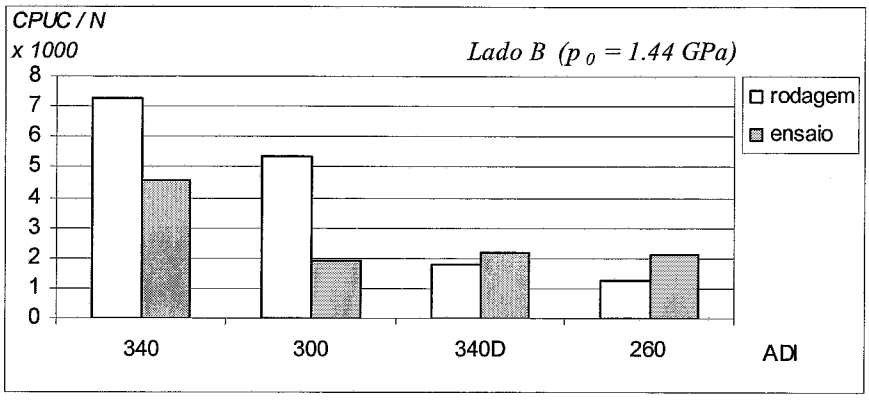


Figura 204 - Relação entre o número de partículas metálicas encontradas no lubrificante (CPUC) e o número de ciclos cumprido pelas engrenagens nos ensaios a 1.44 GPa.

Estes resultados revelam taxas de desgaste bastante elevadas durante a rodagem das engrenagens 340/B e 300/B. De forma inversa, o lubrificante menos contaminado por partículas metálicas foi o do teste do ADI260, um dos materiais mais duros no conjunto dos ADIs ensaiados, que nunca chegou a libertar grandes escamas de fadiga.

Nos ensaios 340D/B e 260/B as taxas de desgaste superam as da rodagem, muito provavelmente devido ao maior número de ciclos acumulado por estas superfícies (como existe a possibilidade do número de partículas metálicas presente no lubrificante ser dependente da avaria das superfícies, o "spalling" e o "pitting" podem ter uma influência significativa sobre os quocientes apresentados). Assim, o elevado número de partículas presentes no óleo após o ensaio 340/B está de acordo com as propriedades deste material, mas pode ter sido particularmente influenciado pelo grande número de escamas que se libertaram em vários dentes do pinhão e da roda durante a avaria da engrenagem.

6 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS COM ENGRENAGENS

6.1 Fractura de dentes

A fractura de dentes ocorreu nos pinhões dos testes a 1.8 GPa dos ADIs 260 e 260D, e também na roda do ADI260, durante o teste a 1.44 GPa, mostrando que estes materiais são demasiadamente frágeis perante o esforço de flexão imposto aos dentes das engrenagens, nas condições em que estas foram ensaiadas. No entanto, as superfícies destes dentes resistiram

muito bem à fadiga de contacto já que não foram formadas grandes crateras de fadiga nem chegou a ocorrer "pitting" de grande intensidade.

No teste 260/B foi usado um pinhão de subtituição fabricado em aço, que não teve oportunidade de ser previamente rodado contra a roda de ADI. A má qualidade de engrenamento, sugerida pelo estado das superfícies depois do ensaio, a baixa ductilidade desta variedade de ADI, e o facto desta roda já ter participado num ensaio a 1.8 GPa (onde se fracturou um dente do pinhão), aparentam estar na origem desta fractura. Para além dos riscos longitudinais de desgaste encontrados nos dentes, as superfícies não apresentavam danos significativos no final do teste.

A fractura de dentes foi, portanto, um fenómeno exclusivo dos materiais tratados a 260ºC. Se no ensaio a 1.44 GPa do ADI260 esta avaria pode ter sido dependente da utilização de um pinhão em aço, já nos ensaios a 1.8 GPa foi manifesta a insuficiente resistência à flexão dos dentes destas engrenagens para as condições impostas durante os ensaios. Apesar do óptimo desempenho das superfícies, estes resultados mostram que é necessário um compromisso entre estes dois factores para que se possa optimizar a resistência à fadiga de engrenagens em ADI quando estas são dimensionadas para a transferência de binários elevados.

6.2 Estado das superfícies

Identificaram-se diferentes danos nas superfícies activas dos dentes. Nuns casos apresentavam crateras de fadiga de grande dimensão ("spalling") e, noutros, muitas crateras de pequena dimensão mais ou menos dispersas, um fenómeno semelhante ao "pitting".

O número de ciclos cumprido até a avaria, as dimensões das crateras de fadiga formadas nas superfícies, e o número de dentes em que ocorreu "spalling" mostraram ser muito dependente da pressão de contacto. No entanto, o estado das superfícies no final dos ensaios não pode ser dissociado do número de ciclos de solicitação que as engrenagens concretizaram, factor que deve ser considerado ao observar estes resultados.

Estas formas de avaria foram típicas para diferentes níveis do parâmetro p_0^2/σ_r: o "spalling" ocorreu acima de 1.44 GPa, o "pitting" nos ensaios com valores inferiores a esse.

Quer nos ensaios a alta pressão quer nos ensaios a baixa pressão, os ADIs 260 e 260D foram os materiais que terminaram os testes com as superfícies em melhor estado. Apesar de

nalguns testes se terem fracturado dentes, o número de ciclos de solicitação cumprido nesses ensaios a 1.8 GPa foi superior ao dos restantes ADIs.

No caso do teste do ADI260D a 1.44 GPa, em que não ocorreram fracturas, o resultado superou nitidamente os restantes.

As superfícies mais deterioradas foram as do ADI300D no seu teste 1.8 GPa. Este material apresentou comportamentos distintos conforme a pressão no contacto, já que conseguiu o segundo melhor resultado nos testes a 1.44 GPa, em que manteve as superfícies em estado muito razoável, tendo em conta o número de ciclos que a engrenagem cumpriu.

Os materiais tratados a 340ºC revelaram tendência para a formação de grandes crateras de fadiga, apesar dos resultados interessantes obtidos no conjunto destes testes pela variante de austêmpera dupla (ADI340D). Os ADIs 300 e 340 apresentaram resultados modestos em praticamente todos os testes.

Dado o reduzido número de ensaios realizados relativamente ao número de materiais em estudo, estes resultados assumem carácter particular, não podendo ser extrapolados. Uma avaliação segura da resistência à fadiga de contacto destas variantes de ADI só será possível através da realização de um número substancialmente maior de ensaios, em condições semelhantes entre si e a diferentes pressões de contacto, objectivo que não foi possível abranger neste trabalho.

7 CONCLUSÕES

Foi apresentada a máquina FZG, descrevendo alguns dos testes mais comuns nela realizados, bem como as engrenagens utilizadas nos ensaios realizados no âmbito deste trabalho. Para estas engrenagens, foi apresentado um estudo dos principais parâmetros relativos ao contacto entre as superfícies dos dentes ao longo da linha de engrenamento, sugerindo a necessidade de se conhecer com rigor a geometria do dentado das engrenagens para que seja possível avaliar com rigor as condições de contacto entre os seus dentes.

Ao longo de cada ciclo de solicitação, a influência de diferentes factores varia em cada instante, o que torna complexo o cálculo da contribuição de cada um para a evolução do estado das superfícies. Este aspecto é ainda mais relevante quendo se ensaiam diferentes materiais, como sucedeu no caso destes ensaios.

7.1 Ensaios de fadiga de contacto

Foram ensaiadas numa máquina FZG engrenagens fabricadas em diferentes ADIs, produzidos a partir de um mesmo ferro nodular, permitindo avaliar a sua resistência à fadiga de contacto em condições severas de solicitação das superfícies. Os ensaios foram realizados a duas pressões nominais de contacto:

- Lado A, Ensaios a 1.8 GPa:

Os resultados dos ensaios a 1.8 GPa revelaram o forte efeito da alta pressão através dos curtos tempos de ensaio conseguidos por todas as variedades de ADI. Apesar de terem ocorrido fracturas de dentes em engrenagens austemperadas a 260ºC, as superfícies dos seus dentes foram as que conseguiram resistir durante mais tempo e também as que se mantiveram em melhores condições em todos os testes realizados a esta pressão. O melhor desempenho foi o da engrenagem 260D, já que esta superou o tempo de ensaio de qualquer das restantes sem que nenhum defeito superficial significativo afectasse qualquer dente da roda ou do pinhão. No entanto, a fractura de um dente do pinhão veio revelar uma menor capacidade deste material para suportar esforços de flexão elevados. Durante a inspecção posterior, foi detectado um aglomerado anormal de nódulos de grafite na aresta traccionada da superfície de fractura do dente partido, cuja presença pode ter contribuído para este resultado.

- Lado B, ensaios a 1.44 GPa:

De uma forma geral, os tempos de ensaio foram bastante maiores nos testes efectuados a 1.44 GPa e evidenciam uma boa proporcionalidade relativamente aos resultados obtidos a 1.8 GPa.

7.2 Resistência dos diferentes ADIs

O material 260D foi o que resistiu mais tempo e conservou as superfícies em melhor estado. O material 300D apresentou um comportamento notável à pressão de 1.44 GPa, em comparação com os restantes, resistindo durante longos períodos de tempo sem se formarem escamas de fadiga de dimensões significativas. No entanto, este material revelou o segundo pior desempenho nos testes a 1.8 GPa, apresentando grandes escamas e um estado de deterioração generalizado das superfícies. Excluíndo os factores aleatórios que contribuíram

para estes resultados, este comportamento divergente pode indiciar uma grande sensibilidade à elevada pressão de contacto por parte deste material.

Destacam-se, pela negativa, começando pelo pior, os ADIs 340, 300 e 340D. Quer o baixo número de ciclos realizado quer o mau estado das superfícies revela a menor aptidão destes materiais para suportarem a fadiga de contacto em engrenagens.

O ADI340 revelou uma fraca resistência à fadiga de contacto quer pelo curto tempo que resistiu à avaria (a alta e a baixa pressão) quer ainda pela grande severidade das escamas que afectaram os dentes da engrenagem no ensaio a alta pressão.

Os ADIs 300 e 340D apresentaram desempenhos semelhantes entre si, sobretudo nos testes a alta pressão. Se, por um lado, a variante 340D resistiu a um maior número de ciclos até a avaria no ensaio de baixa pressão, por outro lado o número de dentes afectados por fadiga de superfície e a dimensão dos defeitos foi bastante maior que no caso do ADI300, o que impede uma distinção segura entre o desempenho destes dois materiais.

Apesar do óptimo desempenho das superfícies do ADI260D, a fragilidade dos materiais austemperados a baixas temperaturas pode condicionar a resistência à fadiga de flexão da base dos dentes de engrenagens fortemente solicitadas. Nesse contexto, o tratamento duplo de austêmpera do ferro nodular a 300 e a 340 °C parece resultar em compromissos interessantes entre a resistência à fadiga de flexão na base dos dentes e a resistência à fadiga de contacto das superfícies.

CAPÍTULO VII

DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

Sumário:

Neste capítulo são discutidos os vários resultados obtidos, são retiradas as correspondentes conclusões e são perspectivadas linhas de actuação futuras.

Comparam-se os resultados dos ensaios de discos com os resultados dos ensaios de engrenagens FZG-C, ambos realizados com ADIs produzidos a partir do mesmo ferro nodular.

Apresentam-se as principais conclusões deste trabalho e, finalmente, são analisadas as perspectivas futuras de trabalho, incluindo as entretanto já iniciadas.

1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo discutem-se vários aspectos que, em diferentes fases deste trabalho, suscitaram alguma incerteza, ou que se caracterizam por condições particulares. Apontam-se pormenores ligados a algumas técnicas e discutem-se detalhes relativos aos tratamentos térmicos efectuados e aos materiais ensaiados.

2 DISCUSSÃO

2.1 A bibliografia

A normalização das propriedades do ADI, nomeadamente a que foi estabelecida pela norma ASTM A897 [41], permitiu definir graus que classificam as propriedades mecânicas destes materiais, o que facilita a comparação entre eles. No entanto, as possibilidades ao nível da composição química dos ferros nodulares e ao nível dos seus tratamentos térmicos são tão vastas que a simples consideração das propriedades mecânicas pode não ser suficiente para caracterizar o desempenho das superfícies dos ADIs em diferentes aplicações. Neste aspecto é necessário acentuar a forte incidência nos "media" de algumas empresas produtoras de ADI, que divulgam frequentemente informação publicitária que nem sempre concide com aquela que, mais escassamente, se consegue obter a partir da comunidade científica.

No conjunto dos resultados encontrados que abordam o comportamento tribológico do ADI, os menos abundantes foram, nitidamente, aqueles que se referem à fadiga de contacto, em particular de engrenagens. Para além disso, é difícil encontrar resultados de diferentes autores que coincidam nos materiais de base, nos tratamentos térmicos e mecânicos efectuados às engrenagens e no conjunto das condições de contacto, nomeadamente no que respeita à lubrificação e aos lubrificantes utilizados.

2.2 O ADI ligado com 1%Cu-0.5%Mn

Foram encontrados por diversas vezes defeitos estruturais na origem de avarias das superfícies ensaiadas. No entanto, e como foi limitado o número de ensaios, não é seguro discutir sobre a maior ou menor dificuldade em obter, com este ferro nodular, produtos mais ou menos isentos de defeitos na matriz metálica (tema que transcende o âmbito este trabalho). Não foram encontrados defeitos significativos ao nível da segregação de elementos ou da

distribuição da grafite, por exemplo, pelo que não foi possível relacionar a composição química da liga ensaiada com qualquer dos defeitos encontrados na matriz metálica.

As temperaturas adoptadas para a transformação isotérmica durante os tratamentos de austêmpera mostraram-se adequadas, uma vez que se produziram materiais correspondentes aos diferentes graus normalizados, atingindo uma larga gama de propriedades mecânicas.

De uma forma geral, os tratamentos duplos foram benéficos em termos do aumento da resistência à fadiga de contacto dos ADIs, apesar dos resultados disponíveis carecerem de uma validação estatística, a qual não era objectivo deste trabalho. Esta forma de tratamento apenas aumentou a resistência à tracção e a dureza do ADI transformado a 340°C, enquanto essas propriedades (e a ductilidade) baixaram em todas as outras temperaturas nominais de tratamento. Assim, as vantagens que se podem obter a partir dos tratamentos duplos podem ser favoráveis em determinadas aplicações mas podem ter um efeito negativo noutras, nomeadamente quando conduzem a diminuições significativas de ductilidade e à consequente fragilização do material.

2.3 Indentações artificiais

As indentações HRC produziram rebordos salientes que agiram como elementos concentradores de tensão nas superfícies activas dos discos de ADI. A formação deste rebordo é consequência da carga usada no processo de indentação ser relativamente elevada face à dureza do ADI. Este aspecto alerta para a necessidade de se usar um penetrador, no durómetro, que possa efectuar indentações desta profundidade sem se danificar.

A Figura 205 mostra indentações artificiais na superfície de discos de ADI austemperados a 280°C. Na imagem superior, obtida antes do ensaio, vê-se claramente o rebordo saliente em redor da cavidade provocada pelo penetrador HRC. Na imagem inferior são visíveis micro-fissuras em redor da indentação, formando uma zona aproximadamente circular, que se distingue da restante superfície e cujo diâmetro cresce com o número de ciclos.

Para ser eficaz, este método terá que se basear em condições experimentais rigorosas, nomeadamente no que respeita ao processo de observação e medição destas "Zonas Afectadas por Fadiga" (ZAF) em redor das indentações.

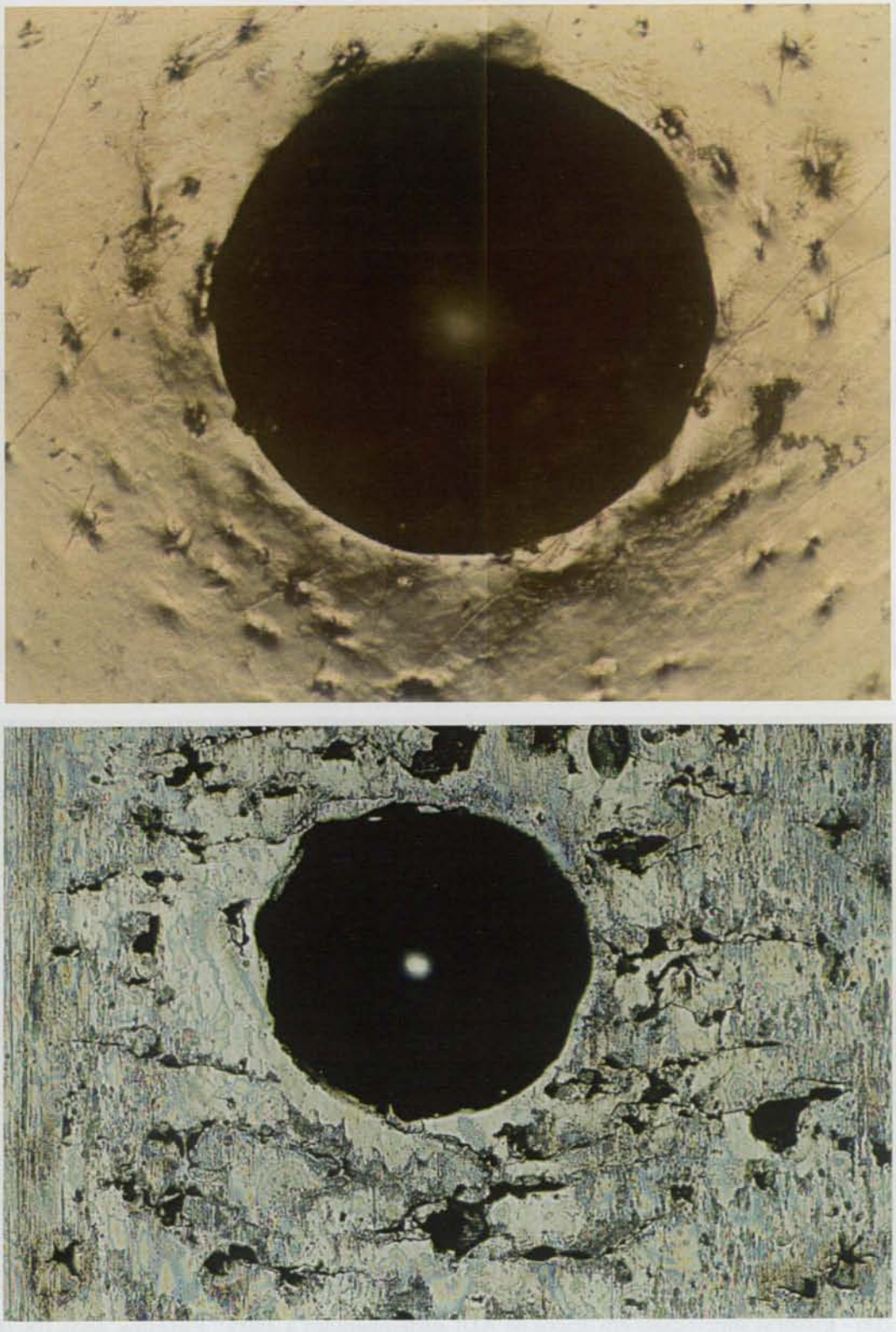


Figura 205 - Indentações artificiais em discos de ADI austemperados a 280ºC. Em cima, antes do ensaio e, em baixo, após 1.000.000 ciclos (p_0 = 2 GPa) (fotografias com ampliação de, respectivamente, 150 e 100x).

Figura 206 - Fissuras superficiais em discos de ADI austemperados a 280ºC. Em cima, após 100.000 ciclos, em baixo, após 10.000 ciclos (p_0 = 2 GPa) (fotografias com ampliação de 200x).

A principal dificuldade em medir as ZAF prende-se com a irregularidade da sua forma ao longo do tempo. O método utilizado para quantificar o seu crescimento baseou-se na estimativa de diâmetros, por aproximação, feita a partir de imagens digitais de resolução relativamente baixa, o que pode ter condicionado os resultados. Como alternativa, foi já utilizado o processamento numérico de imagens para este fim [8], tendo-se obtido bons resultados. É relativa a validade de qualquer destes procedimentos quando se considera o conceito de "Zona Afectada por Fadiga". Muito provavelmente, será necessário contabilizar com mais rigor o volume de material deslocado em redor de cada indentação, para além do diâmetro da cavidade respectiva, e associar essa informação ao crescimento da área superficial da ZAF com o número de ciclos. Assim, encontra-se ainda por definir um procedimento e um critério adequado para a correcta quantificação das ZAF. A caracterização da evolução das ZAF e a sua relação com o número de ciclos necessita de uma análise mais profunda em trabalhos futuros.

2.4 Fissuração

Foram identificados diferentes tipos de fissuras características nas superfícies de ADI.

As micro-fissuras superficiais sobre os nódulos de grafite são uma constante nos primeiros ciclos de solicitação, sobretudo quando a pressão de contacto é elevada. Estão na origem da libertação de pequenas partículas metálicas mas não tendem a propagar-se por fadiga de contacto, mesmo após o esvaziamento dos nódulos respectivos.

Já as fissuras superficiais associadas a zonas deslocadas em profundidade (macrofissuras quase sempre associadas a defeitos estruturais do tipo micro-rechupe) tendem a alargar e a formar pequenas cavidades ao longo das suas arestas, estando muitas vezes associadas às avarias observadas (ver Figura 206). Algumas destas fissuras atingem dimensões consideráveis na superfície e é comum o desenvolvimento de "pitting" acentuado na sua vizinhança. No entanto, a consequência mais grave da sua presença é a iniciação e propagação de grandes fissuras ao longo da sub-superfície hertziana que estão na origem da libertação de grandes escamas de fadiga, arruinando as superfícies através de um processo de "spalling". Estas fissuras sub-superficiais podem propagar-se por uma grande extensão à profundidade a que actua a máxima tensão de corte antes que surjam ramificações para a superfície, formando escamas (ou que a própria frente de fissuração se encurve para a

superfície). Uma vez formada uma escama de dimensões consideráveis, a concentração de tensão nas suas arestas promove a propagação de novas frentes de fissuração sub-superficial, pelo que o fenómeno se agrava a si próprio rapidamente.

Estas duas formas de fissuração têm em comum diferenças na capacidade local de sustentação de carga por parte das superfícies do ADI. No primeiro caso, e apesar de inevitável, a presença de nódulos de grafite não se revela responsável por avarias. No segundo, é fundamental que não haja anormalidades profundas na matriz, de forma a que não ocorram deslocamentos da camada superficial e não se instalem gradientes significativos da pressão de contacto, já que estas condições promovem a avaria definitiva das superfícies após um número de ciclos que pode ser relativamente pequeno.

Na ausência de defeitos estruturais significativos, é provável que os mecanismos de fadiga de contacto se façam sentir mais acentuadamente junto à superfície activa, nomeadamente a partir de fissuras que se desenvolvem entre a superfície e nódulos de grafite situados a baixa profundidade. Este mecanismo também pode levar ao "spalling" quando a pressão de contacto é elevada, apesar de necessitar de muito mais tempo para se desenvolver e provocar uma avaria que as macro-fissuras superficiais anteriormente referidas.

Estes aspectos alertam para a necessidade de se ter precaução ao comparar avarias semelhantes entre superfícies de ADI, uma vez que, na sua origem, podem estar causas diferentes, nomeadamente dependentes da maior ou menor qualidade geral do material e da quantidade e gravidade dos defeitos de fundição presentes. Por outras palavras, nos materiais de melhor qualidade é predominante a resistência da matriz ausferrítica para retardar a iniciação de fissuras, enquanto nos materiais de pior qualidade é predominante a capacidade da matriz em retardar a propagação de fissuras que se formam precocemente devido à presença de defeitos.

2.5 Os discos e as engrenagens ensaiados

A utilização de discos esféricos mostrou ser vantajosa do ponto de vista do aumento da pressão de contacto para um dada força normal na máquina de discos, bem como para evitar o "efeito de bordo" na periferia dos discos. Por outro lado, a diminuição contínua da curvatura transversal com o aumento do número de ciclos faz com que o contacto evolua progressivamente de um contacto elíptico para um contacto linear, baixando a pressão

máxima no contacto. Este aspecto pode ser importante no planeamento de ensaios com número de ciclos elevado.

A dificuldade na rectificação da superfície activa dos discos esféricos esteve na origem da elevada rugosidade superficial que alguns deles apresentavam (modificando as condições previstas para o contacto e introduzindo alguma dissemelhança entre os testes). Também a rugosidade superficial das engrenagens utilizadas era substancialmente superior à prevista pela FZG para os ensaios com engrenagens. São aspectos desfavoráveis mas que só poderiam ter sido evitados à custa de um aumento forte dos custos associados à produção destes componentes.

2.6 Avarias

O critério usado para suspender os ensaios em que as superfícies foram danificadas por "pitting" foi menos rigoroso na máquina de discos, relativamente à máquina FZG, uma vez que a primeira não possui instrumentação capaz de avaliar o nível de vibrações durante o contacto dos discos. Este especto pode ter influenciado o resultado de alguns ensaios de discos a baixa pressão, em termos do número de ciclos cumprido. De forma ideal, e a usar um critério baseado no nível de vibrações, este deveria garantir a suspensão dos testes quando são semelhantes os danos acumulados, tanto nos discos como nas engrenagens.

As avarias de superficie observadas em engrenagens de ADI são semelhantes às que ocorreram na superfície dos discos quando ensaiados em condições equivalentes de contacto. Relativamente às engrenagens de aço, distingue-se, sobretudo, a morfologia das superfíces de ADI e a forma como estas evoluem com o número de ciclos. Para além disso, a presença de eventuais defeitos de fundição é uma característica dos produtos vazados, como o ferro nodular, por vezes dando origem a macrofissuras superficiais quando a pressão de contacto é elevada.

Os orifícios onde se aloja a grafite estão na origem de uma irregularidade superficial inevitável, pelo que a distribuição de carga não é tão uniforme como a que sucede em superfícies muito planas, como as que se podem produzir em aço. A presença de inúmeras cavidades nas superfícies de ADI causa gradientes locais de pressão, fonte de concentração de tensões, sobretudo em regimes de lubrificação limite.

As tensões de contacto que resultam da morfologia das superfícies de ADI são responsáveis por forte deformação plástica de muitas porções da superfície, promovendo a formação de áreas planas e melhorando gradualmente a distribuição de carga. Em algumas situações, o forte escorregamento promove a deformação de grandes zonas da superfície, ocultando as cavidades superficiais correspondentes aos nódulos de grafite e formando bandas de contacto lisas. A combinação entre as diferentes solicitações de contacto, a dureza dos ADIs e as condições de lubrificação pode conduzir a estados superficiais muito diferentes em cada caso.

O lubrificante ocupa as cavidades superficiais do ADI, o que dificulta a formação de um de filme com espessura uniforme mas, por outro lado, é retido nas cavidades, o que promove a sua permanência no interior do contacto durante as solicitações consecutivas.

A irregularidade característica das superfícies de ADI faz com que a presença de pequenas fissuras superficiais assuma menor notoriedade, no contexto do estado geral das pistas de contacto, relativamente àquela que sua presença teria em superfícies de aço cementado, por exemplo. No entanto, e de forma idêntica ao que sucede nesses materiais, a elevada pressão do lubrificante que penetra no interior dessas fissuras promove a sua abertura e propagação.

No ADI, a propagação sub-superficial de fissuras ao longo dos planos de máxima tensão de corte sofre a interferência da presença dos nódulos de grafite, que muitas vezes causam a sua ramificação e modificam o seu trajecto, retardando a libertação de escamas de fadiga de contacto.

2.6.1 Fractura de dentes de engrenagens

A fractura pela base de dentes de engrenagens depende da tensão de flexão que actua no pé dos dentes e, portanto, da força normal aplicada aos dentes e da sua geometria. Observaram-se fracturas de dentes quando engrenagens do tipo C austemperadas a 260ºC foram testadas no estágio FZG 10 e quando engrenagens do tipo A_{16} austemperadas a 360ºC atingiram o estágio FZG 12 em ensaios de gripagem. Estas avarias estão associadas à relação entre a resistência à flexão dos ADIs ensaiados, que depende da fragilidade das suas diferentes microestruturas (ver Figura 207), e os elevados binários transmitidos pelas engrenagens, nas situações que deram origem às fracturas.

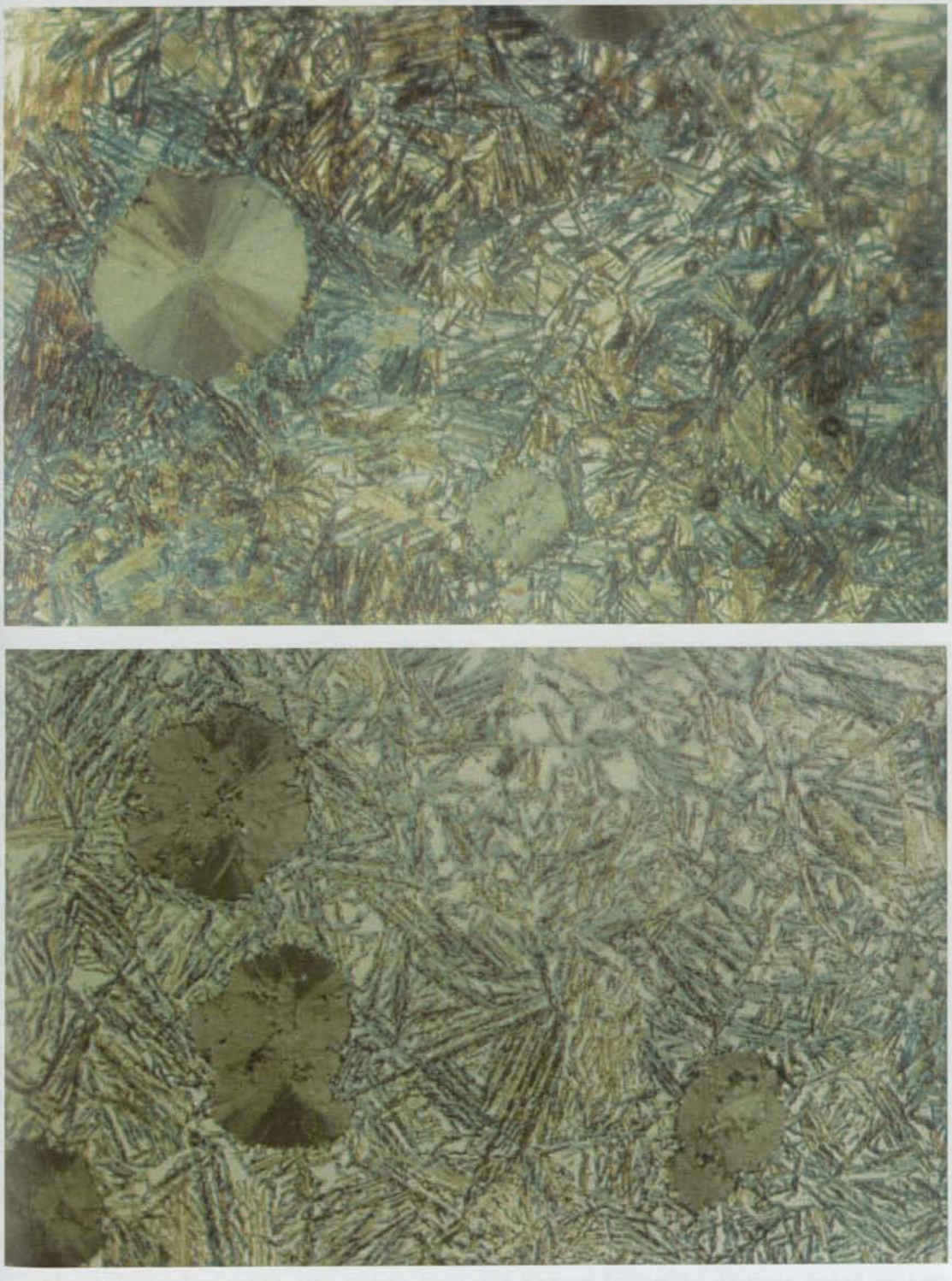


Figura 207 - Microestrutura do ADI ligado ao Cu-Mn. Em cima, ausferrite inferior (ADI austemperado a 280ºC) e, em baixo, ausferrite superior (ADI austemperado a 360ºC) (ampliação 1000x).

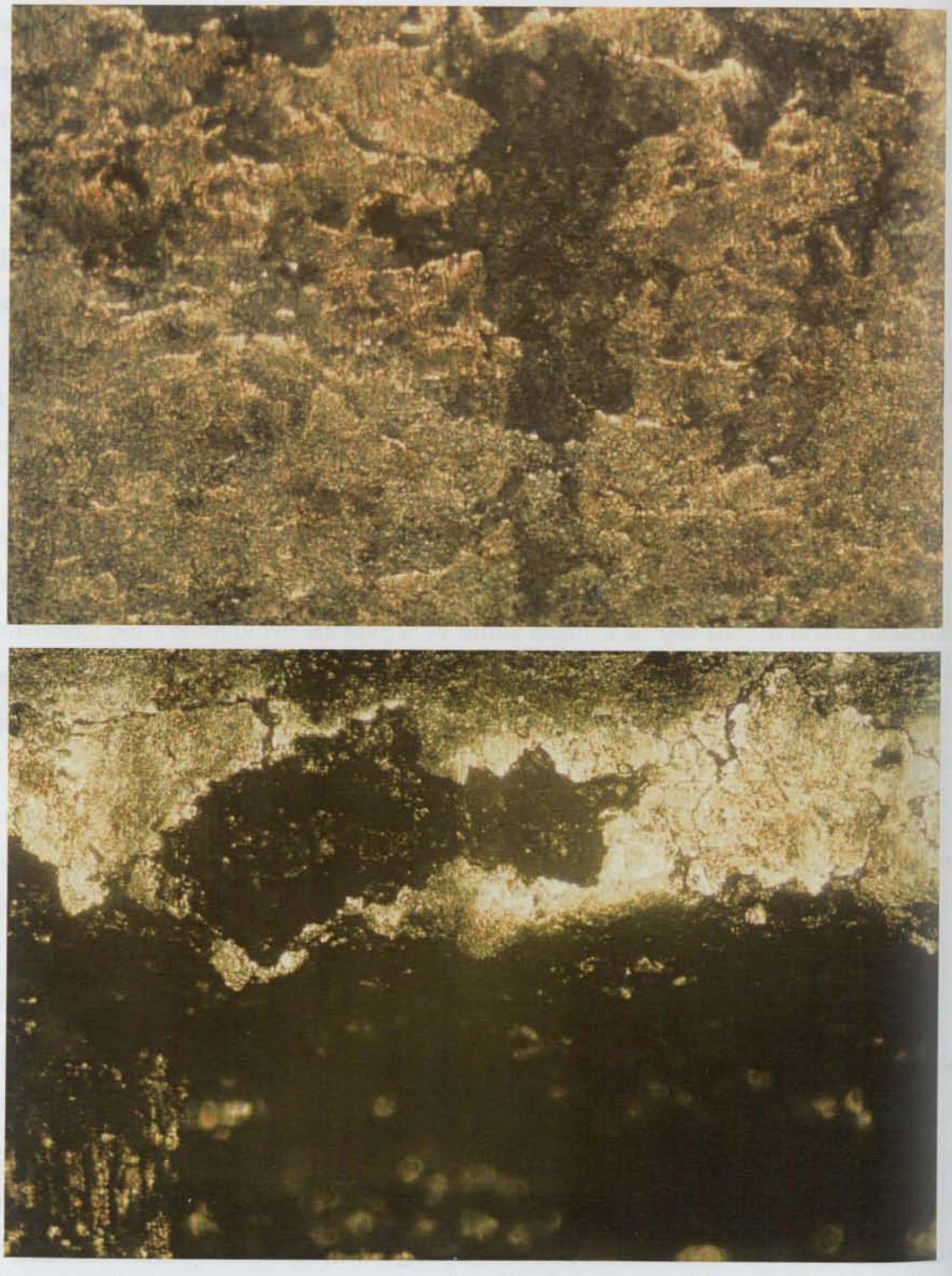


Figura 208 - Em cima, "micro-spalling" num disco de ADI 260D (2.2 GPa, 424.000 ciclos); em baixo, aresta de uma cratera de fadiga num dente de uma engrenagem FZG-C de ADI austemperada a 340ºC (1.8 GPa, 120.000 ciclos) (ampliação 100x).

As poucas fracturas observadas não permitem discutir com segurança a resistência à flexão dos ADIs ensaiados, apesar de se ter tornado evidente a influência da baixa ductilidade dos materiais austemperados a 260ºC sobre a redução da sua resistência.

2.6.2 Gripagem das superfícies

A gripagem das superfícies ocorreu em alguns ensaios disco-disco mas nunca em qualquer das engrenagens ensaiadas à fadiga de contacto. Nuns casos foi resultado de erros de operação da máquina de discos, noutros de lubrificação insuficiente para as condições de contacto (por exemplo $p_0 = 2$ GPa, $SR = 20\%$ e lubrificante ISO VG 22).

Os ADIs ensaiados exibiram uma grande resistência à gripagem, tendo em conta quer os resultados dos ensaios de gripagem anteriormente efectuados com engrenagens FZG-A_{16} quer os ensaios com discos. Nestes últimos, as condições de contacto atingiram níveis suficientemente severos para que se possa afirmar que é grande a capacidade de evitar fenómenos de adesão por parte de qualquer dos ADIs ensaiados.

2.6.3 "Spalling"

A formação de grandes crateras e a libertação de escamas de fadiga ("spalling", ver Figura 208) foi o modo predominante de avaria em todos os ensaios realizados com elevada pressão de contacto (tipicamente igual ou superior a 1.8 GPa). Quando se formam macrofissuras superficiais associadas à presença de micro-rechupes ou de outros defeitos estruturais desenvolvem-se fissuras sub-superficiais em locais que dependem dos defeitos presentes, o que condiciona a morfologia das crateras de fadiga posteriormente formadas. No entanto, e de uma forma geral, quer no caso dos ensaios disco-disco quer no caso dos ensaios com engrenagens FZG-C, a dimensão e a profundidade das crateras de fadiga formadas revelaram ser muito dependentes da pressão de contacto e da ductilidade dos materiais. A relação entre estes parâmetros reflecte-se quer nas dimensões das crateras quer no número de ciclos de solicitação necessários para a sua formação.

Na maioria dos casos esta avaria teve por base a formação de uma única cratera, mas também se verificaram situações onde várias crateras de fadiga foram identificadas em mais

que um local das superfícies activas. Em alguns ensaios com engrenagens, muitos dentes da roda e do pinhão sofreram simultaneamente "spalling".

Apesar de várias escamas de fadiga de grande dimensão se poderem estar a formar numa dada superfície, é a libertação da primeira que determina a avaria, pelo que a tendência é para que, no fim dos testes, apenas uma grande cratera seja visível. No entanto, a paragem automática da máquina FZG depende apenas do nível de vibrações, o que permitiu que se formassem crateras de fadiga em vários dentes de algumas engrenagens antes do final dos testes respectivos.

Nas engrenagens FZG-C, em que a roda tem 24 dentes e o pinhão 16, um determinado dente do pinhão contacta com diferentes dentes da roda (mais precisamente, cada dois dentes do pinhão contactam sempre, alternadamente, com três determinados dentes da roda). Assim, a partir do momento em que surgem escamas de fadiga num dente, o engrenamento passa a ocorrer menos suavemente, havendo tendência para que os dentes recíprocos sofram mais fortemente os efeitos da fadiga de contacto, e as escamas eventualmente libertadas podem rapidamente introduzir-se no contacto entre outros dentes (cada dente da roda de uma engrenagem FZG que roda a 3000 rpm contacta 50 vezes por segundo).

2.6.4 "Pitting"

O "pitting" foi uma das duas principais formas de avaria observadas no conjunto destes ensaios. É uma avaria predominante quando as superfícies de ADI são submetidas a pressões de contacto moderadas (tipicamente abaixo de 1.5 GPa, para o caso dos ADIs ensaiados).

Vários ensaios com discos terminaram quando o "pitting" se observava já em toda a superfície activa dos discos e impedia o funcionamento normal da máquina de discos (a presença de "pitting" acentuado causa elevados níveis de vibração durante o contacto entre as superfícies dos discos). No entanto, alguns testes realizados a uma pressão de contacto de 1.8 GPa terminaram depois de se ter verificado a generalização do "pitting", quando se formou uma ou mais grandes escamas de fadiga, mostrando como estes modos de avaria podem coexistir e evoluir de forma independente, mais ou menos rápida, em função da pressão de contacto e das restantes solicitações impostas às superfícies.

No caso das engrenagens, em que o modo predominante de avaria foi o "spalling", observaram-se pelo menos duas situações em que o "pitting" se estendeu a toda a largura dos

flancos activos dos dentes das engrenagens. Em ambos os casos a pressão máxima no contacto, à altura do primitivo das engrenagens, atingia 1.44 GPa. Constatou-se que é muito pequena a dimensão das crateras de fadiga formadas nestas situações, sobretudo quando a pressão de contacto é moderada. A extensão dessas crateras variou entre 0.1 e 0.4 mm, para os dois casos referidos. Outros ADIs ensaiados apresentavam dentes afectados por "pitting" menos severo mas, ao mesmo tempo, algumas pequenas crateras isoladas que chegaram a atingir 2 mm de largura.

A estes diferentes modos de dano correspondem diferentes escalas a que actuam os mecanismos de fissuração por fadiga de contacto. A sua presença simultânea leva a concluir que, para pressões pouco elevadas, a profundidade de propagação por fadiga de contacto das fissuras sub-superficiais se aproxima da profundidade que atingem as pequenas descontinuidades superficiais que caracterizam o "pitting", ou seja, a esta escala poder-se-ia dizer que o "pitting" se assemelha a um "spalling" muito ligeiro e generalizado.

O "pitting" começa por surgir no centro das pistas de contacto dos discos de ADI, onde a pressão de contacto atinge valores máximos. O fenómeno identifica-se pelo aparecimento de uma banda estreita de aspecto mate acinzentado que se estende ao longo de todo o perímetro da superfície.

Micro-fissuras e micro-cavidades semelhantes às do "pitting" são detectadas muito cedo nas zonas indentadas artificialmente (ZAF) antes de serem visíveis nas restantes superfícies de trabalho dos discos, facto que se relaciona com a concentração de tensões que é gerada nessas zonas por efeito da presença de saliências relativamente à altura média das superfícies.

A banda central onde o "pitting" surge ao longo das pistas de contacto dos discos alarga-se gradualmente até atingir quase toda a largura das superfícies que participam no contacto (efeito que depende do desgaste e da deformação acumulados e, portanto, do número de ciclos cumprido).

Nas engrenagens do tipo FZC-C ensaiadas o "pitting" surge predominantemente à altura do primitivo, onde é baixa a taxa de escorregamento (ligeiramente acima ou abaixo, zonas dos flancos activos dos dentes da roda e do pinhão onde a pressão de contacto atinge valores máximos).

O "pitting" é semelhante, entre as engrenagens e os discos ensaiados, apesar de se distribuir de forma diferente nas superfícies respectivas. A profundidade e a velocidade de evolução do "pitting" mostrou ser fundamentalmente dependente da pressão de contacto.

O escorregamento entre as superfícies também promove a formação de "pitting", como se pode verificar comparando resultados de ensaios de discos realizados com diferentes taxas de escorregamento (*SR*). Este parâmetro, que tem uma influência de segunda ordem relativamente à pressão, modifica sensivelmente o aspecto das superfícies de ADI. O escorregamento promove a deslocação da superfície activa, fazendo-a deformar e fluir na direcção do escorregamento, o que tende a produzir zonas de aspecto compacto onde as cavidades características do "pitting" deixam de ser claramente visíveis. Nestes casos, as superfícies apresentam inúmeros vestígios de pequenas fissuras superficiais, muitas delas dispostas transversalmente relativamente à direcção de rolamento. Não são "fissuras de fadiga", propriamente ditas, mas sim as arestas das cavidades correspondentes ao "pitting" que foram, entretanto, fortemente compactadas.

A influência do escorregamento sobre o aspecto das superfícies pode ser claramente identificada quer através da observação da superfície activa dos dentes das engrenagens (em que a taxa de escorregamento varia ao longo do flanco activo de cada dente) quer através da observação da superfície de discos esféricos através da sua largura em diferentes períodos dos ensaios de fadiga de contacto.

A Figura 209 mostra detalhes das superfícies de dentes de engrenagens de ADI onde se pode ver "pitting" acumulado ao longo de diferentes números de ciclos de solicitação.

2.7 Número de ciclos

O número de ciclos cumprido em cada ensaio foi, fundamentalmente, uma função das avarias que ocorreram. Por sua vez, as diferentes avarias mostraram-se muito dependentes da pressão máxima no contacto, e também da presença de defeitos localizados nas sub-superfícies hertzianas.

De uma forma geral, os ensaios realizados a pressão elevada (2.2 GPa para os discos e 1.8 GPa para as engrenagens) terminaram pela formação de grandes crateras de fadiga nas superfícies. Os ensaios a pressão mais moderada (1.52 GPa para os discos e 1.44 GPa para as engrenagens) terminaram pela generalização de "pitting" nas superfícies.

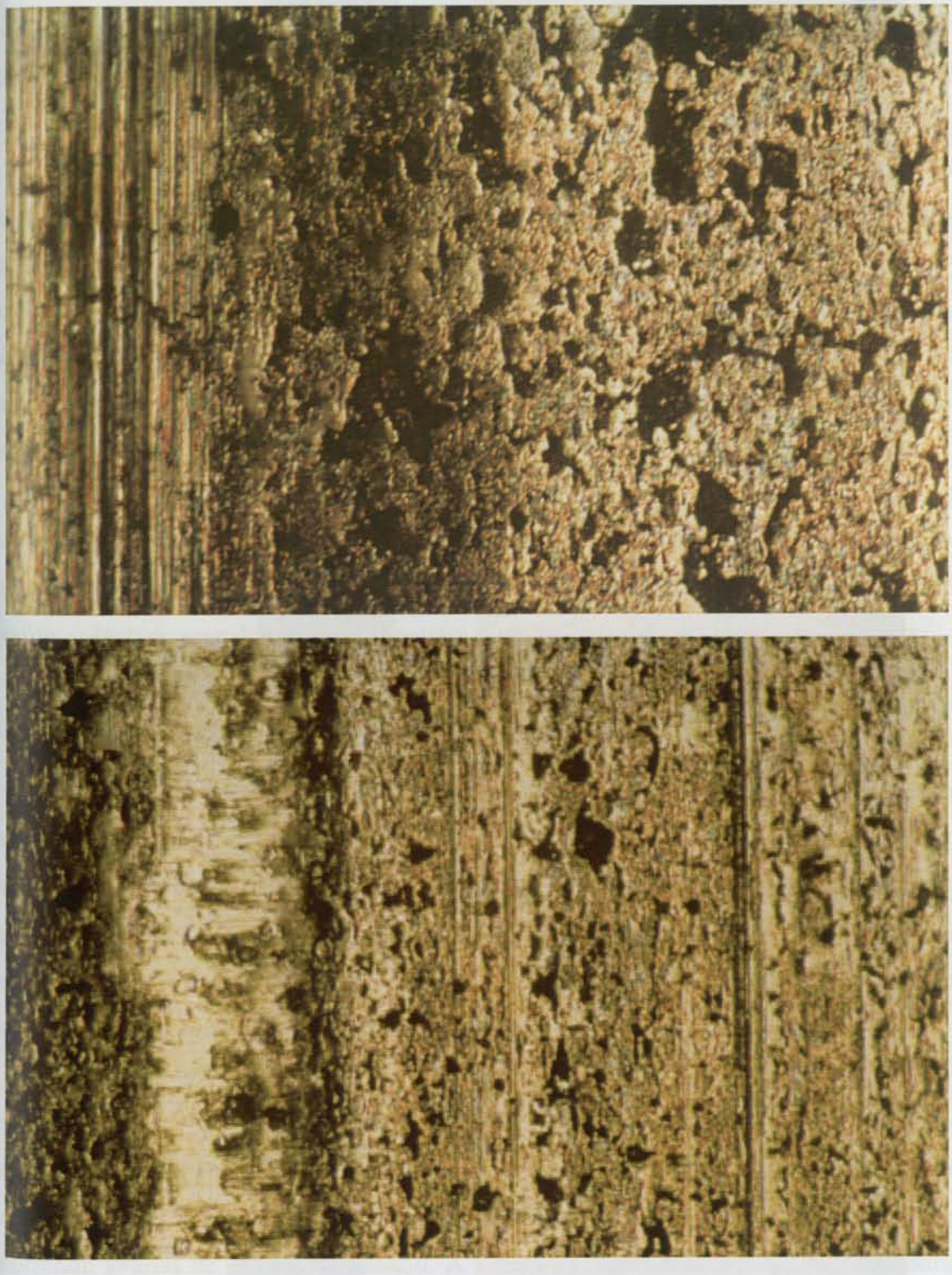


Figura 209 - "Pitting" em dentes de engrenagens FZG-C de ADI ensaiadas a 1.4 GPa. Em cima, ADI260D (2.442.000 ciclos); em baixo, ADI260 (300.000 ciclos) (ampliação 200x).

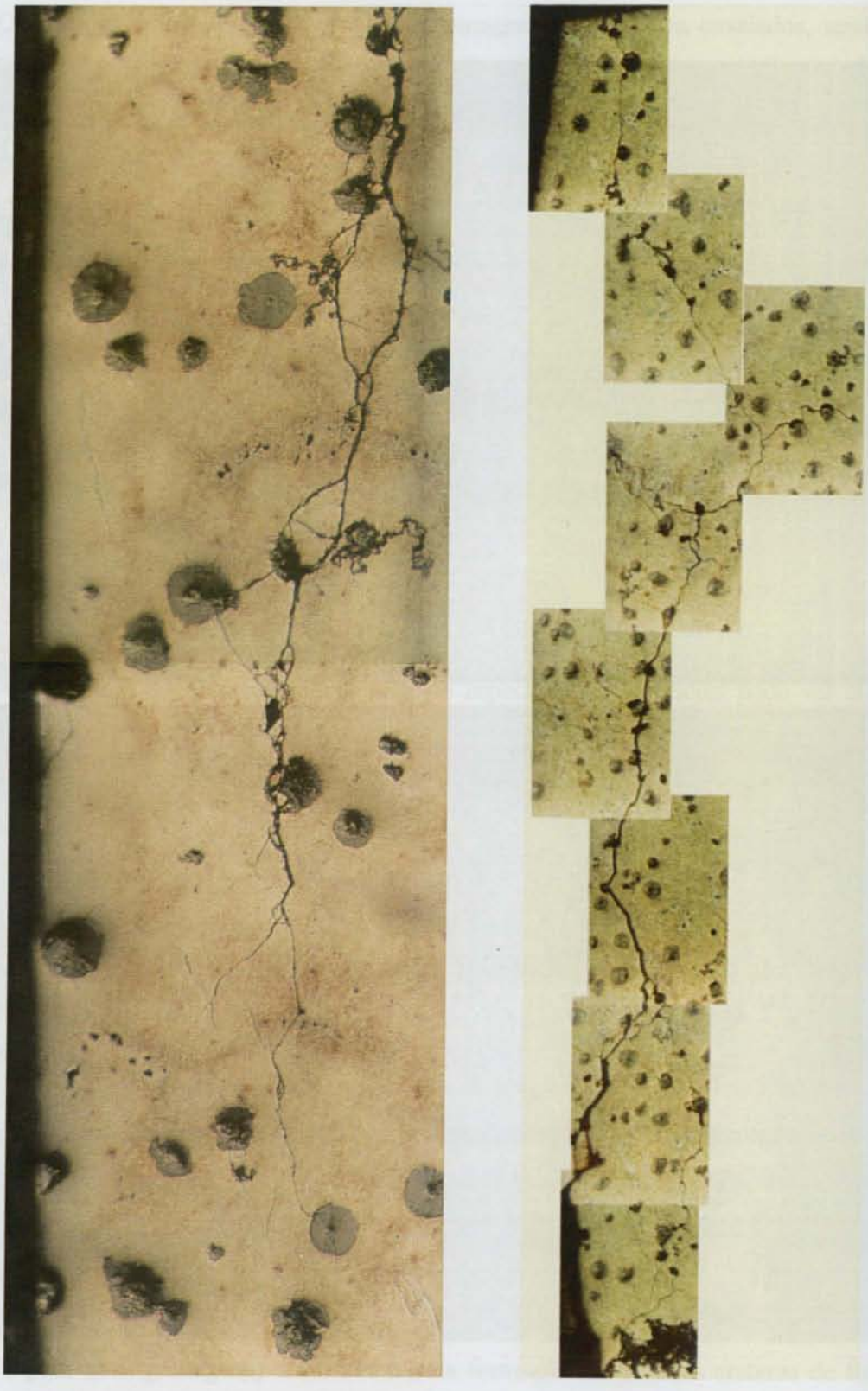


Figura 210 – Fissuras sub-superficiais em discos de ADI submetidos a uma pressão de contacto de 2 GPa. À esquerda, após 100.000 ciclos (ampliação = 150x); à direita, após 1.500.000 ciclos (ampliação = 40x).

No conjunto de testes que foram realizados a pressão semelhante (ou em que o modo de avaria foi idêntico), aqueles que se prolongaram por maior número de ciclos foram, de uma forma geral, os que foram realizados com ADIs de mais elevada resistência mecânica (nomeadamente os de maior resistência à tracção e dureza).

A observação das sub-superfícies de discos ou dentes de engrenagens em que se formaram grandes escamas de fadiga revelou sempre a presença de grandes fissuras associadas à zona de libertação das escamas. Algumas dessas fissuras atingiram dimensões consideráveis durante a sua propagação através da sub-superfície (ver Figura 210). A observação destas fissuras mostra como a matriz do ADI influencia o seu trajecto, que tende a ser irregular e a apresentar várias ramificações, sendo os nódulos de grafite muitas vezes responsáveis por esses fenómenos.

O número de ciclos que decorre até à libertação da primeira grande escama de fadiga depende da velocidade de propagação destas fissuras sub-superficiais, pelo que o efeito retardador da sua propagação é uma vantagem que pode advir da presença dos nódulos de grafite, sobretudo quando estes se encontram distribuidos de forma regular pela matriz.

2.8 Parâmetro p_0^2/σ_r

Foi possível estabelecer uma correspondência entre a maioria dos resultados e propriedades como a dureza ou a resistência à tracção dos ADIs ensaiados. Dentre os parâmetros estudados, salienta-se a razão entre o quadrado da pressão máxima no contacto e a resistência à tracção do ADI (p_0^2/σ_r), cuja variação revelou ser inversamente proporcional ao número de ciclos cumprido em cada ensaio e apresentou grande linearidade, em termos do número de ciclos, sempre que a avaria foi o "spalling" ou o "pitting".

Ao apresentar os resultados dos ensaios de discos e de engrenagens realizados em diagramas p_0^2/σ_r versus número de ciclos, verifica-se que estes podem ser aproximados com grande correlação por expressões logarítmicas. A variação deste parâmetro em termos de número de ciclos foi idêntica durante os ensaios com discos e com engrenagens FZG em que ocorreram avarias de fadiga de contacto. A Figura 211 apresenta o conjunto dos resultados, em termos do número de ciclos, dos ensaios em que ocorreram avarias de fadiga de contacto ("spalling" ou "pitting").

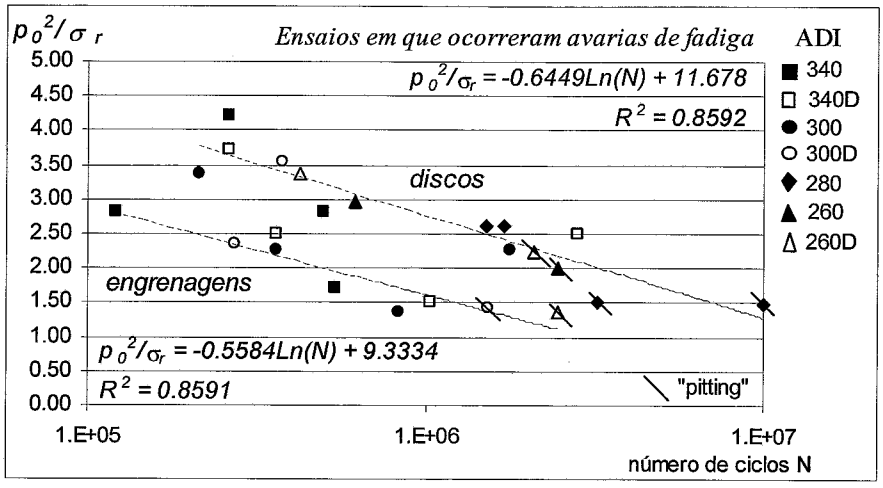


Figura 211 - Resultados dos ensaios com discos e com engrenagens FZG-C em termos de p_0^2/σ_r.

Constata-se que existe uma diferença média aproximadamente constante entre as curvas que aproximam os pontos correspondentes aos ensaios de discos com as dos ensaios de engrenagens. Se for adicionada uma constante (aproximadamente igual a 2.44) ao valor de p_0^2/σ_r correspondente a cada resultado do testes realizados com engrenagens, as rectas correspondentes a esses ensaios e aos ensaios de discos sobrepoem-se com grande aproximação, como se pode observar através da Figura 212.

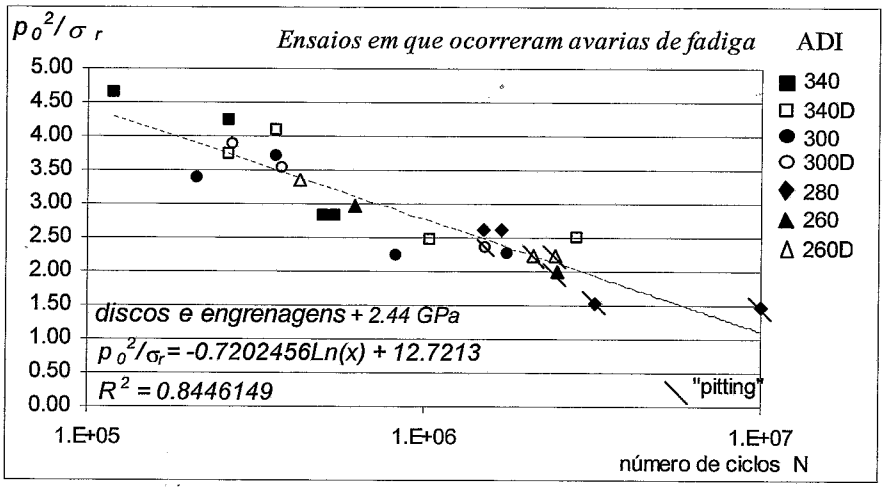


Figura 212 - Resultados, em termos do número de ciclos, dos ensaios disco-disco e FZG-C. Neste diagrama, a quantidade 2.44 foi adicionada ao valor de p_0^2/σ_r em todos os resultados obtidos com engrenagens.

A partir destes resultados conclui-se que é possível relacionar a resistência à fadiga de contacto das engrenagens ensaiadas e a resistência à fadiga de contacto dos mesmos ADIs quando ensaiados na máquina disco-disco.

Quando solicitadas à mesma pressão de contacto, as superfícies dos dentes das engrenagens foram mais rapidamente danificadas que as dos discos. A "severidade do contacto", em termos do parâmetro p_0^2/σ_r, mostrou ser superior em cerca de 2.44 GPa nas engrenagens, relativamente aos discos, relação que abrange os resultados correspondentes aos diferentes materiais. Assim, no caso dos ADIs usados e nas condições em que foram efectuados os ensaios, um ensaio de fadiga de contacto realizado com discos uma determinada pressão máxima de contacto corresponde a um ensaio realizado com engrenagens FZG-C a uma pressão máxima de contacto inferior, de acordo com a expressão (9), em que p_0 e σ_r estão em GPa.

$$p_0^2{}_{\text{discos}} \approx p_0^2{}_{\text{engrenagens}} + 2.44\ \sigma_r \tag{9}$$

A menor resistência à fadiga de contacto das engrenagens relativamente aos discos deve-se, sobretudo, ao choque entre os dentes, ao escorregamento ao longo dos seus flancos activos (que atinge valores muito superiores aos que foram impostos aos discos ensaiados) e à lubrificação menos eficiente, entre outros factores que justificam a elevada severidade do contacto entre dentes de engrenagens.

Tendo em conta as restrições anteriormente referidas, é possível concluir que os ensaios realizados com discos podem reproduzir com certa confiança os resultados que se esperam obter com engrenagens FZG-C, em termos do número de ciclos, pelo menos quando nestes ensaios se garantem condições equivalentes às dos ensaios realizados durante este trabalho.

As correlações apresentadas devem ser observadas com alguma reserva, tendo em conta o reduzido número de ensaios realizados com cada material em condições semelhantes. No entanto, é de realçar a forma extremamente coerente pela qual os resultados se dispõem entre si quando se relacionam o parâmetro p_0^2/σ_r e o número de ciclos.

3 CONCLUSÕES

3.1 O ADI ensaiado

A pesquisa bibliográfica efectuada mostrou que o ADI já é um material bastante estudado, tendo em conta a informação abundantemente disponível sobre as suas principais propriedades. Esta aponta, sobretudo, para a possibilidade de se produzirem ADIs de elevada resistência mecânica e para o benefício de tratamentos como o "shot-peening" sobre a resistência à fadiga de contacto do ADI.

As engrenagens e os discos ensaiados foram fabricadas a partir do mesmo ferro nodular, ligado com 1% de Cobre e 0.5% de Manganês, e foram austemperadas de forma "simples" e "dupla" a diferentes temperaturas, dando origem a diferentes ADIs (variedades de ADI).

Os tratamentos duplos produziram materiais de menor ductilidade e de maior dureza e resistência mecânica, relativamente aos tratamentos simples correspondentes, quando se adoptaram temperaturas de transformação isotérmica elevadas, nomeadamente 340ºC. Esta forma de tratamento permite obter materiais de elevada resistência mecânica, o que pode ser um factor importante dado o menor tempo necessário para completar a austêmpera do ferro nodular a temperaturas elevadas.

O desempenho conseguido pelas superfícies destes ADIs mostrou que o ferro nodular utilizado pode ser austemperado de forma muito eficaz, tendo em vista a optimização de propriedades específicas do material. Para além de permitir a produção de ADIs de grau 5 ASTM (σ_r > 1600 MPa), esta composição química pode dar origem a variedades com boa tensão de rutura e grande ductilidade, ou seja, com bom equilíbrio de propriedades.

Tendo por base os resultados publicados na bibliografia e os resultados dos ensaios realizados, pode afirmar-se que as variedades de ADI ensaiadas mostraram uma elevada resistência à gripagem e à fadiga de contacto.

A resistência a cada tipo de avaria mostrou ser dependente da temperatura de transformação isotérmica do ADI. As temperaturas mais baixas (260ºC) produziram as superfícies mais resistentes às solicitações de contacto, apesar de a sua resistência à fadiga de flexão se ter mostrado limitada. A temperatura mais elevada (360ºC) produziu um ADI com óptima resistência à gripagem.

O número de ciclos que as superfícies activas destes discos e engrenagens resistiram às solicitações de contacto mostrou-se dependente sobretudo da pressão de contacto e da

resistência à tracção dos materiais (ou da sua dureza). A combinação desses parâmetros determinou as formas de avaria e o número de ciclos concretizado em cada ensaio.

3.2 Ensaios com discos

Os ensaios preliminares realizados com discos de ADI permitiram determinar os níveis de pressão para os quais actuam os diferentes mecanismos de fadiga e proporcionaram o estudo do comportamento das superfícies e sub-superfícies quando solicitadas em diferentes condições de contacto.

A partir dos resultados dos ensaios preliminares, foram seleccionadas as temperaturas de transformação isotérmica para os discos e para as engrenagens tratados com austêmperas simples e duplas. Os resultados dos ensaios definitivos com discos mostraram que os tratamentos a baixa temperatura (260ºC) promovem a resistência à fadiga de contacto, apesar de aumentarem a fragilidade dos materiais.

A pressão de contacto foi determinante para a forma de avaria e para o número de ciclos concretizado em cada ensaio. De uma forma geral, pressões de contacto iguais ou superiores a 1.8 GPa conduziram a avarias graves ("spalling") num número reduzido de ciclos (que, no máximo, atingiu pouco mais de meio milhão de ciclos a 2.2 GPa e cerca de três milhões de ciclos a 1.8 GPa) A esta pressão, apenas os ADIs transformados a 260ºC não libertaram grandes escamas de fadiga.

O "pitting" foi a única forma de avaria em todas as superfícies que funcionaram com um parâmetro p_0^2/σ_r inferior a 2.2.

3.3 Indentações

As indentações artificiais nas superfícies dos discos de ADI ensaiados formaram zonas de contorno aproximadamente circular na sua vizinhança onde se foram acumulando danos superficiais ao longo dos ensaios. Com o aumento do número de ciclos, estas Zonas Afectadas por Fadiga (ZAF) aumentaram de tamanho de forma proporcionalmente semelhante em quase todos os ensaios.

A observação das ZAF após um número relativamente reduzido de ciclos permite identificar danos de fadiga de contacto que só muito posteriormente se tornam visíveis na

restante superfície activa (se o ensaio não for interrompido entretanto pela libertação de uma escama de fadiga). Assim, a inspecção das ZAF em diferentes discos, após um número de ciclos semelhante, permite comparar a forma e a intensidade com que as superfícies correspondentes acumulam danos provocados pela fadiga de contacto.

Foi possível relacionar o crescimento das ZAF com a pressão de contacto e com o número de ciclos correspondente a cada ensaio (e, de forma menos precisa, com algumas propriedades dos materiais), demonstrando a possibilidade se utilizar o crescimento das ZAF como auxiliar no acompanhamento de ensaios de fadiga de contacto. Para além disso, a informação assim recolhida pode constituir um elemento de previsão da evolução das superfícies para grandes números de ciclos.

3.4 Ensaios com engrenagens

As relações entre a pressão de contacto, o número de ciclos e as formas de avaria já encontradas para os discos revelaram-se idênticas para as engrenagens FZG-C (apesar de estas sofrerem mais danos que os discos para pressões máximas de contacto semelhantes).

Nos ensaios de gripagem com engrengens FZG-A_{16}, o ADI360 mostrou-se mais resistente que o ADI280, atingindo, respectivamente, os estágios FZG 12 e FZG 11.

Nos ensaios de fadiga de contacto com engrenagens FZG-C, as superfícies menos danificadas e os maiores números de ciclos corresponderam a materiais transformados a 260ºC. No entanto, estes foram os únicos a permitir a fractura de dentes, o que aponta para a necessidade de evitar o uso de ADIs demasiado frágeis quando se encontram envolvidos esforços de flexão elevados, capazes de promover a propagação de fissuras no pé dos dentes.

3.5 Avarias

As avarias que ocorreram nos ensaios foram a fractura de dentes, a gripagem, a libertação de grandes escamas de fadiga ("spalling") e a formação de pequenas descontinuidades ou crateras superficiais ("pitting").

À excepção do "pitting", qualquer das outras avarias pode ser evitada em condições normais de funcionamento das superfícies em ADI, sendo o "spalling" eventualmente possível como forma terminal da acumulação de danos por "pitting", no período final da vida útil dos componentes. Apesar disso, a presença de defeitos de fundição pode causar a propagação de

grandes fissuras em períodos relativamente curtos de tempo, levando ao "spalling". Em qualquer dos casos, quanto menos elevada for a pressão de contacto maior é a longevidade prevista. Apesar de não terem sido realizados ensaios para longos ciclos durante este trabalho, é possível prever que qualquer dos ADIs ensaiados pode resistir a mais de 10 milhões de ciclos de solicitação quando a pressão de contacto não ultrapassa 1 GPa, isto nas condições de muito pobre lubrificação que foram impostas durante os testes realizados, em que ocorreu contacto muito frequente entre as superfícies metálicas.

3.6 Resumo

Este trabalho possibilitou uma melhor compreensão sobre a forma como a matriz austemperada do ferro nodular ligado com 1% de Cobre e 0.5% resiste a solicitações de contacto, nomeadamente àquelas que são características do dentado de engrenagens.

Constatou-se que os defeitos existentes na matriz metálica, sobretudo aqueles que se situam junto à superfície ou na sub-superfície hertziana do ADI são os factores mais importantes na redução da vida útil das suas superfícies quando submetidas a pressões de contacto elevadas.

Foi possível identificar a influência das temperaturas de transformação isotérmica e dos diferentes processos de austêmpera sobre a resistência das superfícies de ADI que funcionam com elevada pressão de contacto e em condições muito severas de lubrificação, concluindo-se que são os materiais mais duros e com maior tensão de ruptura os que acumulam menos danos superficiais de fadiga.

Demonstrou-se que a utilização de indentações artificiais é um processo válido para caracterizar o desempenho das superfícies de ADI quando submetidas a solicitações severas de contacto, e que diferentes indicadores podem ser obtidos a partir do uso desta técnica, alguns dos quais podem permitir estimar a evolução geral das superfícies e o número de ciclos necessário para que ocorra uma avaria de fadiga de contacto.

Mostrou-se ainda que, em determinadas condições, se podem relacionar os resultados de ensaios de discos com os resultados de engrenagens FZG-C.

Concluiu-se que a pressão de contacto é decisiva para a evolução das superfícies e que, de uma forma geral, as avarias de contacto mais graves são activadas para valores da pressão de contacto acima de 1.5 GPa. Apenas alguns dos ADIs ensaiados (260 e 260D) suportaram a

pressão máxima de 1.8 GPa, em ensaios de discos, sem que as suas superfícies libertassem grandes escamas de fadiga. Esta separação mostrou-se mais nítida quando contabilizada pelo parâmetro p_0^2/σ_r, cujo valor de transição entre "pitting" e "spalling" foi, nestes ensaios, de cerca de 2.2 GPa ("pitting" entre 1 a 2 GPa e "spalling" acima de 2.5 GPa).

Pode afirmar-se que o ferro nodular ligado com 1% de Cobre e 0.5% de Manganês pode ser austemperado de forma a dar origem a ADIs que apresentam boa resistência à fadiga dos flancos activos dos dentes de engrenagens. Os materiais que se mostraram mais resistentes à fadiga de contacto foram aqueles austemperados a baixa temperatura (260°C), apesar de a sua baixa ductilidade poder estar na origem da fractura por flexão dos dentes de engrenagens quando transferem cargas elevadas.

4 PERSPECTIVAS FUTURAS

Em termos da metalurgia e do processamento do ADI, ficou claro que o desenvolvimento da composição química do ferro nodular, o cuidado na execução dos fundidos, o aperfeiçoamento dos parâmetros de austêmpera, e a eventual aplicação de tratamentos superficiais como o "shot-peening", serão vias para aumentar a resistência destes materiais às diferentes solicitações a que possam estar sujeitos quando empregues em engrenagens.

A técnica das indentações artificiais pode ser francamente desenvolvida e eventualmente aplicada a dentes de engrenagens, no sentido de reduzir o tempo dos ensaios ou de funcionar como parâmetro para critérios de avaria. Noutras situações, pode substituir com alguma confiança os dados obtidos por outras técnicas, como a ferrometria, sobretudo quando apenas se pretendem estabelecer comparações entre diferentes materiais.

Para poder determinar com segurança a resistência à fadiga de contacto de diferentes ADIs ou variedades de ADI torna-se imprescindível a realização de um número substancialmente maior de ensaios a diferentes níveis de pressão e de severidade no contacto.

Quando o objectivo é usar o ADI para o fabrico de engrenagens, e apesar de serem possíveis extrapolações feitas a partir resultados de ensaios com discos no que toca à resistência superficial, os ensaios com engrenagens mantêm-se imprescindíveis, já que determinadas avarias como a fissuração por fadiga da base dos dentes ou o desgaste

acentuado em zonas de alto escorregamento são praticamente irreprodutíveis, em condições equivalentes de lubrificação, com outros tipos de ensaios.

O ferro fundido nodular austemperado, ADI, pode ser considerado um material tribo-reactivo, no sentido em que mesmo em situação de lubrificação muito deficiente apresenta muito boas propriedades tribológicas. Esta característica permite equacionar a sua utilização conjunta com lubrificantes biodegradáveis, isentos de aditivos de extrema pressão (EP) e anti-desgaste (AW), produtos altamente tóxicos cuja função protectora seria desempenhada pela característica tribo-reactiva do ADI. Esta é uma das perspectivas futuras mais interessantes para o ADI, cujo desenvolvimento está já em curso.

REFERÊNCIAS

[1] H. Santos, A.Pinto e V.Torres
Cu-Mn ADI: A Low Cost High Performance Material
58th World Foundry Congress, Polónia, 1991.

[2] H. Santos *et al*
Silicon Alloyed Ferrous Austenite Transformation at Abnormally Low Temperatures in the Bainitic Domain
Advances in Materials and Processing Technologies, 1997.

[3] M. Pinto, H. Santos
Ferros Fundidos Nodulares Austemperados para Engrenagens
Relatório técnico T05, projecto PRAXIS XXI 3/3.1/CEG/2666/95, "Tratamentos térmicos específicos de um ADI visando a melhoria de desempenho de engrenagens", 1997.

[4] H. Santos, F. Viana
Determinação da Cinética da Reacção Bainítica por Dilatometria de Têmpera
11th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, Florença, 1998.

[5] H. Santos *et al.*
Definição Experimental da Variedade de ADI
Relatório técnico T01 do projecto FARIA (Agência de Inovação, SA), 2000.

[6] H. Santos, A. Duarte, J. Seabra
Austempered Ductile Iron With Tempered Martensite
International Journal Cast metals, 15, 2002.

[7] L. Magalhães
ACE-Análise de Contactos Elastohidrodinâmicos
Software para o cálculo de contactos, CETRIB, 1997-1999.

[8] A. Duarte
Influência dos Tratamentos Térmicos Específicos de um ADI Sobre o seu Comportamento à Fadiga de Contacto
Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto para a obtenção do grau de Mestre, Dezembro 2000.

[9] C. Sá
Relatório de observação da superfície e sub-superfície de um disco de ADI (A)
CEMUP, FEUP, Março 1999.

[10] C. Sá
Relatório de observação da superfície e sub-superfície de discos de ADI (B,C)
CEMUP, FEUP, Setembro 1999.

[11] C. Sá
Relatório de observação da superfície e sub-superfície de um disco de ADI (D)
CEMUP, FEUP, Novembro 1999.

[12] C. Sá, H. Santos
Relatório de observação de superfície de fractura de uma engrenagem de ADI
CEMUP, FEUP, 2003.

[13] R. A. Harding
The use of austempered ductile iron for gears
2° Congresso mundial de engrenagens, Paris, 1986.

BIBLIOTECA F.E. PORTO

[14] J. D. Mullins
Ductile Iron Data for Design Engineers (www.ductile.org)
Ductile Iron Society, Sorelmetal Technical Services, Rio Tinto Iron & Titanium, Inc., 1998.

[15] L. Magalhães, J. Seabra
Ensaios de Gripagem de Engrenagens ADI
Mecânica Experimental, n.°1, 1996.

[16] L. Magalhães
Resistência ao Desgaste e à Gripagem de Engrenagens em ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI)
Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto para obtenção do grau de Mestre, Novembro de 1995.

[17] J. Aranzabal, I. Gutierrez, J. M. Rodriguez-Ibabe, J. J. Urcola
Influence of theAmount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Properties of an ADI
Mettalurgy and Materials Transactions A, vol 28A, 1997.

[18] H. Muhlberger
GERMANIT – Austempered Ductile Iron – eine neue Spharoguβ-Werkstoffgruppe zur Substituition von Fahrzeug – und Maschinenbauteilen aus vergutetem Schmiedestahl und Sthlguβ, Spharoguβ aun Temperguβ
VDI BERICHTE, n. 670, 1988.

[19] V. Sharma
Roller Contact Fatigue Study of ADI
Publicação da International Harvest Co., EUA.

[20] J. Tartera, J. M. Prado, E. Roig, M. Marsa
Las Propiedades Mecanicas de las Fundiciones Nodulares Austempladas (ADI) Comportamiento a Fatiga
Fundidores - Abril,1991.

[21] T. Nakamura, K. Kishima, K. Jinbo,Y. Matsuo, F. Nagai
Fatigue Strength of Austempered Ductile Iron Cylinders Subjected to Repeted Inernal Pressure
JSME International Journal, série A, vol 36, n°4, 1993.

[22] Y. Tanaka, Z. Yang, K. Miyamoto
Evaluation of Fatigue Limit of Spheroidal Graphite Cast Iron
Materials Transactions, JIM, vol 36, n°6,749-756, 1995.

[23] S. Doi, K. Mitsunaga, M. Takahara, K. Matsufuji
Effects of Matrix Structures on Fracture Mechanics of Austempered Ductile Iron
PVP, vol 306, ASME, 1995.

[24] L. Bartosiewicz, A. Krause, F. Alberts, I. Singh, S. Putatunda
Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue Behavior of Austempered Ductile Iron
Materials Characterization 30, 221-234, 1993.

[25] J. Tartera, A. Pujol, J. Cullell, J. Prado
La Fatiga en la Fundicion Nodular Austemplada (ADI)
Fundidores - Jan/Fev, 1994.

[26] S. Harada, Y. Akinia, T. Ueda, M. Yano
Effect of Microstructure Low-Cycle Fatigue Crack Growth in Ductile Cast Iron
JSMSJ, vol 43, n° 493, pp 1341-13476, 1994.

[27] J. Hwang, P. Chung
The Growth of Short Fatigue Cracks in Nodular Cast Irons with Various Asutempering Treatments
Journal of the Chinese Society of Mechanical Engineers, vol13, nº1, pp26-32, 1992.

[28] P. Salonen
Improved Noise Damping and Reduced Weight in Truck Componentes With KYMENITE-ADI
International ADI and Simulation Conference, Finlândia, Maio de 1997.

[29] JOT COMPONENTS
Kymenite ADI - SG Iron for the Most Exacting Applications
Poster.

[30] J. Schissler, Y. C. Liu, J. P. Chobaut , P. Brenot
Influence des Éléments d'Alliage sur la Resistance à L'usure Abrasive de la Fonte G.S. Bainitique de type ADI
La Technique - Hommes e Fonderie, Dezembro de 1993.

[31] Kazumichi Shimizu, Toru Noguchi
Erosion Characteristics of Ductile Iron with Various Matrix Structures
*

[32] S. Seetharamu, P. Sampathkumaran, R. Kumar, K. Murthy, P. Jebraj
Abrasion and Erosion Resistance of Permanent Moulded Austempered Ductile Iron
WEAR, 167, 1993.

[33] K. Hornung, W. Hauke
Austempered Ductile Iron (ADI), a Material for Gears
Testes da George Fisher Lda (Suíça) e da BMW (Alemanha), 1984.

[34] K. Jokipii
Kymenite, Austempered Ductile Iron (ADI) as a Material for Gears and Other applications
Kymmene-Stromberg Corp, Finlândia.

[35] C.Li, Q. Zhou, G. Song e Z. Fang
Influence of Carbon Content of Martensitic Matrix and Retained Austenite on Wear of Martensitic Ductile Iron
WEAR, 162-164, 75-82, 1993.

[36] I. Pashby, J. Wallbank, F. Boud
Ceramic Tool Wear when Machining Austempered Ductile Iron
WEAR, 162-164, 22-23, 1994.

[37] T. Fujita, K. Sekiya, R. Kitagawa, N. Koike, K. Ogi
Influence of Si Contents and Graphite Nodule Count on Machinability in Drilling of ADI
*, vol 60, nº9,1994.

[38] M. Masuda, T. Sato, T. Kori, Y. Chujo
Cutting Performance and Wear Mechanism of Alumina-based Ceramic Tools when Machining Austempered Ductile Iron
WEAR, 174, 147-153,1994.

[39] M. Masuda, T. Kori
Wear Mechanism of Alumina Ceramic Tools When Machining Austempered Ductile iron
*, vol 60, nº12,1994.

[40] American Society for Testing Materials
Standard Specification for Ductile Iron Castings
ASTM A536 , 1999.

[41] American Society for Testing Materials
Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings
ASTM A897-90, 1997.

[42] A. Duarte, J. Seabra, H. Santos
Rolling Contact Fatigue Study of a CuMn Austempered Ductile Iron (ADI)
proposto para publicação na revista WEAR em 2003.

[43] L. Magalhães e J. Seabra
Wear and Scuffing of Austempered Ductile Iron (ADI) Gears
WEAR, nº 215, 237-246, 1998.

[44] CETECOFF
Relatório de caracterização do ADI
INEGI, 1995.

[45] International Organisation for Standartization
Cast Iron - Designation of Microstructure of Graphite
ISO 945, 1975.

[45] R. Wilde
Failure in Gears and Related Machine Components
NBS Special Publication n.º 423, USGPO, 1976.

[46] T. Tallian
Failure Atlas for Hertz Contact Machine Elements
ASME Press, New York, USA, 1992.

[47] A. Batista
Deterioração por Fadiga de Contacto de Engrenagens Tratadas Superficialmente
Dissertação de Doutoramento, Universidade de Coimbra, 1997.

[48] A. Baptista *et al.*
Contact fatigue of Automotive Gears: Evolution and Effects of Residual Stresses Induced by Surface Treatments
Fatigue Fracture Engineering Materials Structures, nº 23, pp217-228, 2000.

[49] A. Fatemi, L. Yang
Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials
Int. J. Fatigue, nº1, pp 9-34, 1998.

[50] T. Tallian
A unified model for rolling contact life prediction
Journal of Lubrication Technology, Transaction of the ASME, vol. 104, pp.336-346, 1982.

[51] E. Iaonnides, T. Harris
A New Fatigue Life Model for Rolling Bearings
Journal of Tribology, vol 107, 367-378, 1985.

[52] J. Hamer, J. Hutchinson, A. Olver, R. Sayles, E. Ioannides
Fatigue Life Modelling of Gear Contacts
Proceedings of British Gear Association Congress, 7-8 Novembro, 1991.

[53] K. Dang Van, G. Cailletaud, J. F. Flavenot, L. Douaron, H.P. Lieurade
Critère d'Ámorçage en Fatigue à Grand Nombre de Cycles Sous Sollicitations Multiaxiales
Journées Internationales de Printemps de la Société Française de Métallurgie, Paris, pp. 301-337, 1984.

[54] K. Dang Van, B. Griveau, O. Message
On a New Multiaxial Fatigue Limit Criterion: Theory and Application
Biaxial and Multiaxial Fatigue, EGF3, Londres, Mechanical Engineering Publications, pp 479-496, 1989.

[55] Dang Van *et al.*
Criterion for High Cycle Fatigue failure Under Multiaxial Loading
Biaxial and Multiaxial Fatigue, Mech. Eng. Publications, pp 459-478, 1989.

[56] Dang Van
Macro-Micro Approach in High-Cycle Multiaxial Fatigue
Advances in multiaxial fatigue, ASTM, pp 120-130, 1993.

[57] L. Engel e H. Klingele
An Atlas of Metal Damage
Wolf Science Books, ISBN 0 72340750 9, Munich, Vienna, 1981.

[58] L. Alban
Systematic Analysis of Gear Failures
A.S.M., 1985.

[59] A. Zambon, A Tizani, L. Giordano, F. Bonollo, A. Molinari
Shot Peening Induced Phase Transformations and Residual Stresses Measurement on Austempered Cast Irons by XRD
Materials Science Forum, Vols163-165, pp. 465-470, 1994.

[60] L. Magalhães, J. Seabra
Fissuração de Superfícies em Ferro Nodular Austemperado (ADI) sujeito a Contactos do Tipo Hertziano
Mecânica Experimental, nº 4, 1999.

[61] L. Magalhães, J. Seabra, C. Sá
Contact Fatigue Behaviour of Artificially Indented ADI Discs
27º Leeds-Lyon Symposium de tribologia, Lyon, França, 5 a 8 de Setembro de 2000.

[62] L. Magalhães, J. Seabra
Fadiga das Superfícies dos Ferros Nodulares Austemperados
2as Jornadas Científicas do Instituto Superior de Engenharia Porto, Março de 2001.

[63] I. Kudish
Lubricant-Crack Interaction, Origin of pitting, and Fatigue of Drivers and Followers
Tribology Transactions, vol 45, 4, pp. 583-594, 2002.

[64] R. Martins
Relatório sobre Avaria de Engrenagem
CETRIB, 2002.

[65] M. Jacinto
Austêmpera das Ligas Ferrosas
Dissertação de Doutoramento, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Dezembro de 2000.

[66] L. Faure
Aspect des Dentures d'Engrenages Après Fonctionnement
CETIM, ISBN 2-85400-157-5, 1990.

[67] Dang Van *et al.*
Elastoplastic Analysis of Repeated Moving Contact. Application to Railways Damage Phenomena
WEAR, nº 196, pp 77-81, 1996.

[68] A. Ekberg
Rolling Contact Fatigue of Railway Wheels – Computer Modelling and In-Field Data
2nd Miniconference on contact mechanics and wear of rail/wheel systems, Budapest, pp 154-163, 1996.

[69] L. Magalhães, J. Seabra
Indentações Artificiais para o Estudo da Fadiga Superficial em Discos de Ferro Nodular Austemperado
8ªs Jornadas Portuguesas de Tribologia, Aveiro, 8-9 de Maio de 2002.

[70] L. Magalhães, J. Seabra
A Austêmpera do Ferro Nodular
3ª Jornada Porto-Minho de Tribologia, FEUP/INEGI,1994.

[71] F. Ville, D. Nélias
Influence of the Nature and Size of Solid Particles on the Indentation Features in EHL Contacts
Leeds Lyon Symposium on Trybology, 1997.

[72] F. Ville, D. Nélias
An Experimental Study on the Concentration and Shape of Dents Caused by Spherical Matallic Particles in EHL Contacts
52nd STLE Annual Meeting, 1997.

[73] W. Cheng, H. S. Cheng, L. M. Keer
Experimental Investigation on Rolling/Sliding Contact Fatigue Crack Initiation with Artificial Defects
Tribology Transactions, vol. 37, 1994.

[74] H.Fan, L. M. Keer, W. Cheng, H. S. Cheng
Competition Betwee Fatigue Crack Propagation and Wear
Journal of Tribology, vol 115, 1993.

[75] W. Cheng, H. S. Cheng, L. M. Keer
Longitudinal Crack Initiation Under Rolling Contact Fatigue
Tribology Transactions, vol. 37, 1994.

[76] W. Cheng, H.S. Cheng, L. M. Keer, X. Ai
Surface Crack Initiation Under Contact Fatigue: Experimental Observation and Contact Analysis
ASME Transactions, vol. 115, 1993.

[77] MAAG gear-wheel Company, LTD.
MAAG GEAR BOOK
ZURICH, Suíça, 1963.

[78] S. Goll, E. Piepka, F. Joachim
Status of Gear Technology for Vehicle Transmissions
ZF, Alemanha,1990.

[79] H. Winter, K. Michaelis
FZG Gear Test Rig - Description and Test Possibilities
Second International Symposium on The Performance Evaluation of Automotive Fuels and Lubricants
Wolfsburg, Alemanha, 5-7 Junho, 1985.

[80] Deutsches Institut für Normung
Testing of Lubricants; FZG gear test rig method A/8.3/90 for Lubricating Oils
DIN 51354, 1990.

[81] K. Michaelis
Testing Procedures for Gear Lubricants With the FZG Test Rig
Industrial Lubrication and Tribology, Maio / Junho 1974.

[82] International Organisation for Standartization
Calculation of Load Capacity of Spur and Helical Gears - Part 2: Calculation of surface durability (pittings).
ISO 6336-2, 1996.

[83] G. Henriot
La Lubrification Industriele - La Lubrification de Engrenages
Tome 1 - Transmissions, Compresseurs, Turbines, 297 - 385.
Publications de l'Institute Français du Pétrole, Éditions Technip, 1984.

[84] H. Winter, K. Michaelis
Scoring Load Capacity of Gears Lubricated with EP-oils
AGMA, Fall Technical Meeting, Montreal, Canada, October, 1983.

[85] D. Dowson, G. R. Higginson
Elastohydrodynamic Lubrication
S. I. Edition, Pergamon Press Ltd, Oxford, 1977.

[86] R. Gohar
Elastohidrodynamics
Ellis Horwood series in Mechanical Engineering, 1988.

[87] L. Magalhães, J. Seabra
Comportamento à fadiga de superfícies de ferro nodular austemperado sujeitas a contactos Hertzianos em ensaios de engrenagens FZG
4º Encontro Nacional de Análise Experimental de Tensões (APAET), Bragança, Outubro de 2001.

[88] L. Magalhães, J. Seabra
Teeth Surface Failures in Austempered Ductile Iron (ADI) Gears
GEARS 2003 – Gears and Transmissions Workshop, FEUP, 5 de Junho de 2003.

[89] L. Magalhães, J.Seabra
Fadiga de contacto de engrenagens FZG em ferro nodular austemperado
Mecânica Experimental, nº 8, 2002.

[90] M. Castro
Análise e Previsão da Capacidade de Carga à Gripagem de Engrenagens Cilíndricas
Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto para obtenção do grau de Mestre, Setembro de 1995.

[91] A. Loureiro,
Os aços Hoje
Ingenium, 2a série, nº3, pp.76-82, 1995.

[92] M. G. Benz, J. F. Elliott
The Austenite Solidus and Revised Iron-Carbon Diagram
Transactions of the metallurgical society of AIME, vol. 221, pp. 323-331, 1961.

[93] Goldens´ Foundry & Machine Co.
http://www.gfmco.com/main.shtml
USA,1999.

[94] Cees van de Velde
The Iron Carbon Diagram Over The Years
http://members.lycos.nl/cvdv/ironcarbondiagrams.htm, 2001.
Materials Science and Metallurgy, 4th ed., Pollack, Prentice-Hall, 1988.

[95] T. Mizoguchi, J. H. Perepezko, C. R. Loper Jr.
Fe-C Phase Diagram with Extreme Austenite Undercooling
AFS Transactions, pp.89-93,1997.

[96] Ductile Iron Society, QIT-Fer et Titane Inc
Ductile Iron Data for Design Engineers
USA, 1990.

[97] K. B. Palmer
Relatório BCIRA #1676
British Columbia Industrial Relations Association, 1976.

[98] J. Dodd, R. B. Gundlach
Advances in Process Technology and New Applications of Austempered Irons
Climax Molybdenium Co, USA.

[99] E. Dorazil
High Strength Austempered Ductile Cast Iron
Hellis Horwood, 1991.

[100] Y. Liu, J. Schissler, J. Chobaut
Fontes GS Bainitiques: Propriétés Mecaniques et Mécanisme de Rupture
Materiaux, Traitement Thérmique, 274, 1994.

[101] J. Beven
Relatório
Climax Molybdenium Co. USA.

[102] S. Boutorabi, J. Young, V. Kondie, M. Salehi
The Tribological Behaviour of Austempered Spheroidal Graphite Aluminium Cast Iron
Wear, 165, 19-24, 1993.

[103] F. Ahmed
Improving the Bending Fatigue Strength of Ductile Cast Iron
Modelling, Measurement & Control, C, AMSE Press, vol 47, n°1,29-42, 1993.

[104] American Society of Automotive Enginneers
Automotive Ductile (Nodular) Iron Castings
SAEJ434

[105] Y. Tomita
Mechanical Properties of Modified Heat Treated Silicon Modified 4330 Steel.
MST, vol 11, 1995.

[106] Y. Tomita
Effect of Bainitic Transformation on Mechanical Properties of 0.6C-Si-Mn Steel
Journal of Materials Science 30, 105-110, 1995.

[107] S. Singh, H. Bhadeshia
Quantitative Evidence for Mechanical Stabilization of Bainite
MST, vol 12, 1996.

[108] A. Tizani, A. Molinari, R. Trippodo, G. Sola
Austempered Ductile Iron (ADI) with Different Compositions and Evaluation Mechanical Properties of Gears
55º Congresso internacional de fundição, Moscovo, 1988.

[109] L. Parkes
Austempered Irons and the automotive industry
Metal & Materials, vol. 1, nº.1, 1985.

[110] H. Bayati, R Elliott
Stepped Austempering Heat Treatment of a 0.67%Mn-Mo Cu Ductil Iron
MST, vol 13, 1997.

[111] H. Bayati, R.Elliott
Effect of Various Heat Treatments Particularly Austempering on Mechanical and Physical Properties of a High Mn DuctileIron
Materials and Manufacturing Processes, vol. 12, Nº 1, 1-16, 1997.

[112] A. Duarte, J. Seabra, H. Santos
ADI Behaviour Under Twin-Disc Contact Fatigue Tests
Key Engineering Materials, vols 230-232, pp. 218-221, 2002.

[113] HTI – Heat treatment Specialists
www.callhti.com
USA,1998–2000.

[114] Applied Process Inc.
www.appliedprocess.com
USA, 2001.

[115] Industrial Furnace Systems, Inc.
www.ifs-inc.com
USA, 2002.

[116] Riviera et al.
Influence of the Solidification Microstruture on the Mechanical Properties of Ductile Iron
International Journal of Cast Metals, 1999.

[117] S. M. Yoo, A. Ludwig, P. R. Sahm
Numerical Simulation of Microstructural Evolution of Nodular Cast Iron in Permanent Moulds
http://www.gi.rwth-aachen.de/flyer/yoo/GGG.html, 1998.

[118] K. Adachi, U. Cho, S. Sinha, K. Kato
Self-Lubrication by Formation of Graphite Films in the sliding of Silicon Nitride Against Cast Iron
Tribology Transactions, vol 44, 1, pp. 41-46, 2002.

[119] B. Magalhães
Coulée des Fontes en Coquille
53º Congresso Mundial de Fundição, Praga, 1986.

[120] Schissler *et al.*
Procédé d'Obtention des Piéces d'Usure en Font G.S. Bainitique à Haute Caractéristiques Mécaniques par Traitement Thermique en Four à Lits Fluidisés
60º Congresso Mundial de Fundição, Setembro de 1993.

[121] H. Hoba, S. Matsuyama, T. Yamamoto
Effect of Shot-Peening Treatment on Rollong Contact Fatigue Properties of Austempered Ductile Iron
Tribology Transactions, vol 45, 4, pp. 576-582, 2002.

[122] J. Seabra, A. Campos, A. Sottomayor
Lubrificação Hidrodinâmica
FEUP, 2002

[123] E. Bormetti, G. Donzella, A. Mazzù
Surface and Sub-Surface Cracks in Rolling Contact Fatigue of Hardened Components
Tribology Transactions, vol 45, 3, pp. 274-283, 2002.

[124] J. Seabra, D. Berthe
Influence of Surface Waviness and Roughness on the Normal Pressure Distribution in the Hertzian Contact
ASME Journal of Tribology 109, pp. 462-470, 1987.

[125] L. Magalhães, J. Seabra, C.Sá
Experimental Observations of Contact Fatigue Crack Mechanisms for Austempered Ductile Iron (ADI) Discs
WEAR, nº 246, pp. 134-148, 2000.

[126] R. Barral, J. Seabra
Modélisation du Champ de Pression dans un Contact Élastohydrodynamique Rugueux
Relatório técnico, INEGI-CETRIB, 1999.

[127] D. Dowson, G. Higgison
E. H. D. Lubrication
Pergamon Press, Ltd., 1977.

[128] Bharat, Bhushan
Modern Tribology Handbook
CRS Press, 2001.

[129] A. Sottomayor
Reologia de um Lubrificante Não-Newtoniano no Interior de um Contacto Termoelastohidrodinâmico. Determinação dos parâmetros Reológicos de um Lubrificante
Dissertação de Doutoramento, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Dezembro, 2002.

[130] R. Gohar
Elastohydrodynamics
Ellis Horwood, 1988.

nota:
* *tradução indisponível.*

ANEXO A

FERRO FUNDIDO NODULAR

Sumário:

Apresentam-se neste anexo as principais propriedades metalúrgicas e mecânicas que caracterizam os ferros fundidos nodulares.

Refere-se a influência de alguns elementos de liga sobre as propriedades do ferro nodular e estuda-se o efeito da sua presença durante o tratamento térmico de austêmpera.

A1 INTRODUÇÃO

A produção de ligas de Ferro remonta à antiguidade e desenvolveu-se como tecnologia ao longo dos séculos. O fabrico de armas esteve na origem do estudo da metalurgia logo a partir da primeira Idade do Ferro. Civilizações marítimas, como a Fenícia e a Grega, difundiram a tecnologia do processamento dos metais ao longo do mediterrâneo, e a civilização Romana já produzia regularmente armas em diversas ligas metálicas. Os seus exércitos eram equipados com espadas e lanças fabricadas em ligas de Ferro. O uso de canhões de pólvora difundiu-se pela Europa a partir do final da Idade Média, combinando a tecnologia dos explosivos, importada do oriente, com a "alquimia" medieval. Durante vários séculos foram produtos como os canhões, as espadas e as ferraduras dos cavalos que sustentaram o estudo da metalurgia. Desenvolveram-se as técnicas de fundição e de processamento, e termos como a "forja" e a "têmpera" acompanharam o fabrico das primeiras ferrovias e máquinas a vapor. Estas, por sua vez, estiveram na origem da revolução industrial, que levou à sistematização do estudo da metalurgia. No final do século XX diversificou-se o estudo das ligas metálicas, tornando-se frequente a utilização do Alumínio e do Titânio, por exemplo, e os aços e os ferros fundidos eram utilizados de forma generalizada.

No estado actual dos conhecimentos, as ligas ferro-carbónicas são ainda insubstituíveis em muitas aplicações que requerem simultâneamente uma boa resistência mecânica e ao desgaste, e são aquelas cujo estudo se encontra mais amplamente documentado. No conjunto dessas ligas, distinguem-se dois grandes grupos de produtos: os aços e os ferros fundidos. Nestes últimos o Ferro encontra-se ligado com cerca de 3% de Carbono e de 2% de Silício, enquanto nos aços são características composições com baixo teor de Carbono, que é tipicamente limitado até cerca de 1.7% da percentagem mássica da liga.

Contrariamente aos ferros fundidos, os aços são ligas de Ferro que, após vazamento, são maleáveis a temperaturas adequadas [91]. Na maioria das aplicações os aços encontram-se fortemente laminados, estado que lhes confere características muito particulares, associadas à elevada anisotropia estrutural, como a capacidade de se deformarem fortemente em regime elástico. Durante os tratamentos mecânicos como o estiramento, a trefilagem e, sobretudo, a laminagem (que permitem o fabrico de perfis, chapas, e lâminas finas), a estrutura do metal é violentamente compactada e adquire grande resistência mecânica. Já os ferros fundidos são muito pouco maleáveis depois de sólidos e à temperatura ambiente, pelo que dificilmente

podem ser laminados ou forjados. Esta dificuldade é tanto maior quanto maior for o teor de Carbono presente na liga. Em teores mássicos superiores a 2.5% este tipo de operações torna-se praticamente impossível: os ferros fundidos cinzentos fissuram quando são laminados porque são ricos em grafite e porque as zonas em que este elemento se concentra agem como vazios ou fendas, enquanto os ferros fundidos brancos contêm uma grande percentagem de cementite, muito dura mas muito frágil, que também fissura se for laminada.

Do ponto de vista prático, o termo "ferro fundido" equivale a "ferro fundível", "ferro de fundição" ou "ferro moldável", equivalentes do conceito que se pretende transmitir (o termo inglês é "cast iron"). Os ferros fundidos permitem a fabricação de componentes estáveis e com boa tenacidade mecânica directamente através do processo de fundição e vazamento ("cast"). Para estes materiais, a simples solidificação em moldes com a forma pretendida é suficiente para que se obtenham produtos praticamente acabados, e que podem ser eficazmente utilizados sem que outras intervenções ao nível da microestrutura sejam necessárias. Apesar disso, estes produtos são muitas vezes submetidos a tratamentos térmicos e a diversas operações de acabamento superficial, já que melhoram substancialmente muitas das propriedades que apresentam após solidificação.

Os materiais que exibem maior resistência mecânica, no conjunto das ligas ferro-carbónicas, são os aços ligados e tratados termicamente, que são fruto de processos muito mais elaborados que aqueles que são necessários para a produção dos ferros fundidos.

A produção de aços ligados de alta resistência mecânica envolve equipamentos complexos, factor que é agravado pelo facto de a sua temperatura de fusão ser mais alta que a dos ferros fundidos, e impõe custos elevados à produção de componentes, sobretudo associados à maquinagem e aos tratamentos térmicos.

A2 FERRO FUNDIDO

A matriz metálica dos ferros fundidos incorpora outros elementos químicos para além daqueles que constituem a sua base metalúrgica, que são o Ferro, o Carbono e o Silíco [92]. Isto sucede quer por impossibilidade da eliminação de impurezas e elementos residuais quer por adição intencional, de forma a criar ligas com propriedades mais vantajosas para cada um dos diferentes objectivos de utilização dos produtos acabados.

As estruturas em que se organizam os diferentes elementos químicos no interior do metal designam-se por fases. O conjunto dessas fases e a forma como se distribuem definem cada uma das variantes típicas do ferro fundido, que são habitualmente classificadas em três grandes classes, por ordem crescente do teor de Carbono: os "ferros fundidos brancos", que contêm uma grande percentagem de cementite e que são obtidos através de reacções metaestáveis forçadas por arrefecimentos rápidos, os "ferros fundidos maleáveis", que contêm grafite e cementite, e os "ferros fundidos cinzentos", ricos em grafite e cuja estrutura pode ser tipicamente ferrítica ou perlítica. Estes últimos são obtidos através de transformações estáveis durante arrefecimentos lentos. Os "ferros fundidos nodulares" são também ricos em grafite, constituíndo uma variante que se caracteriza por esta fase se dispersar pela matriz sob a forma de nódulos esferoidais.

A Figura A1 mostra o aspecto característico da estrutura dos ferros fundidos nodulares e dos ferros fundidos cinzentos

.

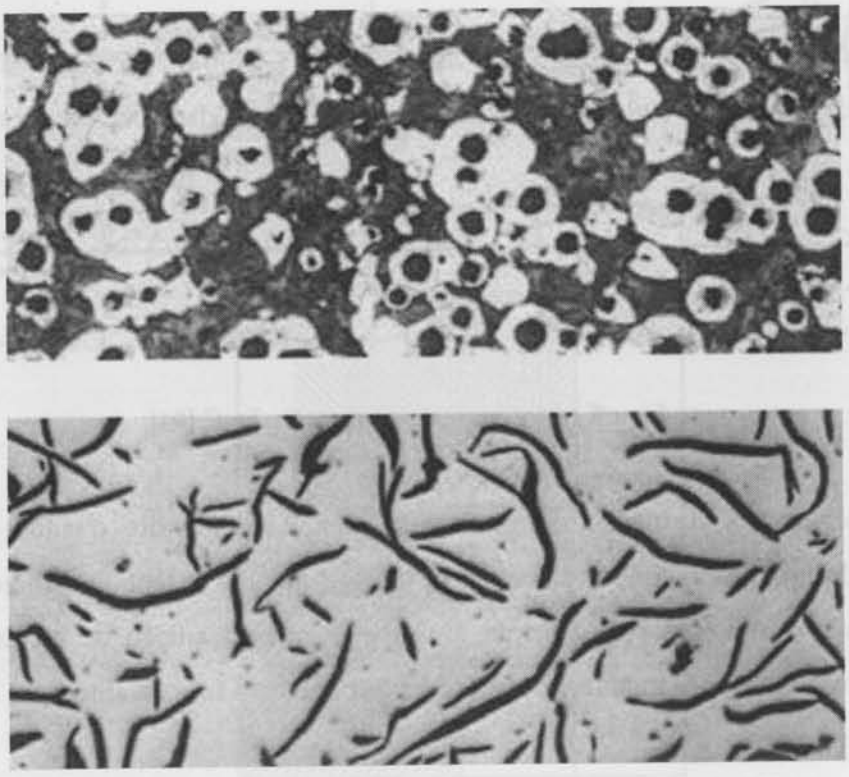


Figura A1 - Matriz de dois ferros fundidos vistas com uma ampliação de 100 vezes. Em cima, um ferro fundido nodular, em que a grafite se dispõe sob a forma de esferas. Em baixo, um ferro fundido cinzento, em que a grafite assume uma forma lamelar [93].

A Figura A2 mostra um diagrama de fases Fe-Fe_3C (Ferro-cementite) onde se podem ver diversas combinações entre o Ferro e o Carbono em função da temperatura da liga e da percentagem mássica de Carbono.

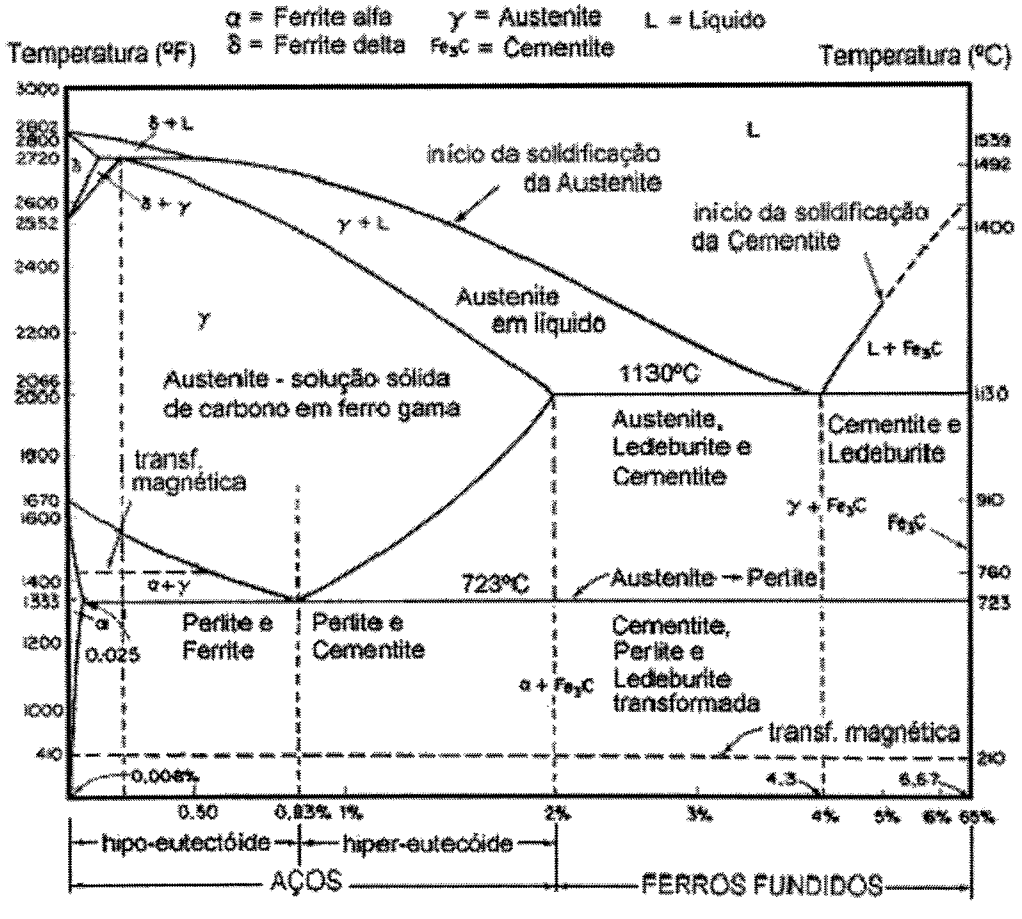


Figura A2 - Diagrama de fases Fe-Fe_3C [94].

Pode ocorrer a formação de grafite em vez da cementite quando a austenite se transforma durante arrefecimentos lentos da liga ou quando o teor de Silício é elevado. A grafite tende a agrupar-se sob a forma de lamelas, mas a adição de elementos químicos nodularizantes, como o Manganês, pode fazer com que esta fase se apresente sob a forma de nódulos esferoidais.

O teor de Silício da liga ferro-carbónica tem influência no equilíbrio de fases a diferentes temperaturas, como se pode ver através da Figura A3.

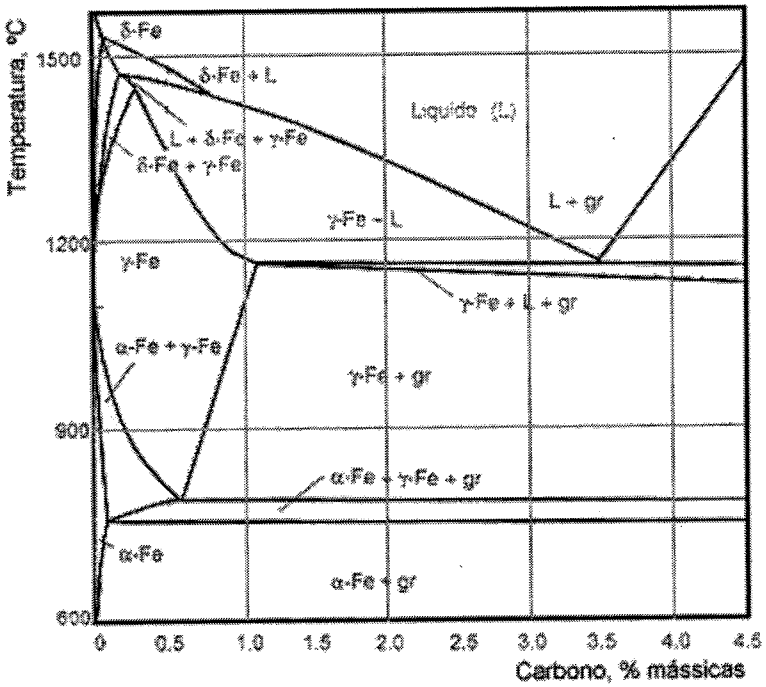


Figura A3 - Diagrama de equilíbrio Fe-C-Si de um ferro fundido com 2.5% de Silício [95].

As percentagens de Carbono e de Silício são parâmetros fundamentais na caracterização das diferentes ligas ferro-carbónicas, estabelecendo domínios característicos, como mostra a Figura A4.

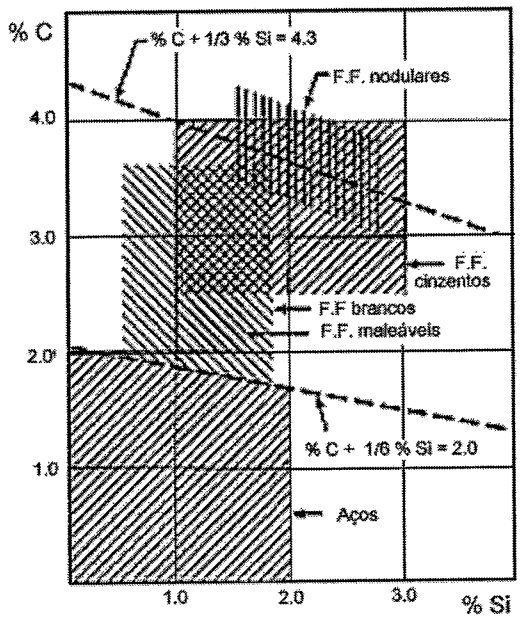


Figura A4 - Diagrama que apresenta o domínio característico dos principais ferros fundidos em termos dos teores de Carbono e de Silício presentes na liga [96].

A2.1 Grafite

A grafite é uma forma pura de Carbono que apresenta baixa densidade e baixa dureza e que se encontra frequentemente retida de forma estável no interior da matriz metálica dos ferros fundidos. A geometria que assume é determinante para as propriedades de resistência mecânica da liga (as formas esferoidais são muito menos prejudiciais que as lamelas compactas).

Para além da grande capacidade de condução térmica e do efeito amortecedor de vibrações, a grafite também pode desempenhar um papel importante como lubrificante. É um excelente lubrificante sólido porque apresenta muito baixa tensão de corte em determinados planos de solicitação. A sua presença nas superfícies sujeitas a contactos dinâmicos é muitas vezes favorecida pelo processo de desgaste da própria superfície, durante o qual a grafite é libertada para o interior do contacto.

A2.2 Ferrite

Ferrite é a designação de uma forma alotrópica do Ferro com estrutura cúbica de corpo centrado que é estável a temperaturas inferiores a 912ºC, o Ferro alfa. O Ferro pode organizar-se em formas diferentes, como o Ferro gama, que se forma entre 912ºC e 1394ºC, e como o Ferro delta, fase com estrutura cúbica de corpo centrado, com propriedades magnéticas, que só é estável a temperaturas entre 1394ºC e 1538ºC.

A ferrite é uma das formas mais puras em que o Ferro se pode encontrar no interior da matriz metálica dos ferros fundidos. A sua presença tem como consequência o aumento da tenacidade e da ductilidade do material, e a diminuição da resistência à tracção e da dureza (a ferrite é uma fase relativamente "macia"). Nos ferros nodulares austemperados a ferrite organiza-se na forma de agulhas muito finas, o que confere à liga elevadas propriedades de resistência mecânica e de tenacidade, aliadas a níveis relativamente elevados de ductilidade.

A2.3 Austenite

Esta fase, que se obtém a temperaturas elevadas, é constituída por Carbono dissolvido intersticialmente em Ferro gama, formando uma estrutura cúbica de faces centradas que é estável entre 912ºC e 1394ºC.

É possível manter a austenite estável à temperatura ambiente através da adição de 18 a 36% de Níquel, como se faz nos ferros fundidos austeníticos, ou através de um arrefecimento controlado da liga, como o que é conseguido na austêmpera dos ferros nodulares, que evita a formação de perlite e permite a saturação da austenite em Carbono. Este processo pode fazer com que a temperatura de transição a que se dá a transformação da austenite em martensite diminua para valores bastante inferiores aos da temperatura ambiente. Quando os metais são assim estabilizados, a transformação da austenite em martensite pode ocorrer quando estes são sujeitos a esforços mecânicos elevados. Nessa situação ocorre um aumento de volume de cerca de 4%, o que induz tensões compressivas nas zonas transformadas da matriz. Este facto, aliado à grande dureza da martensite, é um dos factores que promove a resistência à fadiga de contacto e ao desgaste dos ferros nodulares austemperados.

A expressão "austenite retida" aplica-se aos aços quando, depois do arrefecimento subsequente à austenitização, alguma austenite consegue persistir "retida" no interior da matriz. Nesta situação, usualmente associada a tratamentos deficientes do aço, a fase austenítica restante é instável à temperatura ambiente, tendendo a transformar-se em martensite. Isto não sucede com a austenite da matriz ausferrítica dos ferros nodulares austemperados, dado o alto teor de Carbono nela presente. Esta forma de austenite diz-se "estabilizada" e não se transforma em martensite quando o metal é arrefecido, mesmo a temperaturas negativas [14].

A2.4 Cementite

A cementite é uma fase muito dura e frágil, constituída essencialmente por carbonetos, que se forma quando o Carbono excede o limite de solubilidade na austenite. Estes carbonetos formam-se frequentemente de forma transitória com o Ferro (Fe_3C) ou com outros elementos metálicos presentes na liga durante arrefecimentos lentos. Como se trata de uma fase metaestável, tem tendência a decompor-se, libertando grafite, se o metal permanecer durante tempo suficiente a temperaturas elevadas.

A presença de cementite de forma dispersa na matriz pode constituir uma vantagem ao aumentar a tenacidade e, sobretudo, a resistência ao desgaste do material. No entanto os carbonetos são produtos que, quando aglomerados, fragilizam seriamente a liga tornando-a num produto de maquinagem muito difícil.

A2.5 Perlite

A perlite é uma combinação de cementite com ferrite, disposta em lamelas finas intercaladas, que se obtém a partir de uma reacção eutética de transformação da austenite durante arrefecimentos lentos. Esta fase é muito comum nos ferros fundidos e apresenta grande resistência mecânica e baixa ductilidade. O controle da sua presença nos aços permite produzir variedades de dureza controlada, dando origem a aços cuja dureza varia desde os "extra-macios" (%C < 0.15) até aos "extra-duros"(%C > 0.65).

A2.6 Martensite

A martensite é uma solução sólida sobressaturada de Carbono em Ferro que resulta de arrefecimentos rápidos do banho de fusão ou da decomposição da austenite quando sujeita a esforços mecânicos. Quando o teor de Carbono é baixo (< 0.25%) a martensite apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado idêntica à da ferrite. No entanto, para valores superiores a essa percentagem, o Carbono dissolvido provoca grandes distorções na malha cristalina e formam-se estruturas tetragonais de corpo centrado, responsáveis pela grande dureza dos materiais martensíticos.

Quando os aços martensíticos são aquecidos a temperaturas entre 100 e 200ºC, o Carbono tende a separar-se da martensite e a formar carbonetos que se dispersam na matriz. Isto causa o "amaciamento" do aço (relaxação de tensões e aumento de ductilidade) e é o objectivo do tratamento térmico de revenido, que se realiza frequentemente após a têmpera (em inglês a tradução de "têmpera e revenido" é "quenched and tempered", donde surge, por vezes, alguma confusão na tradução destes termos).

A2.7 Bainite

Esta fase é constituída por uma mistura de ferrite e de carbonetos e é quase sempre produzida intencionalmente. Consegue-se através da decomposição da austenite a uma temperatura ligeiramente superior à da transição da austenite em martensite e provoca o aparecimento de carbonetos finamente dispersos no seio da ferrite, a qual se apresenta sob a forma de pequenas agulhas. Os primeiros trabalhos de austêmpera em aços tiveram como

objectivo provocar a "bainitização" da matriz, substituíndo a martensite por esta fase mais dúctil mas, ainda assim, bastante dura.

A2.8 Ausferrite

A ausferrite é constituída por agulhas de ferrite no seio de uma matriz de austenite saturada em Carbono. Eventualmente podem existir carbonetos precipitados no interior da própria ferrite. Este facto, para além do aspecto acicular da ferrite, está na origem do uso da designação "ferrite bainítica" para referir a ferrite presente nas matrizes dos ferros nodulares austemperados.

Trata-se de uma estrutura que pode apresentar elevada resistência mecânica, mas também uma ductilidade relativamente alta, conferindo ao material um compromisso de propriedades que se mostra vantajoso para inúmeras aplicações mecânicas.

A3 FERRO NODULAR

O ferro fundido nodular, ou simplesmente "ferro nodular" (forma adoptada neste trabalho), é um produto designado em inglês por "Spheroidal Graphite Iron" (SGI), por "Nodular Iron" ou por "Ductile Iron". Em português é muitas vezes referido por "ferro fundido dúctil".

O ferro nodular caracteriza-se pela forma esferoidal dos nódulos em que a grafite se aglomera de forma dispersa no interior da matriz. É um material que, contrariamente a outros ferros fundidos, apresenta propriedades mecânicas que são praticamente só dependentes da constituição metalúrgica da matriz metálica, à semelhança do que sucede com os aços [97].

A primeira produção de ferros nodulares com grafite esferoidal deve-se a Keith Millis que, em 1943, conseguiu produzir um fundido ligado com Cobre e com Magnésio em que a grafite se dispunha no interior da matriz na forma de "esferas". Já em 1948 era anunciada a produção de ferro cinzento hipereutético ligado ao Cério em que a matriz encerrava nódulos de grafite esferoidal [14].

A utilização industrial do ferro nodular teve início em 1949, quando a Ford Motor Co. americana iniciou a produção deste material. A ASTM publicou as primeiras especificações

no início dos anos 50. Nos anos 60 o ferro nodular produzia-se já a um ritmo de cerca de 2 milhões de toneladas por ano e em mais de 30 países [91].

O desenvolvimento desta família de materiais manteve-se constante a partir dos anos 70, tendo sido produzidas novas ligas e criados novos processos metalúrgicos de nodularização. Desde essa data que se produzem variantes de ferro nodular contendo Magnésio, elemento de liga que esteve na base do desenvolvimento dos actuais ferros nodulares austemperáveis. Em 1997 a produção mundial anual de ferro nodular foi de cerca de 13 milhões de toneladas [14].

O ferro nodular tornou-se um produto apelativo logo desde o início da sua utilização porque, sendo um material que se presta à fabricação de peças por fundição, possui propriedades mecânicas importantes, do ponto de vista da indústria mecânica, para além de ser facilmente maquinável.

Relativamente a outros ferros fundidos ricos em grafite, como os cinzentos ("gray iron"), o ferro nodular apresenta melhores propriedades mecânicas, maior resistência ao impacto e menor peso para igual volume. A redução global de custos resultante da substituição do aço por ferro nodular atinge valores impressionantes, em média de cerca de 50%, mas que podem ultrapassar os 90% em casos particulares, como na fabricação de arames ou grampos tradicionalmente feitos em aço [14].

O ferro nodular ocupa uma posição distinta no conjunto dos ferros fundidos. Ao nível da sua produção, é um material mais exigente que os ferros fundidos cinzentos e que outras variantes destas ligas ferro-carbónicos ricas em grafite.

A técnica de produção baseada no vazamento em coquilha conduz a elevadas taxas de arrefecimento e tem sido estudada como alternativa à técnica tradicional de vazamento em areia. Empresas especializadas na produção destes materiais desenvolveram equipamentos específicos para o fabrico dos diferentes tipos de ferro nodular, os quais integram de forma sequencial as fases de fundição, adição de elementos e inoculação, arrefecimento e tratamento térmico final [94, 95].

A3.1 Características fundamentais

A composição tradicional de um ferro nodular tem por base um teor de Carbono próximo de 3% e cerca de 2.5% de Silício. O Fósforo deve ser mantido abaixo de 0.08%.

A produção de ferros nodulares de boa qualidade obriga a técnicas que exigem bastante rigor, nomeadamente no controlo da nodularização, da dimensão, e da distribuição dos nódulos de grafite. A adição de Manganês é a forma actualmente mais comum de conseguir a nodularização da grafite. É necessário controlar com rigor a percentagem de adição deste elemento químico e a taxa de arrefecimento do metal, para além da pureza da própria liga (evitando a presença de elementos desfavoráveis).

É também fundamental controlar as temperaturas a que o fundido do metal é submetido durante as várias fases da sua produção, nomeadamente as taxas de arrefecimento do metal.

São muito utilizados os ferros nodulares perlíticos e ferríticos (possuíndo matrizes essencialmente constituídas por perlite e ferrite). Estes tendem a apresentar tanto maior ductilidade e menor resistência à tracção quanto maior for a proporção de ferrite em relação à perlite contida na matriz (ver Figura A5). O uso de ferros nodulares austeníticos e martensíticos é apenas frequente em aplicações particulares.

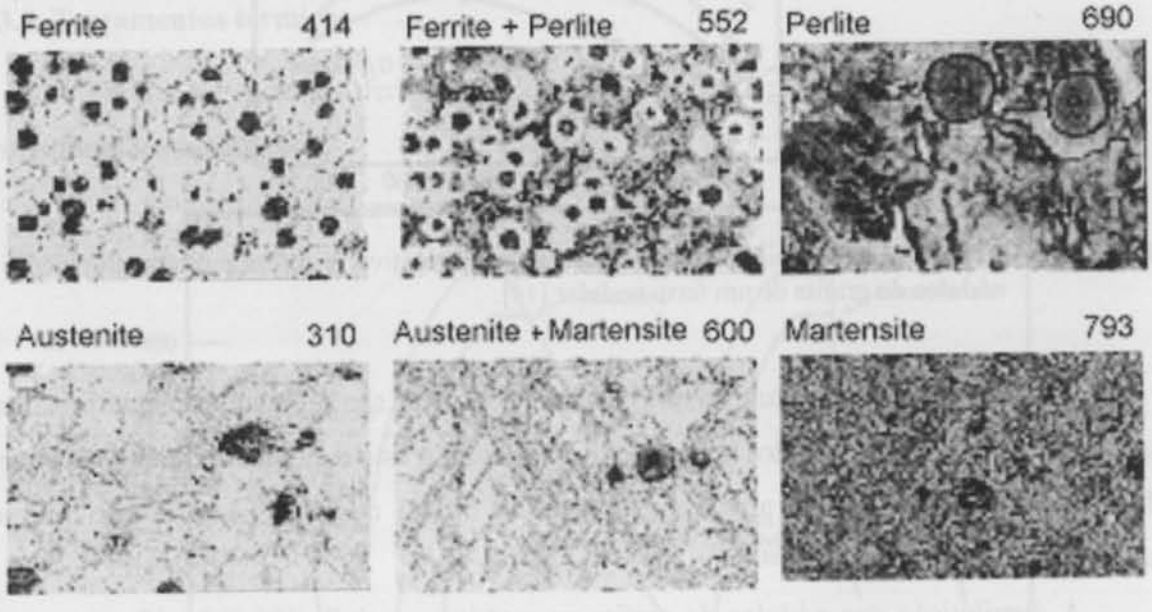


Figura A5 – Aspecto de microestruturas comuns de ferros fundidos. Em cada caso são indicados os constituíntes principais e valores típicos de tensão de ruptura, em MPa [14].

A3.1.1 Densidade de nódulos de grafite

O aumento da densidade de nódulos de grafite provoca a diminuição do teor de perlite na matriz, o que, só por si, tende a aumentar a ductilidade do metal e a baixar a sua resistência à tracção. No entanto, o aumento da densidade de nódulos é também responsável pela diminuição do número de carbonetos presentes na matriz, o que, inversamente, faz com que a sua resistência à tracção aumente. Assim, e tendo em vista uma melhor homogeneização da matriz, é prática comum tentar aumentar a densidade de nódulos no metal, o que causa a diminuição do tamanho médio desses nódulos e contribui, pelas razões indicadas, para o aumento das propriedades de resistência mecânica da matriz metálica (ver Figura A6).

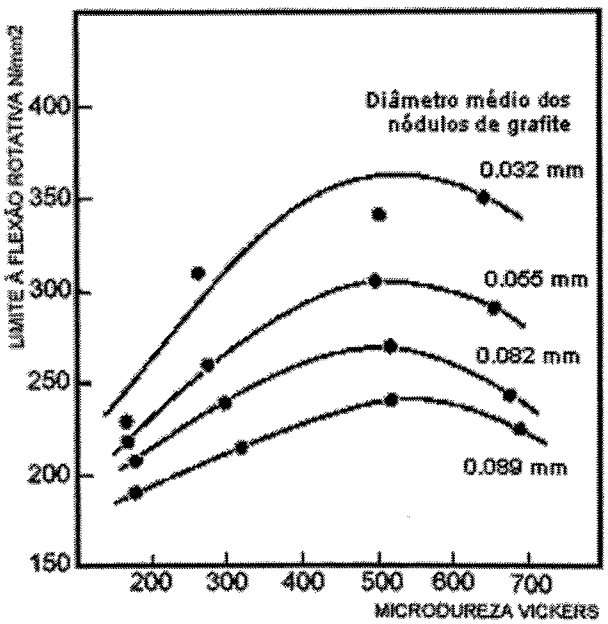


Figura A6 – Relação entre a resistência à fadiga em flexão rotativa, a dureza e o tamanho médio dos nódulos de grafite de um ferro nodular [14].

O controlo das temperaturas a que os ferros nodulares são submetidos é determinante no que diz respeito à densidade dos nódulos de grafite, sendo esta tanto maior quanto mais rápido for o arrefecimento, até se atingirem valores da ordem dos 350 nódulos por milímetro quadrado [98].

A distribuição dos nódulos de grafite na matriz pode influenciar significativamente a resposta do material às solicitações mecânicas. Os arrefecimentos rápidos promovem o aumento da resistência mecânica e o abaixamento da ductilidade do metal. Alguns ferros

nodulares são sujeitos a um sobrearrefecimento durante a solidificação para aumentar a densidade de nódulos de grafite e promover a presença de nódulos de pequena dimensão.

A dimensão dos componentes fundidos também influi no teor de nodularização e na densidade dos nódulos de grafite, já que quanto maior for a espessura dos componentes mais lentas são as taxas de arrefecimento. Quando as taxas de arrefecimento são lentas e o teor de Carbono Equivalente é elevado (CE = %C + 1/3 %Si) ocorrem distribuições anormais, com concentração de nódulos de grande dimensão no topo do fundido, sendo usual reduzir o teor de Carbono Equivalente quando se pretendem fabricar peças com grandes dimensões.

A3.1.2 Presença de carbonetos

A presença de carbonetos é francamente nefasta ao reduzir a resistência mecânica do ferro nodular. No entanto, estes produtos têm uma acção secundária e cumulativa cujo efeito não é desprezável, já que eles impedem a correcta expansão da grafite durante a solidificação da matriz e são a causa do aparecimento de micro-cavidades (micro-rechupes). Para se conseguir elevada resistência mecânica, é fundamental a produção de ferros nodulares isentos de carbonetos.

A3.2 Tratamentos térmicos

A Figura A7 mostra diferentes ciclos térmicos que tipicamente são realizados sobre ferros fundidos nodulares.

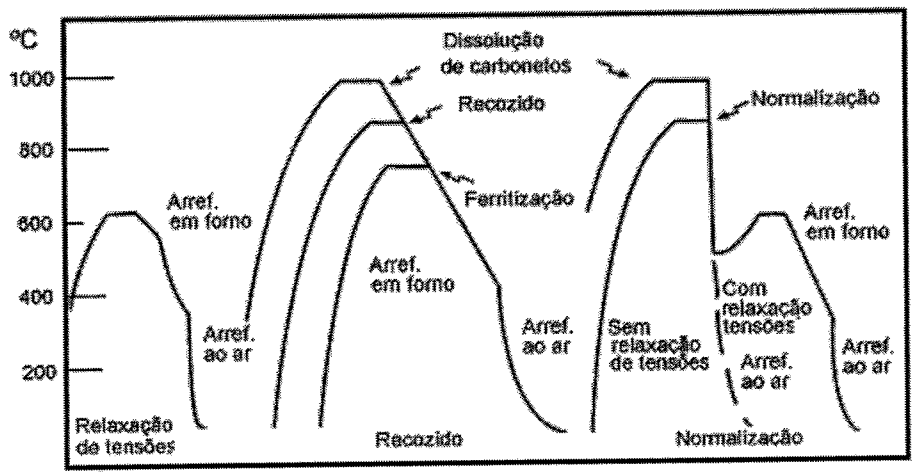


Figura A7 - Tratamentos térmicos usualmente realizados sobre ferros fundidos nodulares [96].

Os tratamentos térmicos aplicados aos ferros nodulares visam objectivos, nomeadamente o aumento da resistência mecânica, a estabilização da microestrutura, o alívio de tensões, e o aumento da resistência à corrosão, por exemplo.

A austêmpera é um tratamento específico que pode ser melhor ou pior sucedido conforme seja maior ou menor a "temperabilidade" do ferro nodular (ou, mais precisamente, a sua "austemperabilidade").

A austemperabilidade de um ferro nodular mede a possibilidade de ser arrefecido sem que ocorram transformações eutectóides, estáveis ou metaestáveis (evitando a formação de perlite), e a possibilidade da matriz austenítica se transformar em ausferrite (ferrite e austenite saturada de Carbono) isenta de carbonetos.

O termo "temperabilidade", quando correspondente à palavra inglêsa "hardenability", refere-se muitas vezes à têmpera de aços, que tem como objectivo a formação de uma matriz martensítica, isenta de ferrite, perlite e bainite [99]. A Figura A8 mostra um diagrama que traduz estes conceitos.

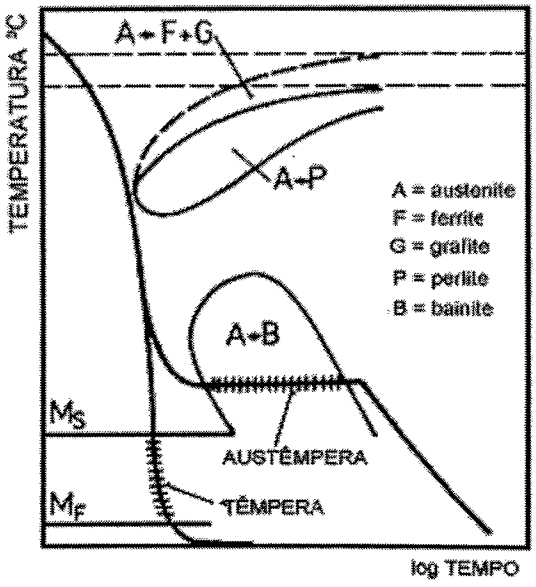


Figura A8 – Diagrama CCT onde se mostram trajectos de têmpera e austêmpera [99].

A3.2.1 Influência da composição sobre a austemperabilidade

A austemperabilidade do ferro nodular é fortemente influenciada pela presença de elementos de liga como o Cobre, o Níquel e o Molibdénio. Estes elementos não têm uma influência muito grande nas propriedades mecânicas do material e não devem ser

incorporados em percentagens superiores às necessárias, já que isso se traduz num acréscimo da dificuldade em se obter um ADI de boa qualidade (para além do aumento de custos).

Verificam-se dois comportamentos durante o processo de segregação. O Silício, o Cobre e o Níquel aglomeram-se na interface entre os nódulos de grafite e a matriz; o Carbono, o Molibdénio e o Manganês concentram-se nas fronteiras das células eutectóides, aumentando a dureza do material e atrasando a velocidade de transformação da austenite, durante a austêmpera, evitando assim a formação de perlite [1]. Um exagero na adição destes elementos, capaz de promover elevada segregação, pode provocar a formação de martensite durante o arrefecimento da liga. O Fósforo é um elemento indesejável, já que fragiliza o material, mesmo em teores tão baixos como 0.02%.

O Cobre, o Manganês e o Níquel retardam a transformação da austenite em ferrite e austenite saturada em Carbono, tendo influência preponderante a presença do Manganês [30]. Este elemento não pode ser incorporado em teores muito elevados porque diminui a resistência mecânica do material ao permitir a formação de grandes "blocos" de austenite. O Manganês e o Molibdénio, apesar de serem óptimos elementos de liga para melhorar a temperabilidade do material, diminuem a ductilidade do ADI quando incorporados em teores superiores a 0.3% [100]. A Figura A9 mostra como o a adição de Níquel e de Molibdénio permite evitar a formação de perlite durante o arrefecimento da liga.

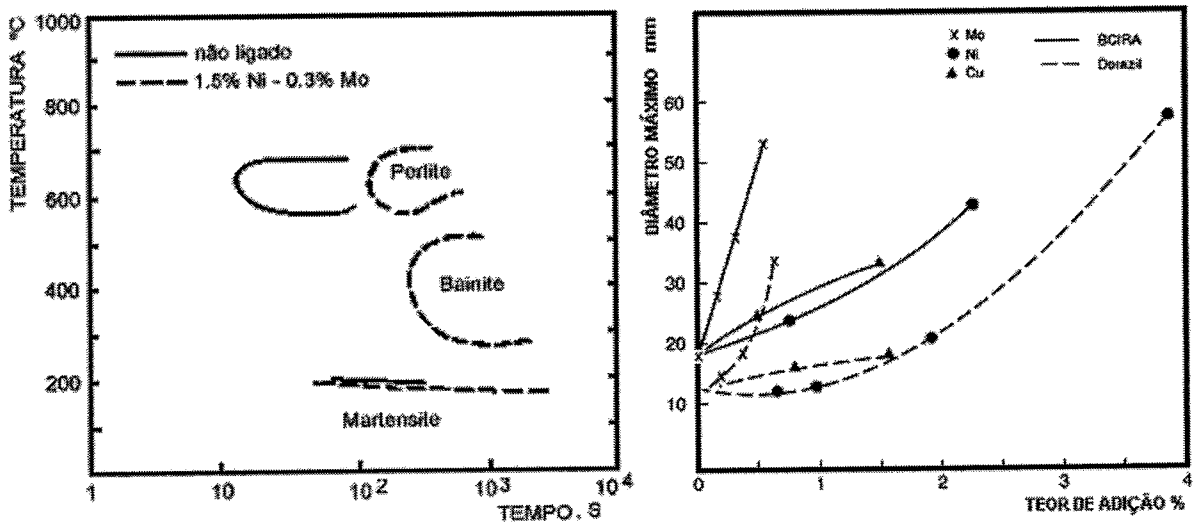


Figura A9 - À esquerda, influência da adição de Ni e Mo sobre a temperabilidade de um ferro nodular [98]; à direita, teores máximos de adição de Mo, Ni e Cu em função do diâmetro de um componente, de forma a que este possa ser austemperado a 350°C sem ocorrer a formação de perlite [14].

A Figura A10 mostra resultados obtidos com a adição de Molibdénio durante a austêmpera de amostras de um ferro nodular. No diagrama inferior pode ver-se como resultados semelhantes foram obtidos com a adição de Níquel e Cobre ao mesmo ferro nodular.

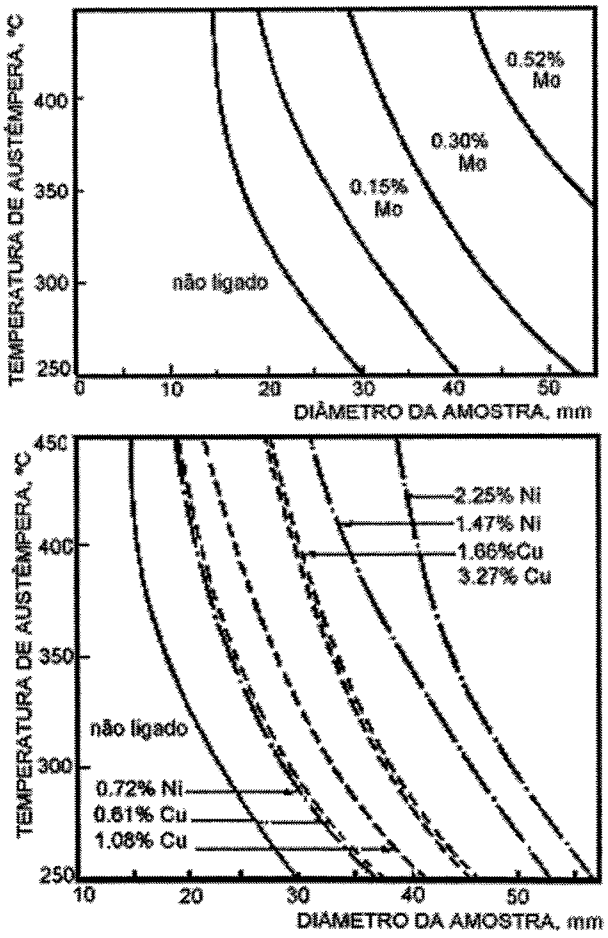


Figura A10 – Influência do Molibdénio do Níquel e do Cobre sobre o diâmetro máximo de uma amostra para que possa ser austemperada sem a formação de perlite (3.5%C, 2.0%Si, 0.25%Mn) [13].

A adição de elementos de liga deve ser rigorosamente controlada para evitar a sua sub ou sobre-adição relativa, as quais podem ter consequências catastróficas ao nível das propriedades finais do material. Materiais deficitariamente ligados podem apresentar rupturas em serviço devidas à presença de algumas quantidades de ferrite livre na matriz, conforme relatado por J. Beven [101] a partir de testes realizados com engrenagens, e por outro lado, teores elevados de elementos de liga têm propensão a ser segregados, sobretudo quando são

de pequeno raio atómico ou quando os componentes são de elevada espessura. H. Santos [1] refere a impossibilidade de eliminar grandes concentrações destes elementos (Cu, Mo, Ni, Mn, Si e S) mesmo após períodos prolongados de tratamento a alta temperatura.

Devem ser limitadas as adições de elementos com propensão à formação de carbonetos ou de inclusões, bem como aqueles que promovem a contracção da matriz ou impedem a esferoidização da grafite. Os elementos principais, Carbono e Silício, e os que promovem a austemperabilidade da matriz, devem ser controlados em função das taxas de arrefecimento previstas durante os tratamentos térmicos e durante a solidificação dos fundidos, pelo que é importante considerar as dimensões e a espessura das paredes dos componentes. Usualmente é o valor pretendido de Carbono Equivalente (CE = %C + 1/3 %Si) que determina a relação adoptada entre o teor de Carbono e de Silicio.

A Tabela A1 mostra valores típicos de incorporação dos elementos de liga mais comuns.

Tabela A1 – Teores típicos de adição de elementos de liga [14].

Carbono	3.7%	+/- 0.2%
Silício	2.5%	+/- 0.2%
Manganês	0.28%	+/- 0.03%
Cobre	-	+/- 0.05% (max. 0.8%)
Níquel	-	+/- 0.10% (max. 2.0%)
Molibdénio	-	+/- 0.03% (max. 0.25%)

A3.3 Constituintes do ferro nodular

A adição de elementos aos ferros nodulares pode ser feita em duas perspectivas distintas. Numas situações adicionam-se para que ocorram determinadas transformações, durante os tratamentos térmicos e o processamento do material, que contribuem para a obtenção de matrizes com as características mecânicas pretendidas. Noutras, os elementos de liga são adicionados ao ferro nodular para que a sua presença tenha um efeito directo nas propriedades do material, como sucede com os aços de liga ou com ADIs ligados com alumínio [102]. Nestes casos o teor de adição de elementos é tipicamente mais elevado e os materiais são designados por ferros nodulares ligados ou de liga.

A3.3.1 Carbono

O teor de Carbono ideal situa-se entre 3.6% e 3.8%. O aumento do teor deste elemento até cerca de 4% aumenta o valor da tensão de ruptura do ferro nodular austemperado (ADI) sem ter efeito sensível na dureza e no alongamento à ruptura.

A3.3.2 Silício

O Silício tem um papel fundamental na metalurgia dos ferros nodulares, já que funciona como elemento estabilizador da matriz, retardando a formação de carbonetos e evitando a formação de perlite durante o tratamento de austêmpera do ferro nodular (a presença de Silício impede a expansão do metal que ocorre durante a decomposição destas fases a temperaturas elevadas).

Durante a austêmpera, o Silício promove a formação de grafite, diminui a solubilidade do Carbono na austenite, eleva a temperatura euctectóide e inibe a formação de carbonetos bainíticos. O aumento do teor deste elemento baixa a temperatura de transição dúctil-frágil e aumenta a resistência ao choque do material. O teor de Silício no ADI varia tipicamente entre 2.4 e 2.8%.

Teores de Silício acima de 2% são usados para alargar o domínio da ferrite no diagrama de equilíbrio Fe-C, conforme mostra a Figura A11, o que permite atrasar a precipitação de carbonetos durante a austêmpera. No entanto, elevados teores deste elemento diminuem a solubilidade do Carbono na austenite para uma dada temperatura de austenitização, sendo usuais valores de incorporação entre 2.4 e 2.8% [8].

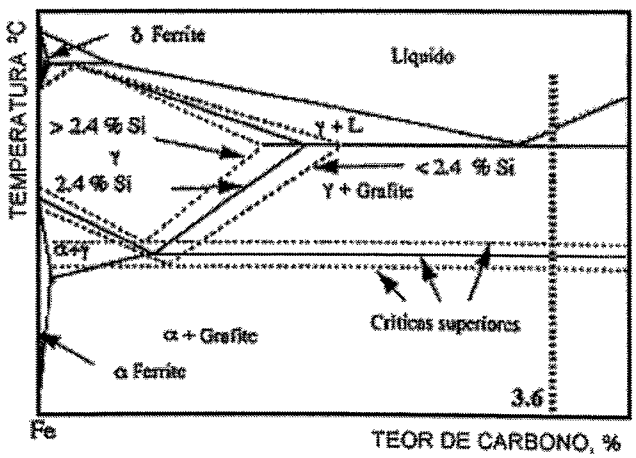


Figura A11 - Influência do teor de Silício sobre o diagrama de equilíbrio Fe-C-Si [65].

O Silício tem influência directa nas propriedades dos ferros nodulares à temperatura ambiente. De uma forma geral, e desde que não se excedam determinadas percentagens de incorporação (acima de 6% o material torna-se demasiado frágil), o aumento do seu teor torna o ferro nodular mais resistente e menos dúctil, conforme mostra a Figura A12. Na prática não se ultrapassa o teor de 4% deste elemento, já que não advêm daí vantagens significativas.

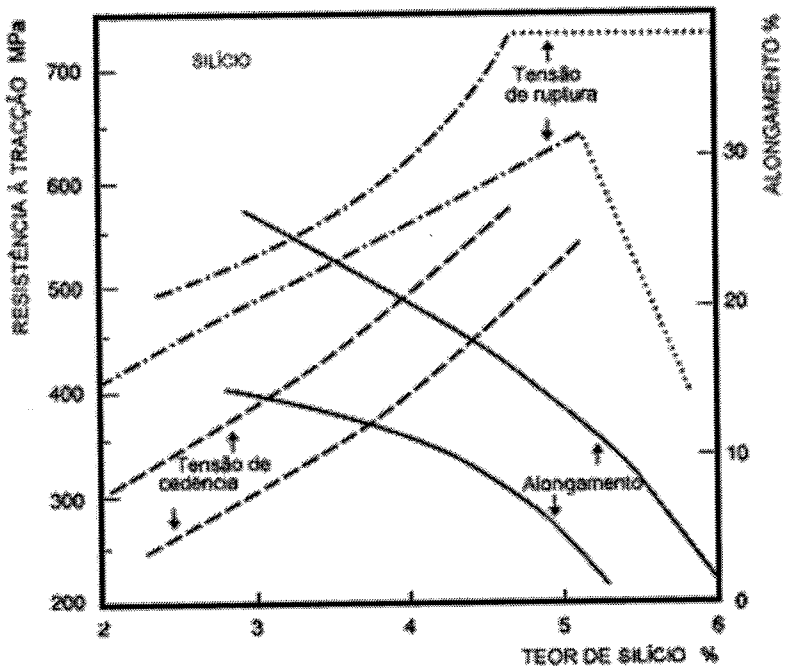


Figura A12 - Influência do teor de Silício sobre as propriedades mecânicas dos ferros nodulares [14].

A melhoria de propriedades mecânicas conseguida através da adição de Silício deixa de se constatar quando o metal é sujeito a temperaturas superiores a cerca de 450ºC. Por outro lado, o Silício é adicionado a ferros nodulares que funcionam a temperaturas elevadas quando se pretende melhorar a sua resistência à corrosão.

Um efeito característico da presença do Silício nos ferros nodulares é aumentar a temperatura a que ocorre a transformação da ferrite em austenite, o que permite aumentar a gama de temperaturas à qual podem ser utilizados os ferros nodulares ferríticos (acima dessa temperatura, os fenómenos de expansão e contração que ocorrem durante as transformações de fase podem provocar deformações nos componentes).

A3.3.5 Molibdénio

Este elemento é frequentemente utilizado em conjunto com o Silício (4% Si - 2% Mo) para produzir ferros nodulares ligados com boa resistência à fluência a altas temperaturas.

O Molibdénio é o mais forte promotor da temperabilidade do ferro nodular e é muito usado para evitar a formação de perlite em componentes com grandes espessuras. Quando o seu teor não ultrapassa 0.5% não é provável a segregação durante o arrefecimento da liga, pelo que é frequentemente empregue para impedir a formação de perlite durante os tratamentos térmicos. No entanto, a sua presença diminui a resistência à tracção e a ductilidade do ferro nodular austemperado, supõe-se que pelo efeito da sua segregação e propensão à formação de carbonetos. O teor máximo deste elemento em componentes de grande espessura é de cerca de 0.2%. A influência da adição de Molibdénio a um ferro nodular pode ver-se na Figura A16.

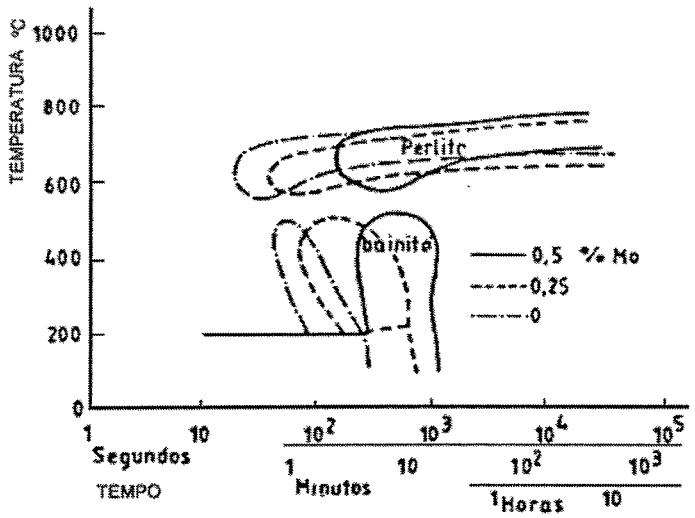


Figura A16 – Influência da adição de diferentes teores de Mo sobre a austemperabilidade de um ferro nodular ligado com 3.3%C, 2.6%Si e 0.3%Mn [91].

A3.3.6 Níquel

O Níquel é usado para promover a austemperabilidade do ADI e é incorporado em teores até cerca de 2%. Quando o ferro nodular é tratado a temperaturas inferiores a 350°C, o Níquel promove a ductilidade e a resistência ao choque, apesar de diminuir ligeiramente a resistência à tracção do material.

A Figura A17 mostra resultados, em termos de alongamento à ruptura, para diferentes tempos e temperaturas de transformação isotérmica de um ferro nodular não ligado e de outro ligado com Níquel e Molibdénio.

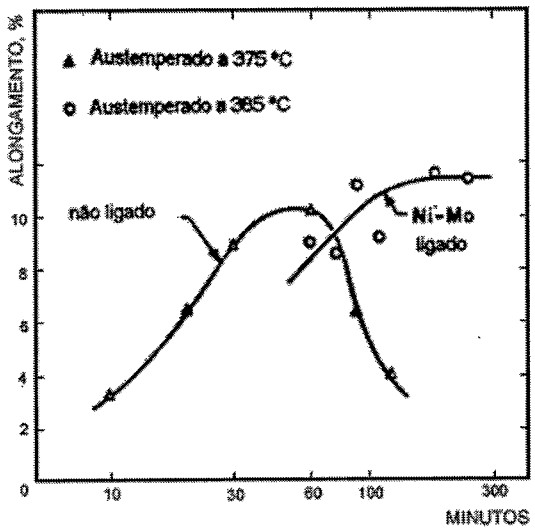


Figura A17 - Influência da liga Ni - Mo sobre a extensão após ruptura (A%) de ferros nodulares austemperados com diferentes tempos e temperaturas [98].

A3.4 Propriedades mecânicas e outras características

As propriedades mecânicas dos ferros nodulares extendem-se numa gama larga quando se consideram os diferentes produtos desta família de materiais. A extensão após ruptura pode atingir até 30% nos ferros nodulares ferríticos no seu estado pós-vazamento ("as-cast"). Os ferros nodulares perlíticos, muito menos dúcteis, possuem muito mais elevada resistência mecânica, atingindo valores máximos de tensão de ruptura acima de 800 MPa.

Na maioria dos casos os ferros nodulares são produzidos tendo em vista determinadas aplicações, pelo que se tenta obter um compromisso razoável entre resistência mecânica e a ductilidade em função da utilização prevista [103].

Existem pelo menos cinco especificações ASTM para os ferros nodulares (para ferros austeníticos e outros de aplicação específica) e, desde 1990, uma norma para os ferros nodulares austemperados (ADIs). A SAE classifica os ferros nodulares em quatro classes, ordenadas pela sua dureza, tendo em vista a utilização destes materiais na indústria automóvel [104].

A Tabela A2 apresenta valores das normas ASTM e a ISO para os ferros nodulares.

Tabela A2 – Graus normalizados do ferro nodular segundo a ASTM e a ISO [14].

	ASTM A536-84				ISO 1083:1986			
	GRAU	σr [MPa]	σ0.2[MPa]	A%	GRAU	σr[MPa]	σ0.2[MPa]	A%
1	60-40-18	414	276	18	400-15	400	250	15
2	65-45-12	448	310	12	450-10	450	310	10
3	80-55-06	552	379	6	500-7	500	320	7
4	100-70-03	690	483	3	600-3	600	370	3
5	120-90-02	827	621	2	700-2	700	420	2

Apesar dos elevados valores de alongamento à ruptura que podem apresentar os ferros nodulares, ao aumento de ductilidade destes materiais corresponde um abaixamento notório da sua resistência mecânica, nomeadamente das tensões de cedência e de ruptura. A Figura A18 apresenta a variação típica destes parâmetros para os ferros nodulares.

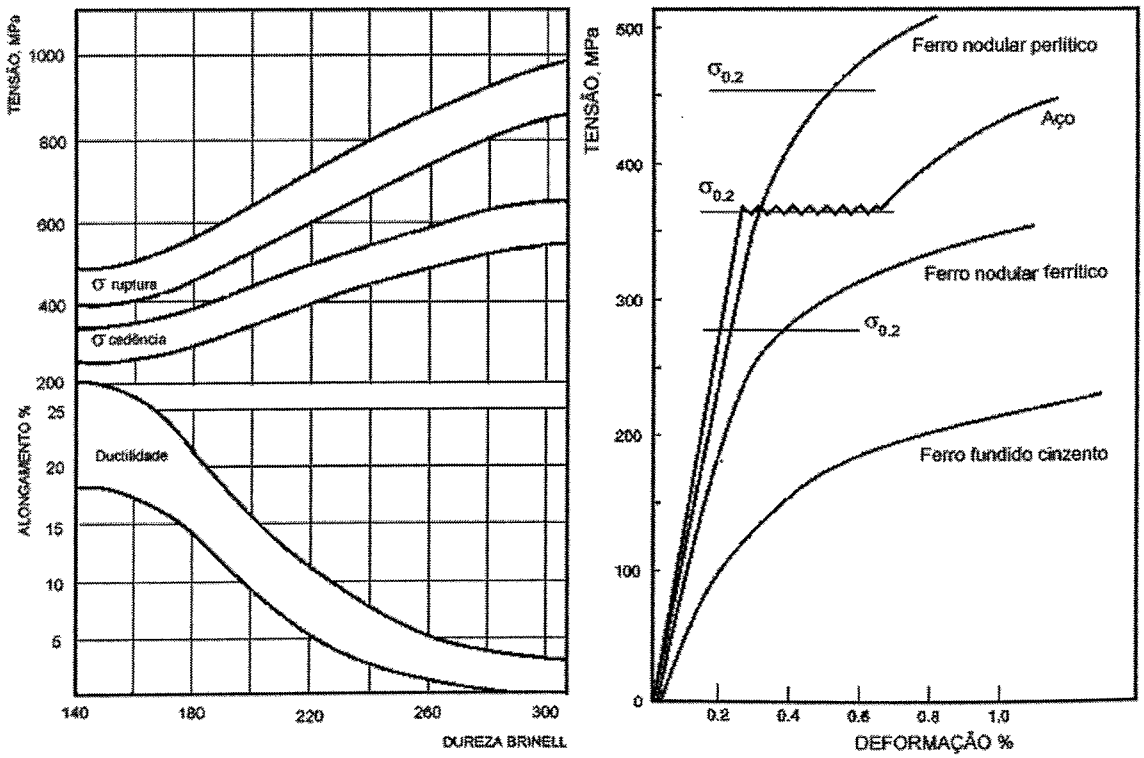


Figura A18 – Valores típicos da relação entre resistência à tracção, dureza e alongamento à ruptura dos ferros nodulares (à esquerda) e comparação do comportamento à tracção entre diferentes materiais (à direita) [14].

São as características da matriz metálica que determinam a capacidade de resistência mecânica dos ferros nodulares. Dada a forma esferoidal em que a grafite se organiza na matriz destes materiais, estes apresentam uma boa capacidade de retardar a propagação de fissuras, o que se traduz numa maior resistência à fadiga.

As propriedades dos ferros nodulares são usualmente melhoradas através de tratamentos térmicos (de normalização ou de recozido, conforme se pretendam aumentar a resistência à tracção ou a ductilidade), e também é usual provocar o endurecimento das superfícies recorrendo ao aquecimento por indução ou por chama. Realizam-se com frequência tratamentos mecânicos de endurecimento superficial, sobretudo quando se pretende aumentar a resistência dos componentes à fadiga de contacto.

A Figura A19 mostra a variação de algumas propriedades mecânicas do ferro nodular solicitado a diferentes temperaturas.

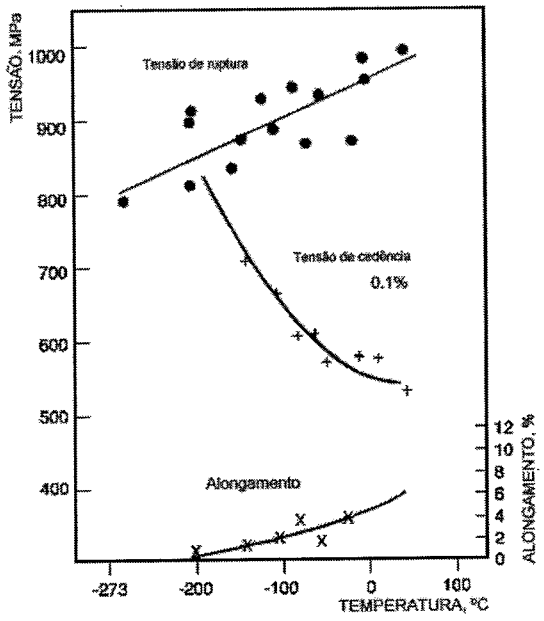


Figura A19 - Valores típicos da resistência à tracção e do alongamento à ruptura do ferro nodular a solicitado a diferentes temperaturas [14].

A formação de nódulos de grafite de grandes dimensões ou o alinhamento destes nódulos, assim como a formação de carbonetos intercelulares, são causas que podem contribuir para um abaixamento importante da resistência mecânica do ferro nodular, como se mostra na Figura A20.

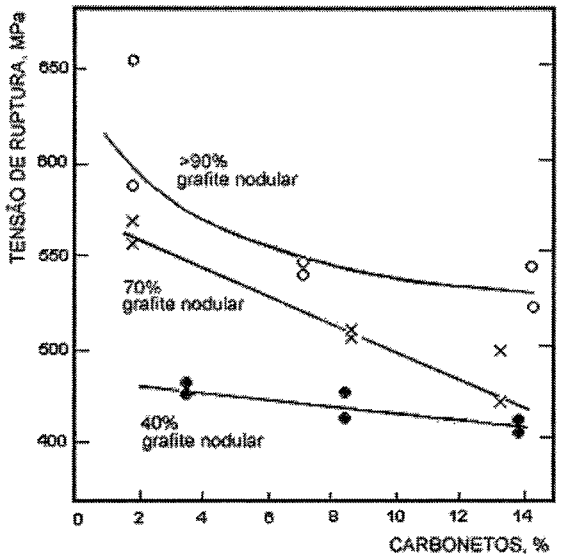


Figura A20 - Influência da percentagem de grafite nodular e da quantidade de carbonetos presentes na matriz dos ferros nodulares sobre a sua tensão de ruptura [14].

A3.4.1 Resistência à fadiga

A resistência à fadiga dos ferros nodulares é dependente da presença de entalhes. A Figura A21 mostra o efeito da presença de entalhes na redução da resistência à fadiga de flexão rotativa de um ferro nodular de matriz ferrítica.

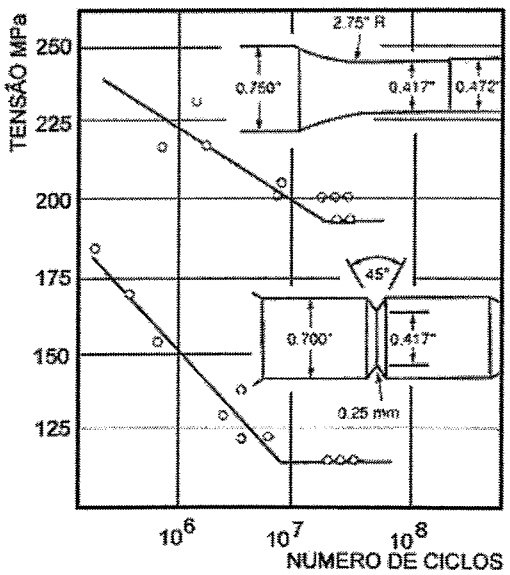


Figura A21 - Curvas SN para provetes de ferro nodular ferrítico, com e sem entalhe, submetidos a flexão rotativa [96].

A resistência à fadiga de flexão rotativa é semelhante entre provetes fabricados nas variantes ferríticas e perlíticas do ferro nodular, sendo estas últimas ligeiramente mais resistentes (atingindo valores de tensão limite de fadiga de 270 MPa contra 220 MPa para as primeiras). As matrizes de martensite revenida de elevada tensão de ruptura (>1000 MPa) apresentam maior resistência, que varia entre os 220 MPa e os 280 MPa [96].

O aumento da nodularidade (percentagem de nódulos com formato esférico presentes na matriz) tende a fazer aumentar a resistência do ferro nodular aos fenómenos de fadiga, ao diminuir a sua sensibilidade ao entalhe.

Quando os provetes não são entalhados, as fissuras de fadiga têm origem em defeitos estruturais (micro-rechupes ou nódulos de geometria irregular, por exemplo). Já quando os provetes são entalhados, as fissuras de fadiga de flexão desenvolvem-se a partir do entalhe sendo pouco influente a nodularidade do material.

A Figura A22 mostra a influência do aumento da percentagem de nódulos esferoidais em termos de um "factor de redução da resistência à fadiga de flexão", que mede a razão entre a resistência de provetes sem e com entalhe. Estes valores mostram que, relativamente aos provetes entalhados, os provetes sem entalhe são tanto mais resistentes quanto maior é a percentagem de grafite esferoidal presente na matriz.

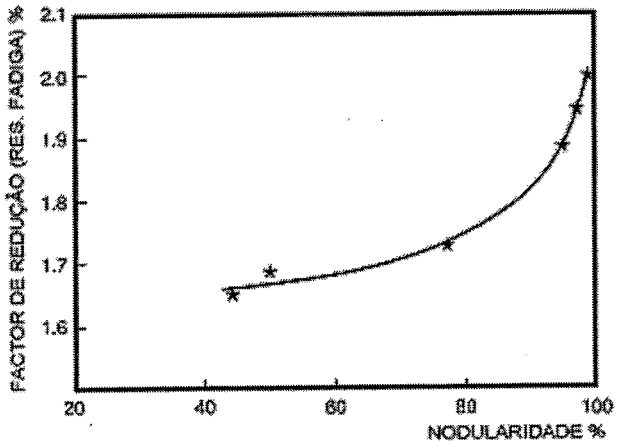


Figura A22 - Influência da nodularidade sobre a sensibilidade ao entalhe do ferro nodular [96].

A imersão em cianetos é um tratamento obsoleto por razões ambientais. Cria um produto de revestimento em camadas que melhora substancialmente a capacidade de resistência à fadiga de flexão do ferro nodular, como se mostra na Figura A23.

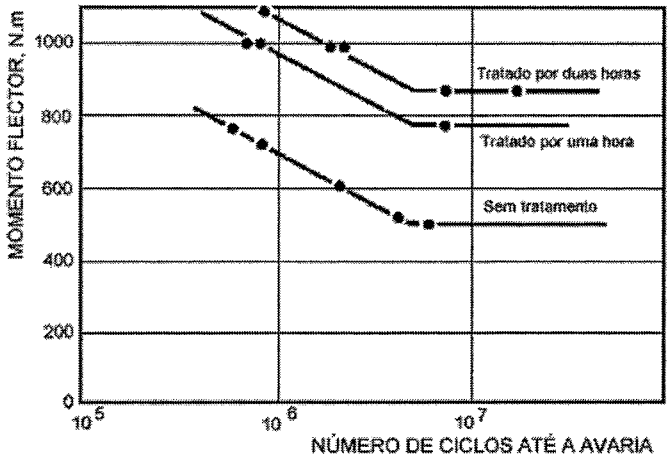


Figura A23 - Influência do tempo de imersão em cianetos sobre a capacidade de resistência à fadiga de flexão de um ferro nodular [14].

Os componentes em ferro nodular possuem características próprias dos produtos de fundição que constituem limites importantes à sua capacidade de resistência à fadiga de contacto e à fadiga de flexão. Rechupes ou micro-rechupes (zonas vazias da matriz que se formam durante a solidificação da liga por efeito da retenção de gases ou da contracção do metal no arrefecimento), inclusões (produtos ou elementos indesejados que são aprisionados na matriz durante a sua solidificação) e heterogeneidades locais (na maior parte das vezes devidas à microsegregação de elementos químicos ou à formação de células eutéticas de tamanho anormal) são os defeitos mais comuns. Na maioria dos casos, a iniciação de fissuras de fadiga tem origem nestes defeitos.

A3.4.2 Resistência ao choque

De forma geral, o ferro nodular apresenta uma elevada resistência ao choque, mas esta é muito dependente da estrutura da matriz metálica. A Figura A24 compara a resistência ao choque do ferro nodular após diferentes tratamentos térmicos, quando solicitado a diferentes temperaturas.

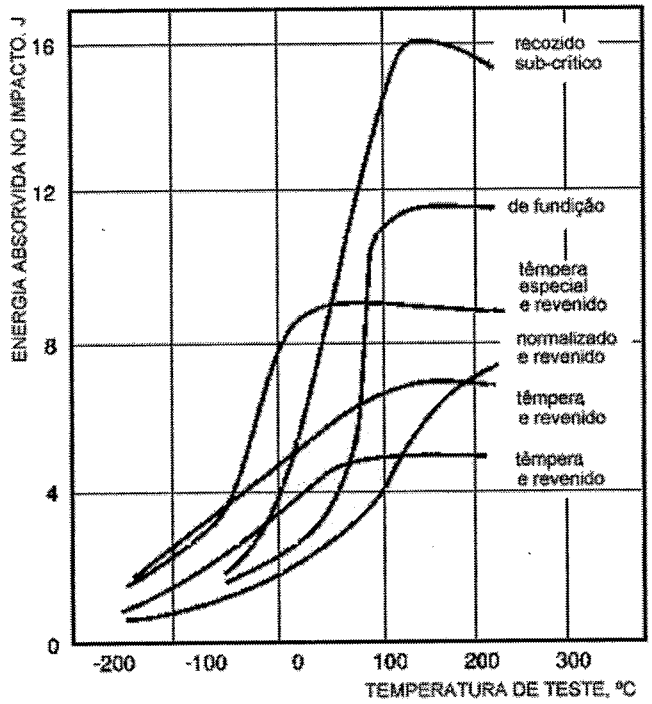


Figura A24 - Resistência ao choque de ferros nodulares submetidos a diferentes tratamentos térmicos quando solicitados a diferentes temperaturas [14].

A temperatura de funcionamento de um componente em ferro nodular é um parâmetro que condiciona fortemente a sua resistência ao choque, já que a resposta do material é muito dependente da temperatura de transição frágil-ductil. As variantes ferríticas no estado recozido são aquelas que apresentam a mais baixa temperatura de transição e as que conseguem melhores prestações de resistência ao choque. Pelo contrário, as variantes perlíticas ou em estado bruto de fundição ("as-cast"), apesar de possuírem maior resistência mecânica, não são recomendadas para utilização a baixas temperaturas dada a sua fraca resistência ao impacto. Nestes casos usam-se tratamentos de têmpera para minorar os efeitos da baixa resistência ao choque, obtendo-se um compromisso de propriedades que é satisfatório para muitas aplicações industriais que funcionam até próximo dos –60°C.

O tratamento de têmpera tende a fragilizar o material quer pela formação de estruturas martensíticas quer pela formação de uma matriz totalmente ferrítica, sendo tanto mais notório quanto mais lento for o arrefecimento do material. Ocorre sobretudo quando a têmpera é realizada na gama de temperaturas 350-600°C e o arrefecimento não é suficientemente rápido. A fragilização do ferro nodular também ocorre quando este é arrefecido após galvanização,

sobretudo em ferros nodulares ferríticos já recozidos. Neste caso, e contrariamente ao que sucede na têmpera, o material não deve ser arrefecido rapidamente.

A fragilização que ocorre nestas situações não altera fortemente as principais propriedades de resistência mecânica do material (apesar de baixar drasticamente a sua resistência ao choque) e pode ser contrariada mantendo o teor de Silício o mais baixo possível ou usando elementos de liga como o Molibdénio.

A produção de ferros nodulares com o menor teor possível de Silício e isentos de carbonetos maximiza a capacidade de resistência ao choque, sobretudo quando se conseguem produtos com alta densidade de nódulos de grafite. Isto exige uma grande pureza do metal base e muito rigor na produção do ferro nodular. O abaixamento das propriedades mecânicas que ocorre nesta situação é, usualmente, compensado com a adição de elementos de liga como o Níquel.

O teor de Silício presente na liga também pode ser muito influente nesta propriedade por modificar sensivelmente a temperatura de transição frágil-dúctil.

A Figura A25 mostra a influência do teor de Silício na resistência ao choque de um ferro nodular.

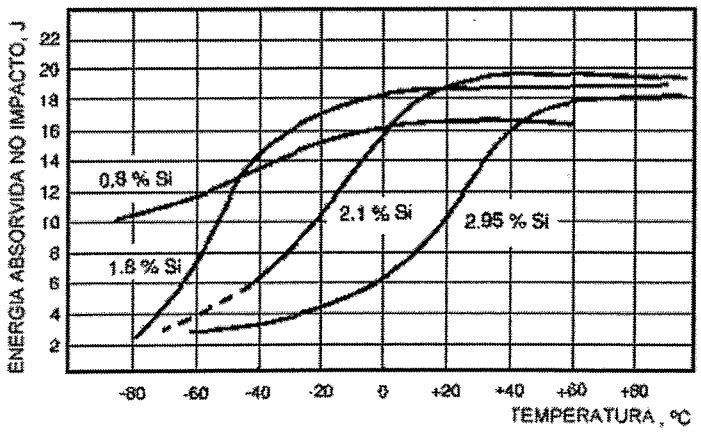


Figura A25 – Influência do teor de Silício sobre a resistência ao choque de um ferro nodular [14].

O aumento do teor de Carbono provoca a diminuição da resistência ao choque, ao aumentar o tamanho e o número de nódulos de grafite presentes na matriz. Desta forma é menor a deformação plástica necessária para que ocorra a coalescência de vazios correspondentes aos nódulos de grafite, forma preponderante de ruptura por impacto destes materiais.

A resistência ao choque também depende da densidade de nódulos de grafite, conforme mostra a Figura A26.

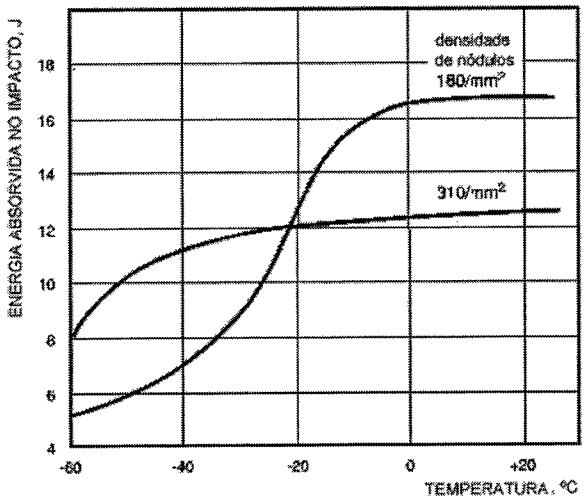


Figura A26 – Resistência ao choque ferros nodulares com diferentes densidades de nódulos [14].

A3.4.3 Resistência ao desgaste

Os ferros fundidos sempre foram utilizados como materiais de grande resistência ao desgaste, sendo aplicados em situações em que ocorre contacto directo entre metais com escorregamento. Quando os contactos são lubrificados, o desempenho destes materiais continua a ser de alto nível, facto que se deve sobretudo à elevada dureza exibida por algumas variantes desta família de materais.

Em termos gerais, a capacidade de resistência ao desgaste dos ferros nodulares é, sobretudo, função da composição metalúrgica da matriz. Os ferros nodulares perlíticos funcionam com baixas taxas de desgaste, o que se juga ser consequência da presença das lamelas duras de carbonetos embebidas na matriz ferrítica dúctil. No entanto, a utilização de elementos de liga, de tratamentos térmicos como a austêmpera, de tratamentos de endurecimento superficial e outros com vista à formação de martensite, podem aumentar francamente a capacidade de resistência ao desgaste por abrasão dos ferros nodulares.

A Figura A27 mostra o efeito do endurecimento superficial na taxa de desgaste de um ferro nodular.

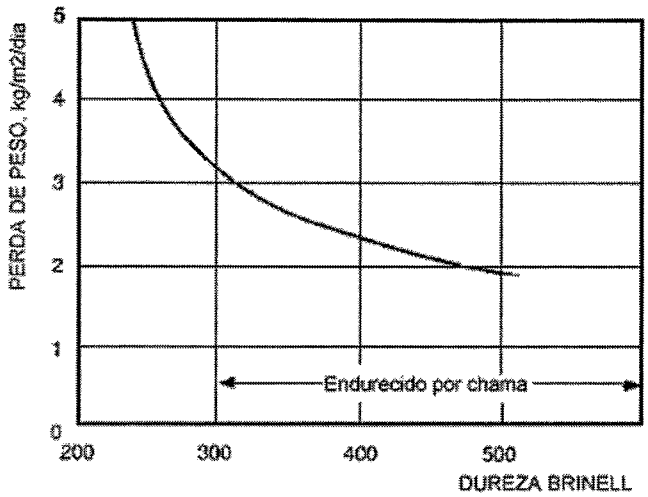


Figura A27 – Relação entre dureza e desgaste para um ferro nodular [14].

Nas situações em que ocorre desgaste por abrasão, mais frequentemente em contactos secos, os ferros nodulares possuem uma vantagem importante, relativamente a materiais como os aços, que é a presença de grafite nas suas superfícies e sub superfícies. Assim, à medida que o processo de desgaste provoca a remoção de material da superfície, a grafite é libertada para o interior do contacto, o que reduz fortemente a probabilidade de ocorrência de adesão entre as superfícies metálicas. Este mecanismo confere ao ferro nodular uma resistência superior em casos extremos de solicitação, como são, por exemplo, as falhas inesperadas de lubrificação.

Quando os contactos são lubrificados, é comum o enriquecimento gradual do lubrificante em grafite, situação que se detecta facilmente pelo progressivo escurecimento do óleo ou da massa, o que tende a melhorar a eficácia do lubrificante em condições severas de solicitação. Este aspecto deve ser observado com cuidado quando os lubrificantes contêm aditivos Extrema-Pressão (EP) e Anti-Desgaste (AW), frequentemente constituídos por compostos à base de Fósforo e Enxôfre. Estes aditivos reagem com o material das superfícies quando se atingem combinações severas de pressão e de temperatura no interior do contacto, originando uma camada superficial resistente aos fenómenos de adesão. Para que essas reacções não sejam inibidas pela presença da grafite é necessário assegurar a compatibilidade entre os aditivos presentes no lubrificante e o próprio ferro nodular.

Também é sensível a capacidade de retenção de lubrificante que a grafite possui. Esta ocorre quer por efeito da presença de partículas de grafite nas superfícies quer pelo efeito da

presença das cavidades superficiais correspondentes aos nódulos de grafite entretanto esvaziados. A retenção do óleo favorece a formação da película lubrificante e, assim, reduz os fenómenos de adesão e desgaste das superfícies. Para que o material apresente uma boa capacidade de retenção do lubrificante e para que o efeito lubrificante da grafite seja sensível, o teor mínimo desta deve situar-se entre os 8 e 11% de volume [14].

A3.4.4 Resistência à corrosão

A resistência à corrosão dos ferros nodulares é semelhante à dos ferros fundidos cinzentos e ligeiramente superior, para a maioria dos electrólitos, à do aço não ligado.

Os ferros nodulares podem apresentar uma diminuição sensível da sua resistência à fadiga quando imersos em electrólitos potencialmente corrosivos. Esta diminuição pode atingir um máximo de cerca de 30% na presença de bórax. Para contrariar este efeito são usados inibidores como o cromato de Potássio ou misturas de nitrato de Sódio com silicato de Sódio. Os revestimentos de Alumínio ou de Zinco são bastante eficazes para proteger estes materiais, evitando o processo de iniciação de fissuras associado aos mecanismos da corrosão sob tensão.

A presença do Silício tem um efeito sensível ao estabilizar a matriz e ao formar óxidos superficiais resistentes à corrosão quando o material funciona a temperaturas elevadas, como se pode ver na Figura A28.

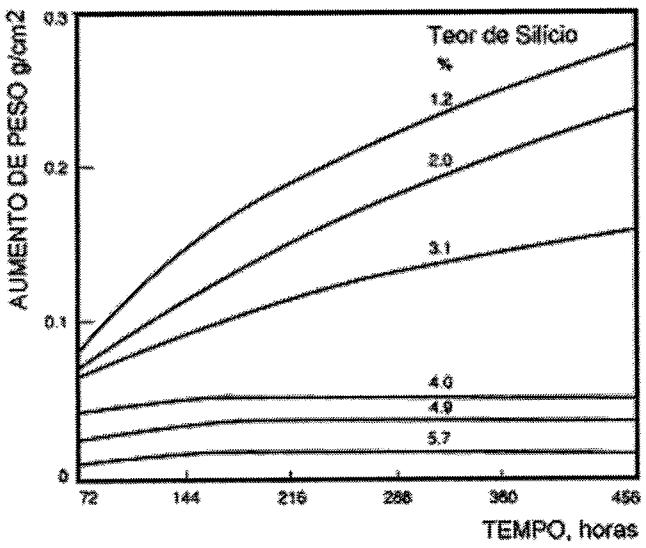


Figura A28 – Influência do teor de Silício sobre a quantidade de óxidos formados por um ferro nodular quando aquecido em ar a 650ºC [14].

A3.4.5 Amortecimento de vibrações

A capacidade de amortecer vibrações ("damping") é muito importante para as máquinas e outros equipamentos dinâmicos. Os materiais que melhor absorvem vibrações permitem a fabricação de componentes que emitem menos ruído em funcionamento, o que é muito importante no caso das engrenagens, e as máquinas tendem a emitir menos vibrações subsónicas, o que resulta num funcionamento mais suave e regular, aspecto importante em máquinas-ferramenta de alta precisão. Em contrapartida, estes materiais tendem a aquecer mais por efeito da absorção de vibrações [14], apesar de este não ser um aspecto de grande relevo na maioria das aplicações correntes.

A Figura A29 mostra como diferentes materiais amortecem vibrações, sendo notória a influência da presença da grafite sobre esta propriedade.

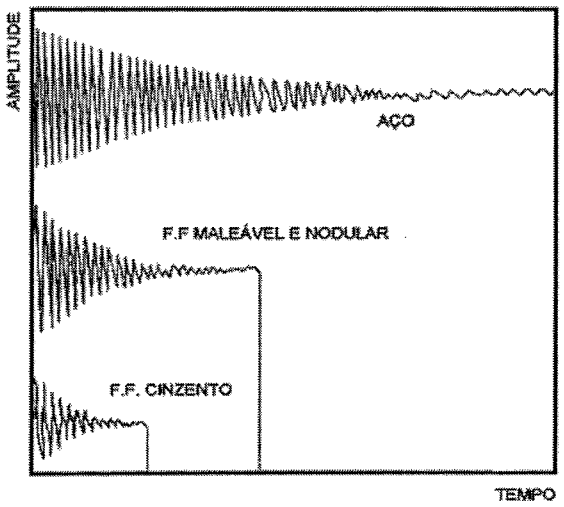


Figura A29 - Amortecimento de vibrações em diferentes materiais [96].

Quanto maior for a percentagem de grafite esferoidal presente na matriz de um ferro nodular, em termos do teor total de grafite, menor é a capacidade de amortecimento de vibrações, conforme mostram os valores indicados na Figura A30. A análise desses valores também permite perceber que o teor de carbonetos tem uma influência pouco significativa nesta propriedade.

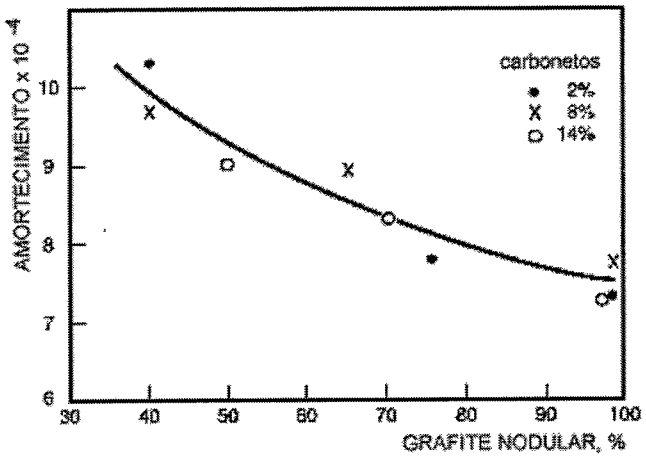


Figura A30 – Capacidade de amortecimento de vibrações em função da percentagem de grafite esferoidal e do teor de carbonetos presentes na matriz metálica [14].

Quando os componentes sofrem solicitações cíclicas, a rapidez com que os materiais absorvem as ondas de choque resultantes dos contactos é muito importante, no que diz respeito ao desenvolvimento dos fenómenos de fadiga. Quanto mais depressa as vibrações forem absorvidas mais reduzidos são os períodos de tempo em que o nível das tensões instaladas eventualmente excede o limite de fadiga previsto para o material.

A capacidade de amortecimento de vibrações dos ferros fundidos é nitidamente superior à dos aços, facto que está intimamente ligado à presença da grafite e à sua morfologia, mas que também depende do valor das tensões aplicadas.

A Figura A31 mostra como o nível das tensões impostas aos ferros fundidos tem influência no nível de atenuação de vibrações.

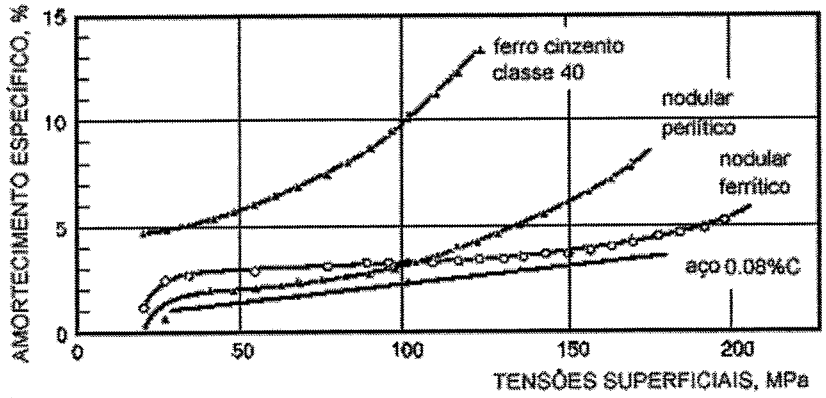


Figura A31 – Capacidade de amortecimento de vibrações de diferentes materiais [14].

A maioria dos metais absorve vibrações através de mecanismos de micro-plasticidade que actuam como dissipadores energéticos. Os metais com grande capacidade elástica, como os aços, são maus absorvedores de vibrações. Os ferros fundidos cinzentos, que apresentam limites elásticos muito baixos, são, por isso, materiais excelentes na absorção de vibrações.

Quando os esforços aplicados são de baixa intensidade são as matrizes ferríticas, mais dúcteis, as que melhor absorvem as vibrações. Já quando os esforços são de nível mais elevado, o melhor desempenho obtém-se com as matrizes perlíticas.

Os ferros nodulares que são tratados termicamente de forma a que ocorra transformação martensítica aumentam a sua micro-plasticidade por efeito das tensões resultantes do processo metalúrgico de transfomação, motivo pelo qual apresentam uma grande capacidade de amortecimento de vibrações no estado pós-têmpera.

Os constituintes da matriz de um ferro nodular também determinam a sua capacidade de amortecimento de vibrações. De uma forma geral são mais eficazes as matrizes dúcteis e as que têm maiores teores de Carbono.

A Figura A32 mostra a relação entre a capacidade de amortecimento de vibrações e a constituição da matriz de alguns materiais.

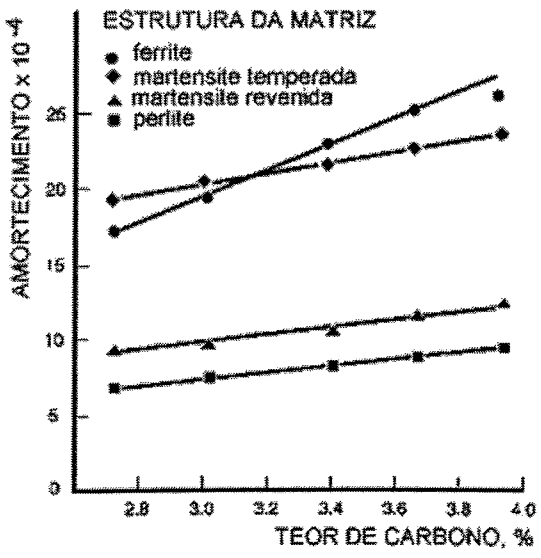


Figura A32 – Amortecimento de vibrações relativamente à constituição da matriz [14].

A3.4.6 Tratamentos mecânicos

Os tratamentos mecânicos como o "shot-peening" e o "surface rolling" melhoram a resistência à fadiga ao induzirem tensões residuais compressivas nas superfícies e sub-superfícies, o que promove a resistência à iniciação e à propagação de fissuras de fadiga nas zonas onde se instalam as tensões mais elevadas.

O estado superficial também é influente sobre a resistência à fadiga, sendo a rugosidade elevada uma fonte importante de iniciação de fissuras. Superfícies que sofreram processos de maquinagem capazes de gerar microfissuras ou irregularidades pronunciadas são também muito prejudiciais, sobretudo quando a concentração de tensões em serviço ocorre preferencialmente junto à superfície, como acontece com a flexão rotativa ou no caso da fadiga de contacto. Nestes casos, o "shot-peening" favorece a resistência à fadiga ao reduzir a concentração de tensões que é devida à rugosidade superficial, conforme mostram os resultados apresentados na Figura A33.

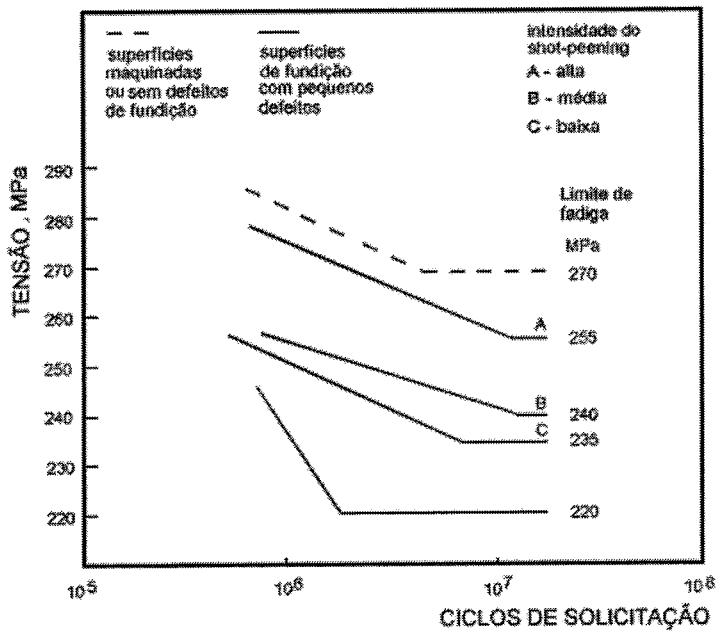


Figura A33 – Influência do"shot-peening" sobre a resistência à fadiga de ferros nodulares perlíticos [14].

Quando o ferro nodular é austemperado, os tratamentos mecânicos podem causar a transformação da austenite saturada em Carbono em martensite, endurecendo a superfície tratada e induzindo fortes tensões locais compressivas.

A Figura A34 mostra como a laminagem superficial contribuíu para a melhoria da resistência à fadiga de flexão de provetes fabricados em diferentes ferros nodulares.

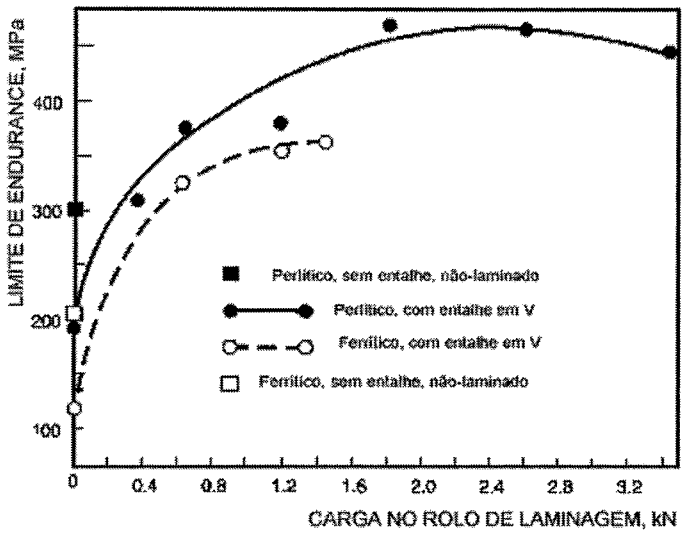


Figura A34 – Influência do "surface rolling" sobre a resistência à fadiga de flexão rotativa em provetes com entalhe fabricados em ferro nodular [14].

A3.4.7 Propriedades físicas

Entre 20 e 500°C, o calor específico do ferro nodular é de cerca de 515 J/Kg°K. A sua rsistividade eléctrica aumenta com o teor de Silício e varia entre 0.4 e 0.8 μΩ.m [14]. A Tabela A3 compara a densidade e a condutibilidade térmica dos ferros nodulares com as de outros materiais.

Tabela A3 - Propriedades físicas de ferros nodulares e de outros materiais [14].

Densidade	kg/m^3
aços	7.8
ferros nodulares	7.1
ferros fundidos com alto teor de Carbono e matriz ferrítica	6.8
ferros fundidos com baixo teor de Carbono e matriz perlítica	7.4
Condutibilidade térmica (20-500°C)	W/m°K
ferros nodulares	36
ferros nodulares com matriz perlítica	29

A4 CONCLUSÕES

Os ferros fundidos são utilizados em inúmeras aplicações do quotidiano. São uma grande família de materiais, na qual se inclui o ferro nodular.

O ferro nodular é produzido com diferentes estruturas metalúrgicas, tendo em vista muitas aplicações específicas. Alguns ferros nodulares podem apresentar elevada resistência mecânica quando austemperados.

A composição química dos ferros nodulares pode variar significativamente e, com ela, as propriedades e a austemperabilidade de cada ferro nodular. Estes são parâmetros determinantes para a produção de materiais com elevada resistência.

ANEXO B

AUSTÊMPERA DE FERROS NODULARES

Sumário:

Neste anexo descreve-se o tratamento de austêmpera dos ferros nodulares, dando especial atenção à influência dos parâmetros do tratamento sobre as propriedades mecânicas do ADI.

B1 INTRODUÇÃO

O objectivo da austêmpera dos ferros nodulares é produzir uma matriz ausferrítica, estrutura mista constituída por austenite saturada em Carbono e ferrite acicular, melhorando significativamente as propriedades mecânicas do ferro nodular. Alguns ferros nodulares austemperados apresentam elevada resistência à tracção e ao choque, podendo rivalizar no campo das aplicações mecânicas com aços ligados e tratados termicamente. São materiais que possuem uma elevada resistência ao desgaste e à gripagem, usualmente designados por ADI, a partir da designação inglesa "Austempered Ductile Iron".

A expressão "ferro nodular bainítico" não é exacta para designar o ADI, já que a bainite não é um constituinte comum do ADI. A ferrite bainítica é constituída por ferrite acicular e por carbonetos e é semelhante à ferrite acicular da ausferrite. No entanto, não se encontram carbonetos finos precipitados na fase ferrítica da maioria dos ADIs, como sucede na bainite, apesar de ser possível transformar a ausferrite em bainite quando se excedem os tempos adequados durante o tratamento térmico de austêmpera, dando origem à precipitação de carbonetos. A austêmpera de aços também tem sido estudada por diversos investigadores [105, 106, 107], tendo como objectivo usual a produção de aços com matrizes bainíticas.

A resistência mecânica de um ADI depende quase exclusivamente das propriedades da sua matriz metálica ausferrítica, e é fundamentalmente dependente da qualidade do ferro nodular utilizado e dos parâmetros adoptados para o tratamento de austêmpera.

Os tempos e as temperaturas a que se realizam os diferentes estágios durante o tratamento de austêmpera, e a sua relação com a composição química do ferro nodular, são determinantes para a obtenção de ADIs com características mecânicas superiores. Por outro lado, é muito fácil produzir ADIs de resistência mecânica decepcionante se todos estes parâmetros não forem devidamente controlados. De uma forma geral, as temperaturas de transformação isotérmica mais elevadas promovem a ductilidade, enquanto as temperaturas mais baixas promovem a dureza e a resistência à tracção do ADI.

Os ADIs de grande resistência mecânica conseguem-se a partir de ferros nodulares contendo baixos teores de elementos com propensão à formação de carbonetos (Cr, Mo, Mn) e com uma grande densidade de nódulos de grafite, sendo o estudo da sua influência sobre as propriedades do ferro nodular austemperado um campo ainda em pleno desenvolvimento.

B2 CICLO TÉRMICO DA AUSTÊMPERA

O ciclo térmico do tratamento convencional de austêmpera é constituido por algumas fases principais: o aquecimento e austenitização da matriz, o arrefecimento até à temperatura nominal do tratamento, o estágio de transformação isotérmica da austenite e o arrefecimento final (ver Figura B1).

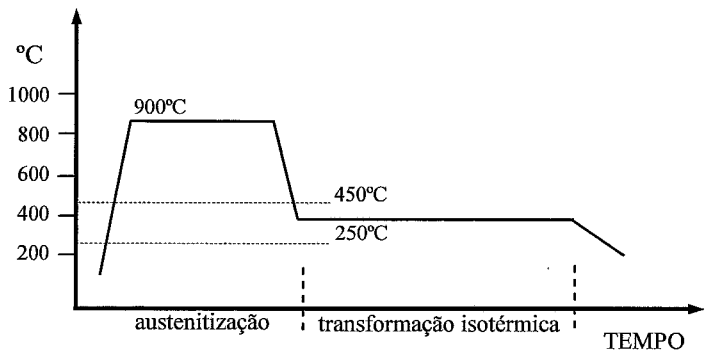


Figura B1 - Diagrama representando o ciclo térmico de um tratamento de austêmpera convencional.

B2.1 Austenitização

A matriz é transformada em austenite a temperaturas da ordem dos 840°C a 950°C, em função da composição química do material. Este processo pode levar de quinze minutos a duas horas [108] para transformar toda a matriz numa solução intersticial de Carbono na austenite, e depende da dimensão dos componentes.

O aumento da temperatura de austenitização promove o enriquecimento da austenite em Carbono, e esta demora mais tempo a transformar-se em ausferrite durante a transformação isotérmica à temperatura de austêmpera, atrasando a primeira etapa do tratamento. Simultaneamente, esse enriquecimento faz com que seja mais difícil controlar o aparecimento de carbonetos na austenite, antecipando o início da segunda etapa.

As elevadas temperaturas de austenitização promovem a quantidade de austenite estabilizável durante a transformação isotérmica e aumentam a ductilidade do ADI, mas diminuem a sua resistência mecânica e a sua dureza (ver Figura B2).

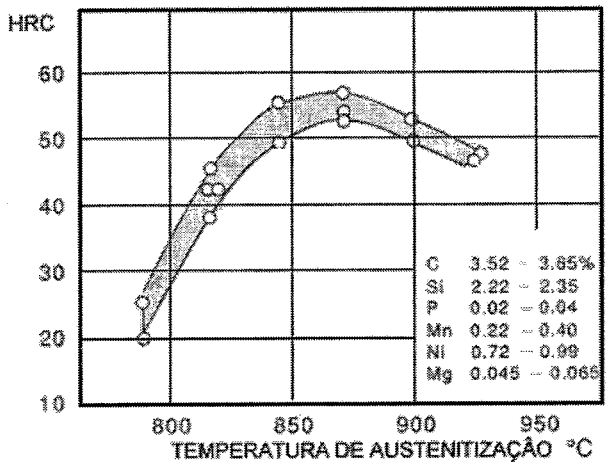


Figura B2 - Influência da temperatura de austenitização sobre a dureza de um ferro nodular [96].

Quando a temperatura de austenitização é muito elevada (acima de 1000ºC, por exemplo) pode ocorrer o indesejável aumento do tamanho de grão e mesmo a formação de precipitados, o que diminui a capacidade de resistência mecânica do material (ver Figura B3).

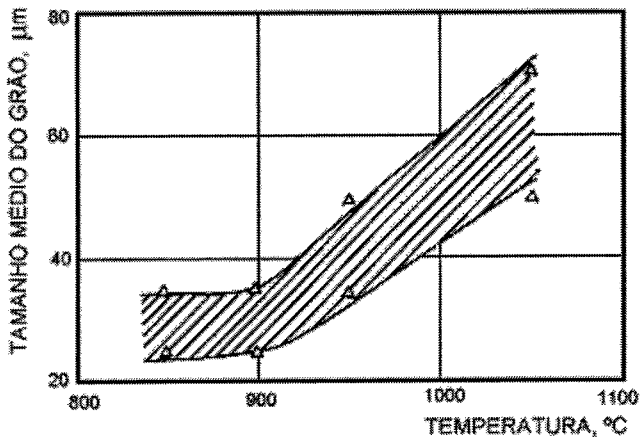


Figura B3 – Influência da temperatura de austenitização sobre o aumento do tamanho de grão de um ferro nodular austenitizado durante 1 hora [99].

Baixas temperaturas de austenitização favorecem a melhoria das propriedades do material. No entanto é necessário um controlo rigoroso do teor em Silício, já que este condiciona a temperatura crítica de austenitização.

O tempo necessário para transformar completamente a matriz e para que o enriquecimento da austenite em Carbono atinja 1.1 a 1.3 % (valores típicos de equilíbrio) é

função da temperatura, das dimensões dos componentes, e da densidade de nódulos de grafite do ferro nodular.

O arrefecimento após austenitização tem que ser suficientemente rápido para que não haja formação de perlite. O tempo de transferência entre o forno de austenitização e o banho de sais da austêmpera deve ser limitado, sugerindo o uso de equipamentos que integram o processo de transferência dos componentes, de forma a optimizar a sequência de tratamento e a minimizar os tempos de arrefecimento não controlados. É um parâmetro que depende do material e das dimensões dos componentes em tratamento.

Usualmente realizado em banho de sais, é importante que o arrefecimento provoque uma extracção rápida e uniforme do calor em toda a peça a tratar.

B2.2 Transformação isotérmica

A etapa de transformação isotérmica é feita depois da austenitização, após um arrefecimento rápido do material. Este é mantido a uma temperatura constante, tipicamente entre 250°C e 450°C, durante um período que depende sobretudo da constituição da matriz, da temperatura selecionada e da dimensão dos componentes. Esta etapa pode realizar-se em alguns minutos mas, em alguns casos, pode prolongar-se por mais de 24 horas. No fim deste período, e de forma ideal, toda a austenite presente na matriz do ADI deve estar "estabilizada" (saturada em Carbono) não se decompondo em martensite à temperatura ambiente.

Nos primeiros instantes da transformação isotérmica ocorre a nucleação de pequenas agulhas de ferrite (α, do tipo bainítico), em simultâneo com a libertação de Carbono, que se aloja em solução sólida na austenite (γ). A reacção correspondente a esta primeira fase da transformação isotérmica é descrita pela expressão (B1).

$$\gamma \rightarrow \alpha_{\text{bainítica}} + \gamma_{\text{enriquecida em Carbono}} \qquad \text{(B1)}$$

Mantendo o material à temperatura de transformação isotérmica verifica-se a saturação gradual da austenite em Carbono (atingindo valores entre 1.8% e 2.2 %), fenómeno que é acompanhado do abaixamento da temperatura de transformação martensítica (*Ms*). Esta austenite saturada apresenta boa estabilidade à temperatura ambiente.

Se o tratamento for interrompido antes de a austenite estar suficientemente enriquecida em Carbono, o valor de *Ms* pode situar-se acima da temperatura ambiente (ver Figura B4). Nestas condições, para além da pequena fracção volúmica final de ferrite acicular presente na matriz, ocorrerá a formação de martensite durante o arrefecimento, o que fragilizará de forma notável o material, apesar de aumentar a sua dureza.

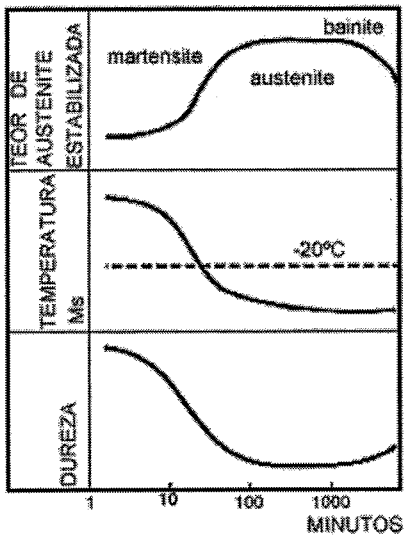


Figura B4 - Influência do tempo de transformação isotérmica sobre a constituição da matriz, a temperatura *Ms* e a dureza do ADI [14].

O prolongamento do estágio isotérmico acaba por conduzir à saturação da austenite em Carbono e à sua consequente decomposição em ferrite (α, do tipo bainítico) e em carbonetos, ou seja, o material forma uma estrutura bainítica, perdendo qualidades mecânicas, nomeadamente resistência à tracção e ductilidade. Este fenómeno marca o início da segunda etapa da reacção de transformação isotérmica, que é descrita pela equação (B2).

$$\gamma_{\text{enriquecida em Carbono}} \rightarrow \alpha_{\text{bainítica}} + \text{carbonetos} \qquad \text{(B2)}$$

B2.2.1 A janela do processo

A "janela do processo" de austêmpera é o intervalo de tempo que separa os dois estágios principais de decomposição da austenite. Durante este período não ocorrem alterações significativas na estrutura ausferrítica.

Elevados teores de Silício (>2%) inibem a precipitação de carbonetos e favorecem a difusão na austenite do Carbono resultante da formação de ferrite, contribuindo para alargar a janela do processo. Inversamente, nos materiais com teor de Silício abaixo de 0.3% os dois estágios da transformação ocorrem praticamente em simultâneo.

A temperatura de transformação isotérmica também tem influência sobre a janela do processo, como se pode ver através da Figura B5. O diagrama superior corresponde a uma temperatura de transformação isotérmica elevada, dando origem a uma matriz de ausferrite superior, e o diagrama inferior corresponde a uma temperatura mais baixa, no domínio da ausferrite inferior.

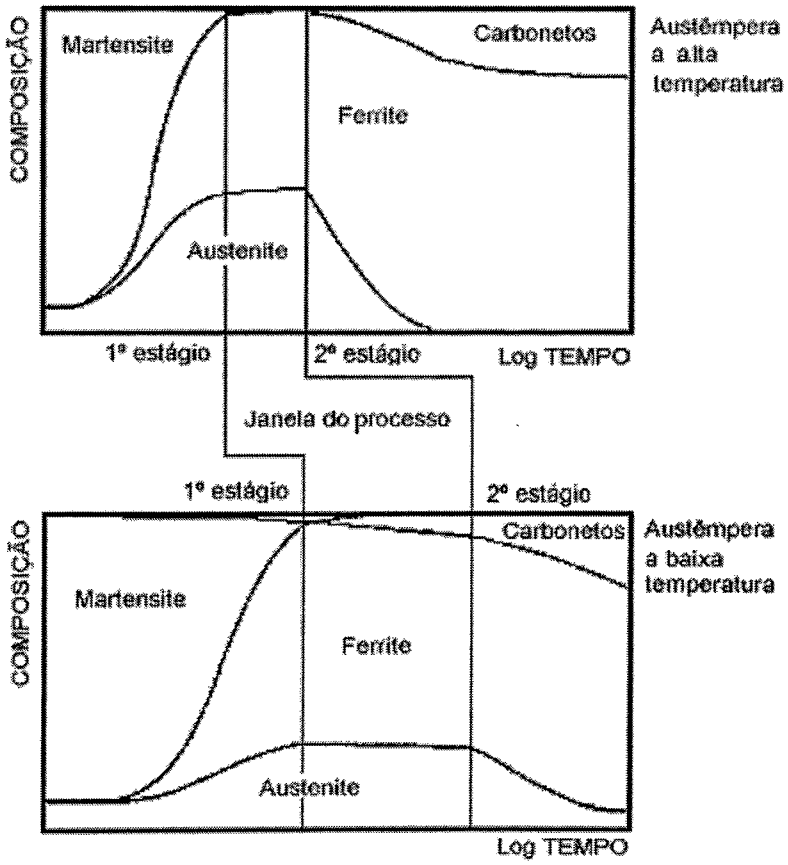


Figura B5 - Janela do processo de austêmpera no domínio da ausferrite superior (em cima) e no domínio da ausferrite inferior (em baixo) [65].

B2.2.2 Duração do estágio de transformação isotérmica

Para um determinado ferro nodular, o tempo de transformação isotérmica é uma função directa da temperatura. Se uma austêmpera a 400ºC necessitar de cerca de 30 minutos para

que se forme a ausferrite, já uma austêmpera do mesmo material a 230ºC necessitará de cerca de 4 horas para atingir o mesmo objectivo [1].

As temperaturas mais elevadas proporcionam grande velocidade de difusão do Carbono, pelo que os tempos de tratamento tendem a diminuir. Já quando as temperaturas de transformação são baixas podem ser necessárias várias horas para completar o estágio de transformação isotérmica. Quando a temperatura de transformação é baixa, a velocidade de difusão do Carbono é menor, bem como a sua solubilidade na ferrite, o que origina precipitação precoce de carbonetos finos no interior das agulhas de ferrite.

O tempo ideal será, no mínimo, aquele que permite a completa estabilização da austenite e, no máximo, aquele que antecede a precipitação de carbonetos. Tempos demasiado curtos não permitem que a difusão de Carbono ocorra de modo a estabilizar a austenite e é provável que se dê a formação de martensite durante o arrefecimento da liga até à temperatura ambiente. Tempos demasiado longos de transformação causam a decomposição da ausferrite em ferrite e carbonetos (ferrite do tipo bainítico), fragilizando gravemente o material.

O aumento da duração do estágio de transformação isotérmica melhora a resistência à tracção do ADI, como mostrou H.Santos [1] a partir de valores da tensão de cedência medidos em provetes submetidos a diferentes períodos de tratamento. O aumento deste tempo promove a quantidade de ausferrite e reduz sensivelmente o teor de austenite do material. O abaixamento da temperatura de transformação isotérmica também provoca o aumento da resistência mecânica do ADI.

B2.2.3 A temperatura de transformação isotérmica

A temperatura de transformação isotérmica determina a estrutura final da matriz metálica e, portanto, é decisiva para as propriedades mecânicas do ADI. Quanto mais baixa for, tanto mais finas e em maior quantidade e serão as agulhas de ferrite formadas, dando origem aos materiais de resistência mecânica mais elevada. As temperaturas de transformação isotérmica mais altas produzem ADIs de menor tensão de ruptura (ver Figura B6) , mas com grande ductilidade e resistência ao choque.

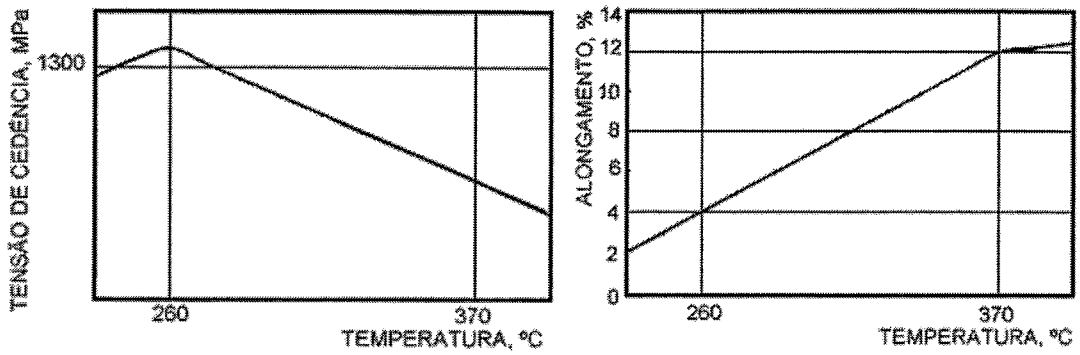


Figura B6 – Influência da temperatura de transformação isotérmica sobre a tensão de cedência e sobre a extensão após ruptura do ADI [14].

É usual classificar as microestruturas obtidas após a austêmpera por "ausferrite inferior" ou "ausferrite superior ", que resultam da temperatura usada na transformação isotérmica (ver Figura B7).

Figura B7 – À esquerda, ausferrite inferior de um ADI austemperado a 280°C e, à direita, ausferrite superior de um ADI transormado isotermicamente a 360°C (ampliação 2000x) [99].

Quando a temperatura é elevada (superior a 370°C, por exemplo) é pouco provável a formação de carbonetos na primeira etapa do tratamento, dada a grande velocidade de difusão do Carbono e a sua boa solubilidade na ferrite, e forma-se a ausferrite superior, que se caracteriza pela ausência de carbonetos, pela grande percentagem de austenite enriquecida em Carbono (entre 20% e um máximo de cerca de 40%) e pelo maior tamanho das agulhas de ferrite.

Quando a temperatura é inferior a 320°C tende a ocorrer a precipitação de carbonetos na interface ferrite-austenite (estes carbonetos acabam por ser incorporados na ferrite durante o seu crescimento) e a austenite demora muito mais tempo a enriquecer em Carbono. Forma-se ausferrite inferior, que apresenta grande tenacidade e resistência mecânica, sobretudo pela maior densidade de agulhas de ferrite (que também são mais pequenas) e pela menor quantidade de grandes blocos de austenite na matriz.

B2.2.4 Influência da temperatura sobre as propriedades mecânicas

A Figura B8 mostra uma compilação de resultados publicados por produtores de ADI em todo mundo que mostram como a temperatura de austêmpera modifica as principais propriedades mecânicas de diferentes ADIs.

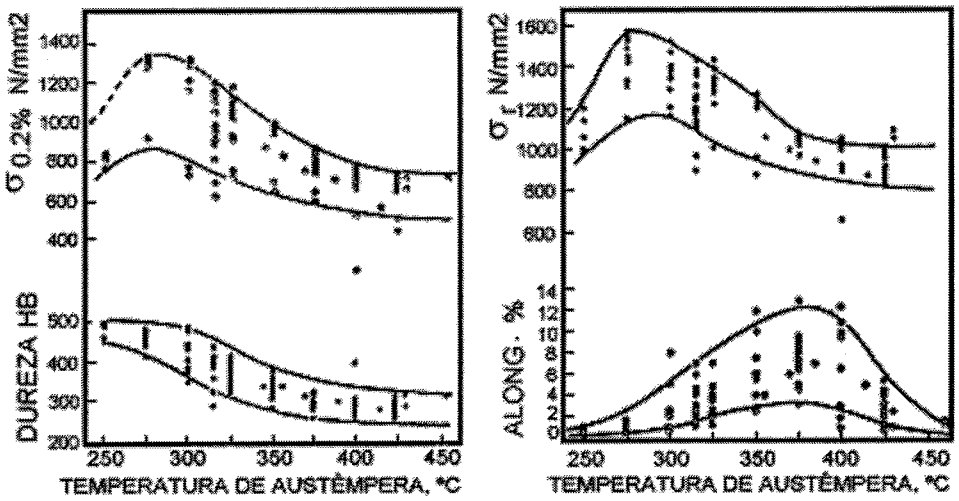


Figura B8 – Influência da temperatura de austêmpera sobre as propriedades mecânicas do ADI segundo fabricantes em todo o mundo [109].

A Figura B11 mostra o efeito da temperatura de transformação isotérmica sobre a tensão de ruptura, a dureza e a extensão após ruptura (alongamento) de dois ferros nodulares com diferente teor de Silício.

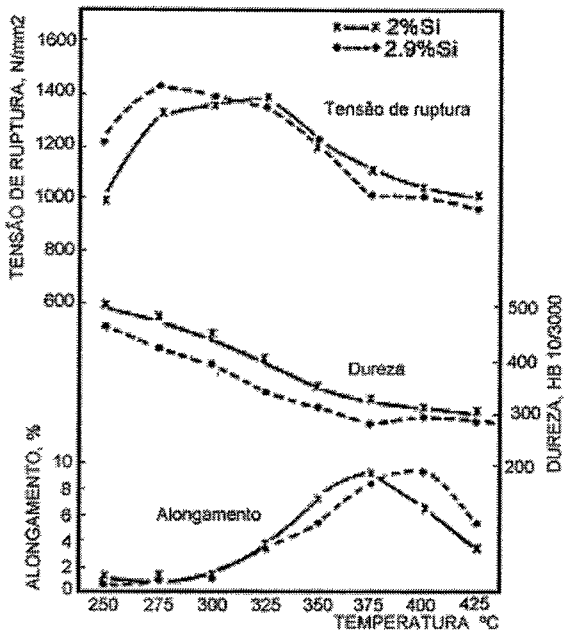


Figura B9 - Influência da temperatura de transformação isotérmica e do teor de Silício sobre propriedades mecânicas de alguns ADIs [13].

Os ADIs com maior resistência à tracção são obtidos quando transformados isotermicamente a temperaturas entre 250 e 275°C. Abaixo dessas temperaturas obtêm-se materiais ainda mais duros mas com menor resistência mecânica, sobretudo pelo facto de poderem conter martensite misturada na matriz de ausferrite, passando a apresentar propriedades idênticas àquelas do ferro nodular temperado e revenido. Por outro lado, os ADIs mais dúcteis são fruto de temperaturas de transformação isotérmica entre 360 e 380°C, materiais com elevado teor de austenite, que apresentam elevada resistência ao choque e relativamente baixa tensão de ruptura.

Quando austemperados a baixas temperaturas, os ADIs apresentam menor resistência ao choque, maior dureza e menor ductilidade.

Na Figura B10 pode ver-se a influência da temperatura de transformação isotérmica sobre a resistência ao impacto e à flexão estática de dentes de engrenagens fabricadas em ADI. Na Figura B11 mostra-se a influência do tempo e da temperatura de transformação isotérmica sobre a resistência ao choque de provetes fabricados em ADI ligado com Níquel e Molibdénio.

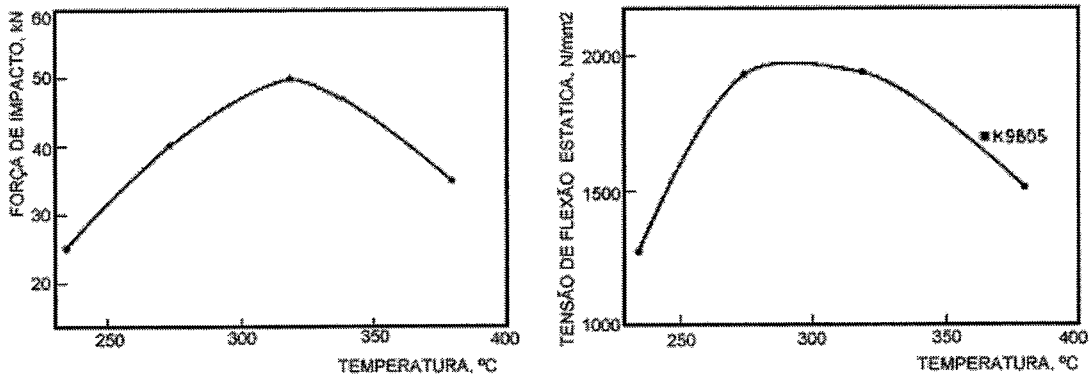


Figura B10 – Influência da temperatura de transformação isotérmica sobre a resistência ao impacto e à flexão estática de dentes de engrenagens produzidas em ADI [13].

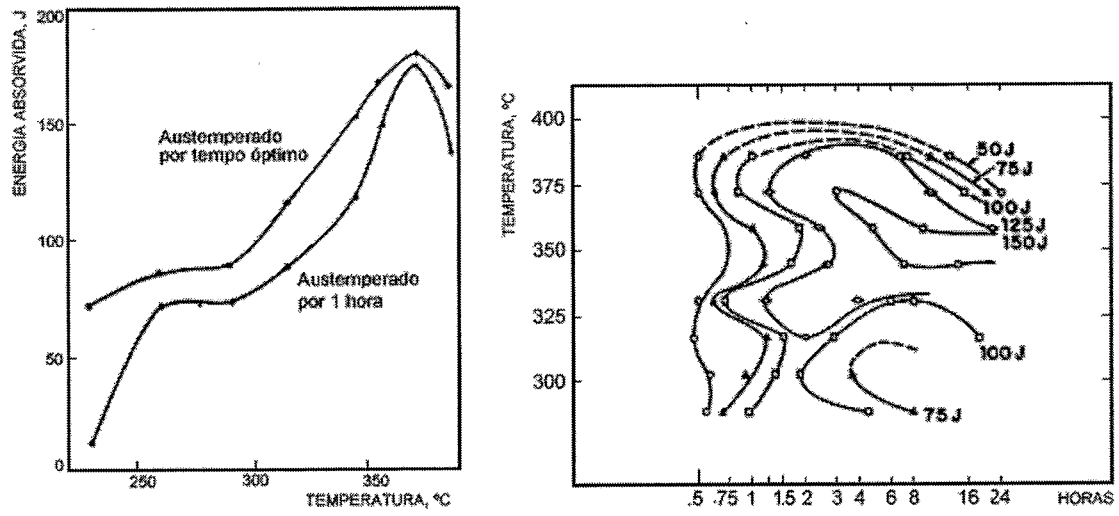


Figura B11 – Influência da temperatura e do tempo de transformação isotérmica em ensaios Charpy de provetes sem entalhe de um ADI ligado com 1.5%Ni e 0.3%Mo [13].

A resistência à fadiga também depende da constituição da matriz do ADI e, portanto, da temperatura de transformação adoptada. As temperaturas indicadas por diferentes autores apontam para tempos de tratamentos diferentes em função das propriedades que se pretendem maximizar e da composição dos materiais. Citam-se, a título de exemplo, os trabalhos de Hwang [27], que obteve os melhores resultados nos ensaios de fadiga de flexão que realizou para uma temperatura de transformação de 350°C, e de Nakamura [21], que conseguiu as maiores vidas úteis à fadiga de cilindros sujeitos a pressão interna cíclica para uma temperatura de 375°C, e que afirma que, para fadiga a baixa pressão, a austêmpera do ferro fundido nodular pode ser prejudicial.

Harding [13] apresenta resultados de ensaios de fadiga de flexão de ADIs tratados a diferentes temperaturas onde os melhores resultados foram obtidos com os tratamentos realizados a cerca de 380°C, conforme se mostra na Figura B12.

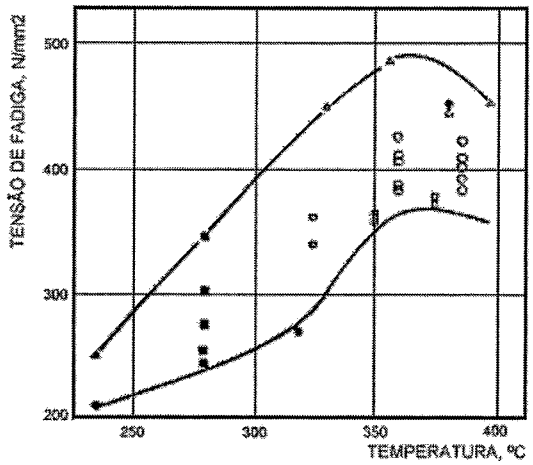


Figura B12 – Influência da temperatura da austêmpera sobre a resistência à fadiga por flexão de provetes não entalhados, segundo R. A. Harding [13].

B2.3 Austêmpera faseada

Uma austêmpera faseada inclui um ou mais estágios a diferentes temperaturas de transformação isotérmica da austenite em ausferrite. Tem como objectivo obter determinadas estruturas na matriz metálica, pelo que se modifica, ao longo do tempo, a temperatura a que se deixa ocorrer a transformação da austenite em ausferrite.

A Figura B13 mostra, como exemplo, o ciclo térmico de uma austêmpera em que a transformação isotérmica é feita em dois estágios.

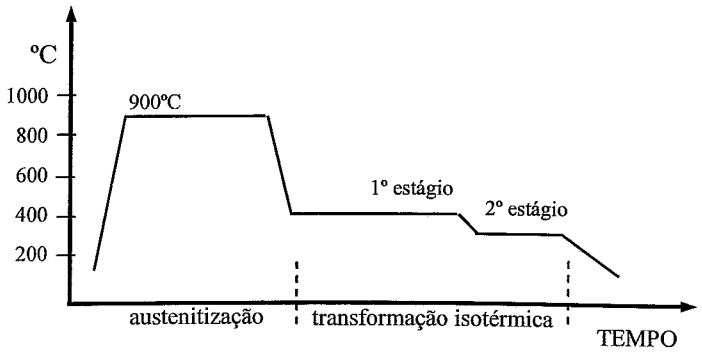


Figura B13 – Diagrama típico de uma austêmpera em dois estágios.

Esta forma particular de tratamento faseado consiste num período de transformação isotérmica no domínio da formação de ausferrite superior (que ocorre primeiro nas células eutéticas) seguida de um outro no domínio inferior. Assim, obtêm-se estruturas de ausferrite mista, com a vantagem de evitar a formação de carbonetos no interior das células eutéticas. Este processo tem como grande vantagem minizar o efeito da microsegregação que ocorre na austêmpera de ferros nodulares ligados com Molibdénio, Manganês e Cobre [2].

H. Bayati [110] sugere a austêmpera faseada de modo a que numa primeira fase se obtenha o máximo teor possível de austenite estabilizada e, após um abaixamento da temperatura, se retarde a formação de carbonetos e/ou de martensite, enquanto prossegue a transformação da restante austenite. Mostra ser possível aumentar os valores da tenacidade, da resistência ao choque e da ductilidade de ADIs com alto teor de Mn. Refere que o tempo necessário para obter estes resultados é muito maior que o do simples tratamento de austêmpera, sendo tanto maior quanto mais baixas forem as temperaturas dos diferentes estágios, e que os tempos e as temperaturas mais adequados para maximizar o alongamento à ruptura não são iguais aos que maximizam a resistência ao choque. Em trabalhos posteriores, o mesmo autor [111] complementa o estudo dos efeitos da austêmpera faseada, afirmando que só esta permite anular os efeitos da microsegregação dos elementos de liga que ocorrem durante a austêmpera simples dos ADIs de alto teor de Mn. Afirma conseguir obter estruturas completamente "bainíticas" (o termo "ausferríticas" estaria mais de acordo com a nomenclatura usada neste trabalho), possuidoras de excelentes propriedades mecânicas, nomeadamente em termos de tenacidade e dureza. Refere também que o aumento das condutividades térmica e eléctrica do ADI é proporcional ao teor de ferrite presente na microestrutura dos ADIs que ensaiou, sendo estas propriedades (e também a ductilidade) maximizadas quando o arrefecimento do material é feito num forno e não ao ar livre.

H. Santos [2] mostra que é possível baixar a temperatura de transição martensítica através da austêmpera faseada em diferentes estágios isotérmicos a temperaturas sucessivamente mais baixas, tornando assim possível prosseguir a formação de ausferrite a temperaturas tipicamente martensíticas. Esta técnica permite a obtenção de lamelas muito finas de ferrite, bem como a diminuição do tamanho dos carbonetos, o que promove o aumento da resistência mecânica do ferro nodular.

Consegue-se concretizar este objectivo arrefecendo o material até uma temperatura imediatamente acima de *Ms* após a austenitização completa da matriz [2]. Isto provoca a decomposição da austenite em ferrite e em austenite enriquecida em Carbono e, ao mesmo tempo, baixa o valor de *Ms*. Arrefecendo posteriormente o material de forma suficientemente lenta, é possível que continue a ocorrer a formação de ausferrite a temperaturas cada vez mais baixas sem que se forme martensite.

Na prática realizam-se estágios curtos de arrefecimento que vão baixando sucessivamente o valor de *Ms*. A austenite assim obtida pode requerer longos períodos de tempo para a sua total saturação em Carbono e estabilização, que evita a posterior transformação em martensite à temperatura ambiente quando o metal é sujeito a esforços mecânicos. Esta austenite transformada a temperaturas tipicamente sub-martensíticas contém mais Carbono que aquela transformada a temperaturas superiores.

Este autor [2] realizou trabalhos de determinação das temperaturas *Ms* ao longo de arrefecimentos sucessivos de um ferro nodular com composição química 0.62C, 2.54Si, 0.57Mn, 0.94Cu, 0.02P e 0.022S. Este material foi austenitizado a 900ºC e provetes fabricados a partir dele foram arrefecidos em banho de sais até temperaturas entre os 200ºC e os 280ºC, permitindo-se alguns minutos de transformação isotérmica. Em seguida os provetes foram arrefecidos de forma cada vez mais lenta (desde 1ºC/s até 0.011ºC/s), durante determinados períodos de tempo, e posteriormente aquecidos também lentamente até à temperatura ambiente. Nos casos em que o arrefecimento foi imposto durante meia hora, a temperatura *Ms* baixou para 36ºC; arrefecimentos de duas horas levaram *Ms* para –145ºC. Na primeira situação ocorreu a transformação da austenite em martensite quando os provetes foram solicitados mecânicamente (a austenite não estabilizou completamente); na segunda situação, os provetes resistiram ao fenómeno de transformação induzida da austenite em martensite.

Foi, portanto, demonstrado que a temperatura de transformação martensítica é uma função da cinética das reacções e não um valor característico do material, abrindo perspectivas importantes para o desenvolvimento da tecnologia da austêmpera.

B2.4 Austêmpera com arrefecimento sub-martensítico

A temperatura mínima de transformação isotérmica durante a austêmpera corresponde, usualmente, àquela em que o processo ainda ocorre sem a formação de martensite, impedindo assim a fragilização do material e, por efeito da baixa temperatura, maximizando a resistência mecânica da matriz.

Tradicionalmente, uma austêmpera com arrefecimento abaixo da temperatura *Ms* (normalmente acima dos 100ºC) faz-se com o objectivo de permitir a formação de alguma martensite, a qual é posteriormente revenida quando se aumenta de novo a temperatura para realizar o segundo estágio do tratamento, isto é, a decomposição da austenite em ferrite acicular e em austenite enriquecida em Carbono.

A temperatura sub-*Ms* imposta determina o teor de martensite formada, o qual influencia fortemente as propriedades do ADI.

A Figura B14 mostra o ciclo térmico característico de um tratamento de austêmpera com arrefecimento sub-martensítico.

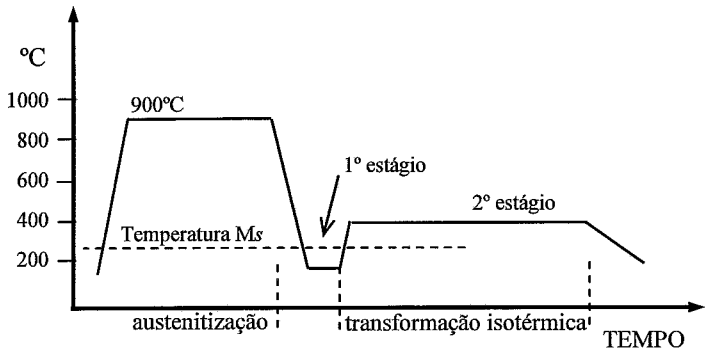


Figura B14 - Diagrama típico de uma austêmpera com arrefecimento sub-martensítico.

Um dos objectivos deste processo é conseguir estruturas de elevada resistência mecânica, nomeadamente quando se pretendem fabricar engrenagens em ADI. Quando a temperatura de transformação isotérmica do segundo estágio é elevada, é menor o tempo necessário para a estabilização da austenite, pelo que a austêmpera com arrefecimento sub-martensítico pode permitir a produção de ADIs de elevada resistência à tracção através de tratamentos térmicos pouco prolongados [112].

B2.5 Arrefecimento final

O ferro nodular austemperado é vulgarmente arrefecido em água até à temperatura ambiente, o que ajuda à limpeza dos sais das superfícies.

O momento em que o arrefecimento é realizado é crucial, já que define a estrutura final da matriz. Quando se pretende evitar a precipitação de carbonetos é importante a realização de ensaios prévios para determinar a janela do processo.

B2.6 Processos

A especificação dos fornos, das atmosferas no seu interior, dos sais usados nos banhos, e dos processos de transferência das peças é fundamental para se conseguirem peças em ADI com alta resistência [65].

Convencionalmente, a austenitização é feita em fornos de atmosfera controlada (importante para manter o teor de Carbono nas superfícies) e a transformação isotérmica em banho de sais (nitritos e nitratos, que também se podem utilizar para a austenitização dos ferros nodulares). A fase de transformação isotérmica também pode ser realizada em banho de óleo quando a temperatura não excede os 250ºC.

Diversas empresas desenvolveram instalações adequadas à produção de ADIs [113, 114, 115] tendo em vista aumentar a qualidade dos produtos tratados, recorrendo, por vezes, a técnicas alternativas em diferentes fases da produção.

Quando o ADI se destina a contactos com forte desgaste e lubrificação deficiente, por exemplo, uma grande densidade de nódulos pode aumentar o teor de grafite "disponível" nas superfícies, efeito que pode ser vantajoso em determinadas circunstâncias [118] e que pode ser conseguido recorrendo ao vazamento em coquilha, que permite um arrefecimento mais rápido que o vazamento em areia. Os ferros nodulares assim produzidos tendem a apresentar maior densidade de nódulos de grafite [116], mas estes tendem a ter menor tamanho, aumentando a área correspondente à interface entre a grafite e a matriz [117]. Como, durante a fase de transformação isotérmica, a transformação da austenite e a nucleação da ferrite dependem dessa área [65], as temperaturas a adoptar diferem conforme o processo de vazamento utilizado. Desta forma compreende-se que é necessário um planeamento cuidadoso e integrado das diferentes fases de produção para se obter um ADI de boa qualidade.

Nalguns casos procura-se melhorar o rendimento do processo de produção do ADI através de técnicas como a "austêmpera directa", em que os materiais são tratados imediatamente após fundição, aproveitando o calor do processo. São métodos que se encontram ainda em desenvolvimento e cujos resultados são variáveis conforme as situações. Como exemplos citam-se o estudo apresentado por B. Magalhães [119] sobre o vazamento de fundidos em coquilha, em que as peças são desmoldadas a temperatura controlada, pouco depois do seu vazamento, e mantidas a temperatura constante para que se dê a transformação isotérmica da austenite, ou os trabalhos publicados por Schissler [120], onde se experimenta a austêmpera directa em leito fluidizado.

A rectificação e eventual maquinagem das superfícies do ferro nodular depois de austemperado pode induzir tensões residuais nas superfícies activas que, usualmente, são prejudiciais para a sua resistência à fadiga. No entanto, e em determinadas condições, as tensões geradas pela maquinagem provocam localmente a transformação induzida da austenite em martensite, invertendo o sentido das tensões residuais, que passam a actuar de forma favorável.

Para além da maquinagem, os tratamentos mecânicos como o "shot-peening" melhoram reconhecidamente a resistência à fadida de contacto, induzindo fortes tensões residuais compressivas nas superfícies [121]. Este efeito depende da quantidade de austenite saturada em Carbono presente na matriz do ADI, pelo que também é função directa dos parâmetros do tratamento de austêmpera.

B3 CONCLUSÕES

Os tempos e temperaturas adoptados em cada tratamento térmico de austêmpera são decisivos para as propriedades mecânicas finais do ADI. Estas propriedades também dependem da composição química do ferro nodular, já que estão directamente relacionadas com a estrutura da matriz ausferrítica que se obtém através deste tratamento.

A partir dos parâmetros adoptados, produzem-se ferros nodulares austemperados (ADIs) constituidos por ausferrite superior, materiais que possuem elevada extensão após ruptura, outros em que a matriz é constituida por ausferrite inferior, dura e com elevada tensão de ruptura, ADIs com estrutura mista, e outros em que se permite a formação de alguma

quantidade de martensite, por exemplo. O tamanho dos nódulos de grafite e a sua distribuição pela matriz são também condicionados pelos parâmetros do tratamento térmico.

Os ADIs de elevada resistência mecânica só se conseguem obter a partir de ferros nodulares de qualidade, e exige-se um controlo muito rigoroso dos tempos e das temperaturas durante os tratamentos térmicos. Estes são uma função da composição química do ferro nodular e variam conforme as propriedades que se pretendem optimizar, pelo que é fundamental conhecer em detalhe a dinâmica das transformações do ferro nodular para obter bons resultados.

ANEXO C

CONTACTO ENTRE SÓLIDOS DE REVOLUÇÃO

Sumário:

Apresentam-se neste anexo alguns conceitos de base do contacto entre sólidos de revolução.

Relacionam-se as tensões e as deformações recorrendo à teoria de Hertz, e incluem-se algoritmos para o cálculo de contactos elastohidrodinâmicos.

C1 INTRODUÇÃO

O cômputo das solicitações a que são sujeitas as superfícies metálicas em contacto, nomeadamente quando transferem cargas elevadas, envolve um conjunto alargado de conceitos, desde os que se referem às propriedades dos materiais até aos que estudam a geometria dos sólidos a nível global (macrogeometria) a ao nível do contacto (microgeometria). Nos casos em que se pretendem modelizar ou estudar contactos lubrificados, é também necessário compreender os fenómenos da mecânica dos fluidos e da reologia característica dos lubrificantes.

O cálculo das tensões instaladas é fundamental para o projecto de componentes e para o cálculo da sua vida útil. É um processo complicado, uma vez que as diferentes situações de contacto promovem solicitações características, diferentes avarias, e diferentes modos de avaria. Existem vários critérios de avaliação de dano e de avaria de superfícies. Tendo em conta factores diferentes conforme o campo de aplicação e a metodologia adoptada, os critérios de avaria devem ser cuidadosamente escolhidos em função do contacto em causa, do tipo de solicitações e de lubrificação e do regime de funcionamento, entre outros parâmetros.

A maioria dos contactos mecânicos capazes de transferir cargas elevadas (cames, rolamentos e engrenagens, por exemplo) pode ser modelizada recorrendo à teoria de Hertz. Esta teoria permite o cálculo das tensões no interior dos sólidos através do uso de expressões analíticas que têm por base as relações entre as deformações e as tensões que actuam nos sólidos.

C1.1 "Contacto"

A noção de "contacto" entre sólidos é intuitiva. Fisicamente, dois corpos estão em contacto quando uma força aplicada a um deles é transmitida ao outro. Do ponto de vista geométrico, dois corpos estão em contacto quando as suas superfícies apresentam um ou mais pontos tangentes. Na prática, a distância mínima à qual se podem aproximar duas superfícies é limitada pela força repulsiva que se estabelece entre as nuvens de electrões que rodeiam os átomos de cada superfície.

Ns superfícies metálicas encontram-se quase sempre óxidos ou hidróxidos. O óxido de ferro, um dos compostos mais simples, forma uma película fina em alguns milésimos de

segundo. Outros compostos mais complexos são formados durante grandes períodos de inactividade das superfícies activas, sobretudo quando funcionam em ambientes favoráveis à corrosão. Assim, quando metais contactam com baixa pressão ou quando são pouco frequentes os ciclos de solicitação, são os óxidos superficiais que contactam entre si.

Quando submetidos a pressões capazes de os destruir, os óxidos superficiais podem agir nos contactos como terceiros corpos e danificar as superfícies, pelo que é importante evitar a sua formação.

O uso frequente dos componentes favorece a remanescência de uma fina película de óleo ou massa lubrificante sobre as superfícies que impede a formação de hidróxidos (ferrugem) durante os períodos de inactividade.

Nos contactos lubrificados que funcionam com pressões elevadas e períodos curtos de solicitação, como é caso da maioria das engrenagens de transmissão de potência, as superfícies metálicas não contactam entre si, já que existe uma película de óleo lubrificante que as separa (idealmente, funcionam em regime elastohidrodinâmico). Eventualmente, pode haver contacto directo entre as rugosidades das superfícies, o que promove o aquecimento rápido da zona de contacto e pode levar à sua destruição.

C1.2 Macrogeometria

As superfícies podem ser totalmente curvas (esféricas, ou outros volumes com geratriz curva) ou rectilíneas segundo uma ou mais direcções (cilindricas ou planas). Quando existe uma força que comprime os sólidos, eles deformam-se gerando áreas de contacto que tendem a aumentar de dimensão à medida que a força aplicada também aumenta, em função da elasticidade e da dureza dos materiais em contacto.

Designam-se por "contactos lineares" aqueles em que a área de contacto macroscópica apresenta contornos rectilíneos. Os restantes contactos dizem-se "elípticos" ou "pontuais". Quando a curvatura de ambas as superfícies tem o seu centro do mesmo lado da superfície de contacto, este diz-se "conforme". Um contacto "não conforme" é, por exemplo, aquele que acontece quando duas esferas contactam entre si dando origem a uma área circular. Exemplos de áreas de contacto são um cubo sobre um plano (a área é igual à face do cubo), de um pneu de um automóvel sobre a estrada (a área forma um rectângulo cujo comprimento é igual à largura do pneu) ou de uma esfera sobre a pista de um rolamento (área elíptica).

A pressão não se distribui de forma igual em toda a superfície de contacto. Macroscopicamente, a distribuição de pressão assume uma forma parabólica, atingindo um máximo no centro do contacto, e é nula nas extremidades da área de contacto. A Figura C1 mostra uma distribuição elipsoidal da pressão num contacto elíptico.

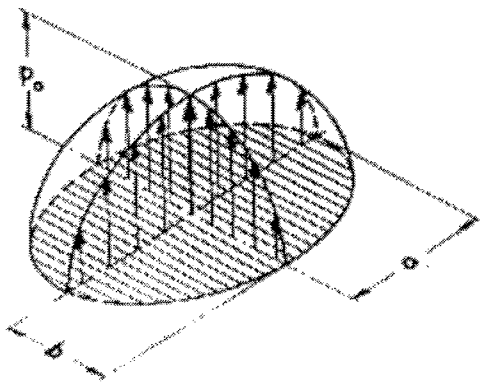


Figura C1 - Distribuição elipsoidal de pressão num contacto elíptico [122].

O contacto entre os dentes de uma engrenagem de dentado recto gera áreas rectangulares (contacto linear), enquanto os dentes de engrenagens de dentado helicoidal contactam através de uma elipse alongada (contacto elíptico).

C1.3 Microgeometria

A área de contacto "real" entre duas superfícies corresponde ao somatório dos pontos em que elas "realmente" se tocam (...). Teoricamente, a área de contacto entre duas superfícies planas seria máxima se todos os seus pontos participassem no contacto. Na realidade, e porque as superfícies não são idealmente planas, a área de contacto efectiva pode ser muito inferior e depende, em larga medida, da rugosidade de cada uma das superfícies.

A Figura C2 mostra um esquema que representa a superfície rugosa de um cilindro comprimida contra um plano (não representado). Nestas condições gera-se, por efeito da deformação da superfície, uma área de contacto de formato rectangular cujo comprimento (l) coincide com o comprimento do cilindro e cuja largura é igual a ($2a$). Esta área global é uma função directa da força aplicada e das propriedades elásticas do sólido. É teórica, uma vez que

apenas algumas saliências da superfície contribuem para a sustentação da carga, totalizando uma área de contacto efectivamente menor.

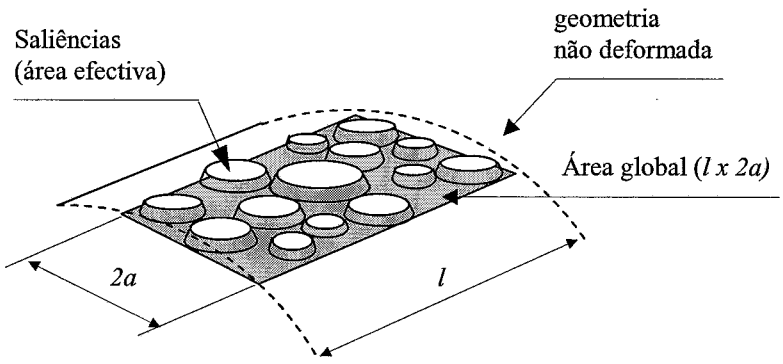


Figura C2 - Área de contacto entre um cilidro e um plano [122].

C1.3.1 Estado das superficies

São os processos de fabrico e acabamento que determinam a textura das superfícies (a sua macrogeometria e microgeometria).

A geometria macroscópica é fundamental nas engrenagens. A forma dos flancos activos dos dentes deve ser produzida com exactidão para que o engrenamento ocorra suavemente e sejam minimizados os danos acumulados nas superfícies ao longo dos ciclos. Erros de segunda ordem, como as ondulações produzidas pelo avanço das ferramentas, também prejudicam o funcionamento das engrenagens, podendo ter influência sobre a formação do filme do lubrificante, aumentar as tensões nas superfícies de contacto e provocar vibrações em funcionamento.

O estado microscópico das superfícies em contacto influi directamente no valor da pressão de contacto que aí se desenvolve e nas tensões instaladas nas sub-superfícies. Assim, as operações de acabamento têm grande influência sobre a a resistência das superfícies à fadiga de contacto.

Nos processos que utilizam corte, como a fresagem e o torneamento, ou abrasão, como a rectificação por mós, são rasgados sulcos a cada passagem de uma aresta de corte da ferramenta. Estes sulcos apresentam dimensões importantes a nível microscópico. Muitas vezes a sua base encontra-se repleta de micro-fissuras que são geradas pela intensa

deformação plástica durante o corte, e muitas avarias de fadiga de contacto desenvolvem-se a partir da propagação de algumas dessas micro-fissuras. Noutros processos, como, por exemplo, a electro erosão, é importante o controle rigoroso dos parâmetros para controlar a dimensão dos danos causados às superfícies. De uma forma geral, o bom acabamento superficial (baixa rugosidade e superfícies uniformes) favorece a resistência à fadiga de contacto.

C1.3.2 Contacto rugoso

A rugosidade das superfícies faz com que, para uma dada pressão, apenas alguns dos pontos mais salientes de cada superfície contactem entre si. Desta forma, a pressão de contacto local pode atingir valores muito elevados quando toda a carga é suportada por um número reduzido de pontos.

A Figura C3 apresenta uma simulação de um contacto elíptico rugoso. Nesta imagem pode observar-se o efeito da rugosidade superficial sobre a distribuição de pressão no interior do contacto.

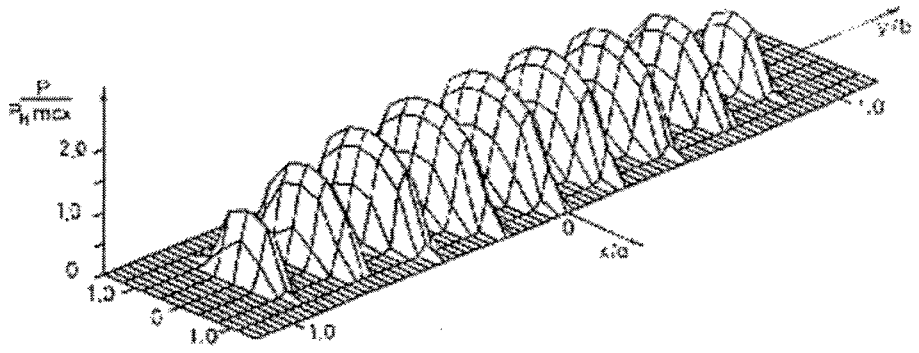


Figura C3 – Efeito da rugosidade sobre a distribuição de pressão no interior do contacto [122].

A textura das superfícies é muito importante porque pode conduzir a micro-áreas de contacto com geometrias diversas, dando origem a mais ou menos vibrações em funcionamento e a diferentes níveis da tensão local. Quando existe lubrificação pode haver forte influência da orientação das rugosidades superficiais sobre a dinâmica do fluido, arrastando-o melhor ou pior para o interior da zona de contacto. A rugosidade superficial

também pode favorecer a capacidade de retenção do lubrificante, facilitando a sua adesão às superfícies entre solicitações sucessivas.

O contacto continuado provoca a deformação plástica e o desgaste dos picos mais salientes das superfícies metálicas, fazendo com que a rugosidade média diminua progressivamente. Este efeito é muito acentuado no início da vida útil das superfícies, durante a "rodagem". A área efectiva de contacto aumenta gradualmente, fazendo baixar a pressão média instalada para uma dada força aplicada ao contacto. No caso de componentes metálicos que funcionam em regimes permanentes, a taxa de desgaste tende a diminuír à custa do aumento gradual da área efectiva de contacto até se atingir o equilíbrio entre a pressão média no contacto e a resistência mecânica do material.

C1.3.3 Vida útil das superfícies

As superfícies activas dos dentes das engrenagens tendem a sofrer taxas de desgaste elevadas durante os primeiros ciclos de funcionamento (rodagem), que baixam para valores mínimos após a adaptação dos perfis conjugados e que, idealmente, se mantêm reduzidas durante toda a vida útil do componente.

A Figura C4 mostra a evolução característica do desgaste acumulado da superfície de um componente metálico submetido a acções de contacto.

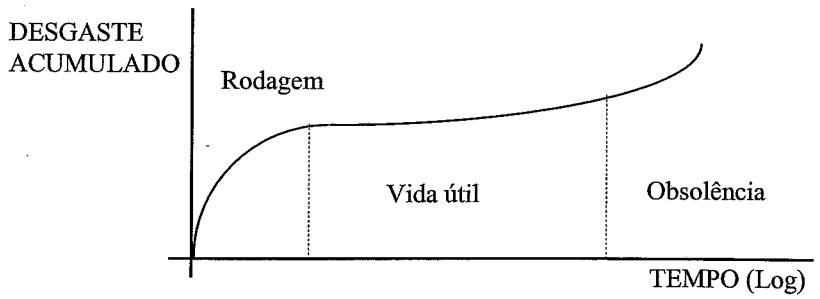


Figura C4 - Desgaste típico ao longo da vida útil de um componente.

A fase final da vida útil das superfícies caracteriza-se por um aumento progressivo da taxa de desgaste (fase de obsolência). Na origem deste aumento está, quase sempre, a geometria deformada pelo desgaste acumulado, que tende a dar origem a folgas de

funcionamento. Também é provável que a degradação gradual do estado das superfícies resulte em condições de funcionamento que envolvem mais vibrações e concentração de tensões, estando na origem do aumento progressivo da taxa de desgaste. Se houver propagação de fissuras superficiais, a introdução de óleo sob grande pressão pode acelerar fortemente o processo de degradação das superfícies [123].

C1.3.4 Caracterização da rugosidade

A caracterização da rugosidade das superfícies é feita através de rugosímetros (na maioria dos casos mecânicos ou ópticos). Estas máquinas, com maior ou menor precisão, determinam o perfil da microgeometria das superfícies e caracterizam-na através de um conjunto de parâmetros normalizados.

A partir do perfil de rugosidade é possível estabelecer uma linha média de forma a que os desvios em relação a essa linha sejam mínimos (entendam-se por desvios a altura das saliências ou a profundidade das cavidades), definindo um parâmetro característico da superfície: a "rugosidade".

A forma mais utilizada deste parâmetro é a "rugosidade média" (*Ra*), que contabiliza a média aritmética dos desvios (y_i) relativamente à linha média do perfil, segundo a expressão (C1).

$$R_a = \frac{1}{n}\sum |\, y_i \,| \qquad \text{(C1)}$$

Também de utilização frequente é o parâmetro *Rq* (muitas vezes referido como RMS), que contabiliza a média geométrica dos desvios relativamente à linha média do perfil, de acordo com a expressão (C2).

$$R_q = \frac{\sqrt{\sum_{i=1}^{n}(y_i - y_m)^2}}{n} \qquad \text{(C2)}$$

A rugosimetria permite determinar outros parâmetros capazes de caracterizar propriedades específicas das superfícies, como sejam o volume de óleo retido nas cavidades, a amplitude máxima da rugosidade, a distribuição das asperezas, ondulações e defeitos de forma, etc. A rugosidade das superfícies dos dentes de engrenagens está intimamente ligada às ferramentas e aos processos de fabrico. A Tabela C1 apresenta, como exemplo, alguns valores típicos em função do acabamento superficial.

Tabela C1 - Rugosidade de dentes de engrenagens em função do processo de fabrico [122].

PROCESSO DE FABRICO	Rugosidade RMS (μm)
Fresagem	2.3 - 4.6
Fresagem fina	1.2 - 2.3
Rectificação ("shaving")	0.7 - 1.4
Rectificação fina ("lapping")	0.6 - 1.1
Polimento	0.3 - 0.6

As esferas dos rolamentos de precisão podem apresentar rugosidade superficial extremamente baixa, chegando a atingir valores de rugosidade composta RMS = 0.05 μm, quatro vezes abaixo do valor corrente de 0.2 μm que apresenta a superfície de uma esfera de um rolamento de precisão "vulgar".

C1.3.5 Influência da rugosidade

A rugosidade tem influência sobre a pressão de contacto e sobre as tensões instaladas no interior dos sólidos. A presença de saliências relativamente ao perfil médio da superfície causa a concentração de tensão, que pode atingir valores substancialmente superiores àqueles que resultam do cálculo teórico, sobretudo quando este considera as superfícies em contacto como sendo idealmente lisas. As tensões instaladas nessas saliências podem ser muito maiores que a tensão média no contacto, atingindo ordens de grandeza que podem ser 5 ou mais vezes superiores. Para além da altura que as saliências apresentam acima do perfil médio da superfície, também é determinante a sua distribuição, já que, como são elas os primeiros pontos de sustentação da carga, quanto maior for o seu número e mais homogénea for a sua distribuição, menor é a concentração de tensão em cada uma.

A Figura C5 apresenta um exemplo resultante do cálculo da distribuição local de pressões segundo o modelo proposto por Seabra e Berthe [124]. Na imagem pode ver-se uma porção do perfil da superfície danificada de um disco de ADI após ter sido sujeito a um ensaio de fadiga de contacto à pressão nominal de Hertz de 2 GPa.

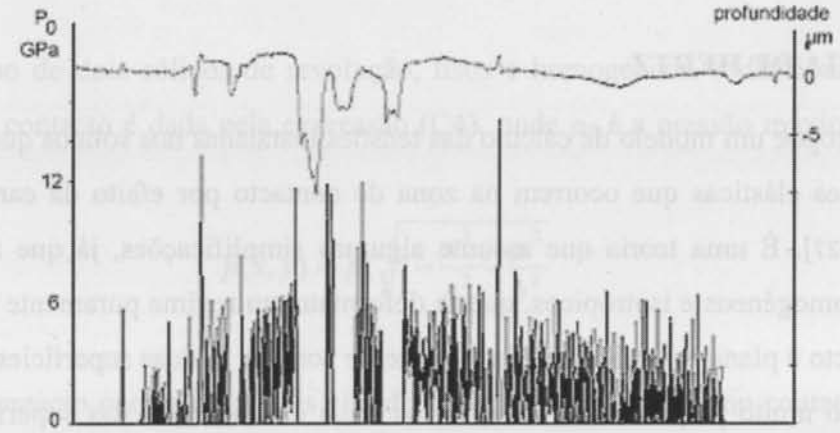


Figura C5 - Efeito da rugosidade sobre a pressão local no interior de um contacto elástico [125].

A rugosidade superficial tem influência sobre a distribuição de tensões na sub-superfície dos sólidos. A Figura C6 apresenta o resultado de uma simulação que contempla a rugosidade na distribuição da tensão de corte.

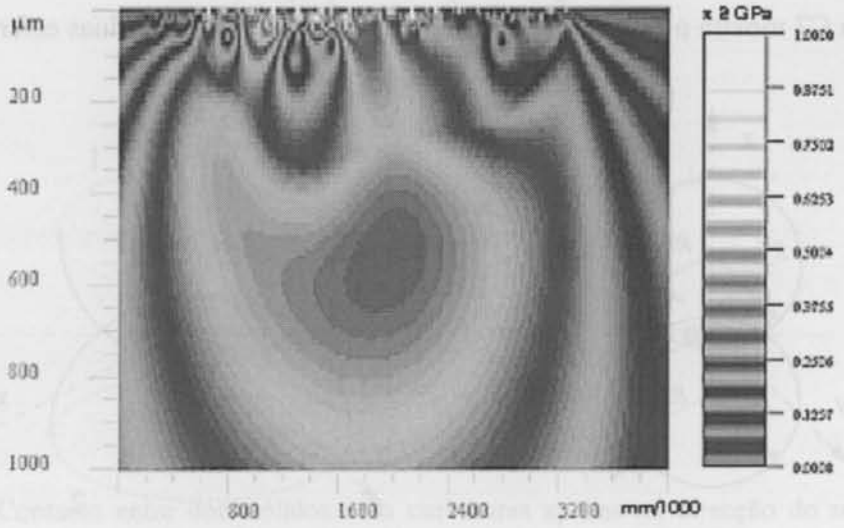


Figura C6 - Distribuição sub-superficial da tensão de corte principal num contacto rugoso [126].

Os gradientes de tensão podem ser muito elevados na periferia de descontinuidades superficiais (furos, riscos ou depressões localizadas), levando à degradação precoce das superfícies. As fissuras superficiais cujas arestas sofrem deformação elástica intensiva durante os ciclos consecutivos de solicitação podem dar origem a fissuras sub-superficiais de fadiga que levam à destruição da superfície.

C2 A TEORIA DE HERTZ

Hertz propõe um modelo de cálculo das tensões instaladas nos sólidos que tem por base as deformações elásticas que ocorrem na zona de contacto por efeito da carga imposta às superfícies [127]. É uma teoria que assume algumas simplificações, já que admite que os sólidos são homogéneos e isotrópicos, que se deformam em regime puramente elástico, que a área de contacto é plana e paralela ao plano tangente comum às duas superfícies, e que as suas dimensões são muito pequenas em relação aos raios de curvatura das superfícies. Assume também que a carga é aplicada segundo a direcção perpendicular ao plano que contém a área de contacto.

Na sua forma mais geral, o modelo considera dois sólidos com curvaturas segundo duas direcções principais do espaço XX e YY (duas esferas, por exemplo), sendo a força normal aplicada perpendicularmente ao plano de contacto, na direcção espacial ZZ. É uma força compressiva, que tende a aproximar os sólidos.

A Figura C7 mostra o referencial adoptado para o contacto entre duas esferas.

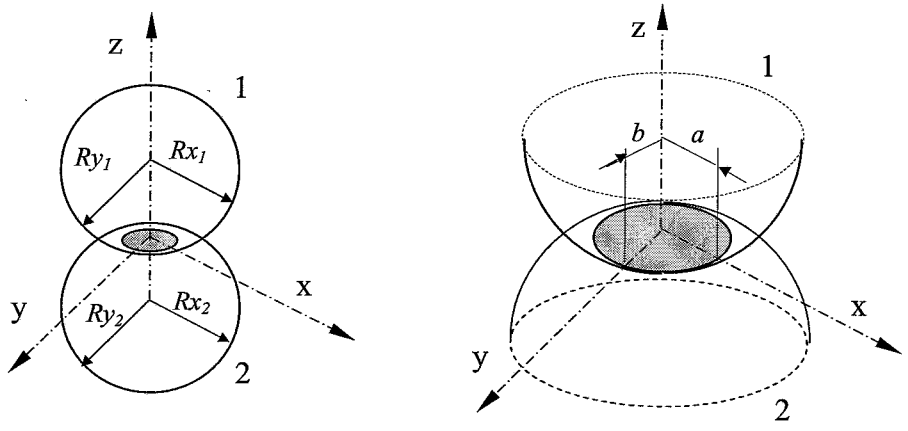


Figura C7 - Contacto entre dois sólidos com curvaturas segundo duas direcções principais do espaço (*a* e *b* são os comprimentos dos semi-eixos da elipse de contacto).

Considerando que a área de contacto tem a forma elíptica e que os semi-eixos dessa elipse se designam por *a* e *b,* esta pode ser definida pela expressão (C3).

$$\frac{x^2}{a^2}+\frac{y^2}{b^2}=1 \tag{C3}$$

No caso de dois sólidos de revolução, lisos e homogéneos, a distribuição da pressão pela área de contacto é dada pela expressão (C4), onde p_0 é a pressão máxima no centro do contacto.

$$p(x,y)=p_0\sqrt{1-\frac{x^2}{a^2}-\frac{y^2}{b^2}} \tag{C4}$$

Se o contacto ocorre entre dois cilindros, então a área gerada no contacto tem a forma de um rectângulo de dimensões *2.a.l,* em que *l* representa o comprimento dos cilindros e *a* a semi-largura da área de contacto, conforme se mostra na Figura C8.

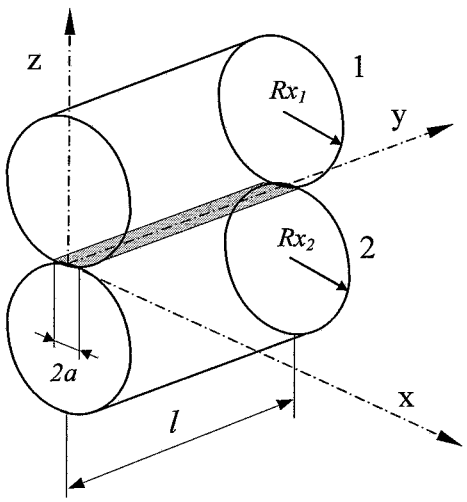


Figura C8 - Contacto entre dois sólidos com curvaturas apenas na direcção do rolamento (xx). O comprimento dos cilindros (*l*) e a largura do contacto (*2a*) definem a área de contacto.

A força normal aplicada ao contacto resulta do integral da pressão sobre a área do contacto, conforme a expressão (C5).

$$Fn = \iint p(x,y)dxdy \tag{C5}$$

C2.1.1 Cálculo da pressão no contacto

A partir dos raios de curvatura de cada superfície (Rx_i, Ry_i) determinam-se as curvaturas equivalentes dos sólidos (A, B) segundo as duas direcções do espaço perpendiculares ao plano do contacto, de acordo com a equção (C6).

$$A = \frac{1}{2}\left(\frac{1}{Rx_1} + \frac{1}{Rx_2}\right) \quad , \quad B = \frac{1}{2}\left(\frac{1}{Ry_1} + \frac{1}{Ry_2}\right) \tag{C6}$$

Com esses parâmetros pode ser formulada a expressão fundamental do modelo (C7), em que δ representa a penetração entre os dois sólidos e ω o deslocamento elástico dos pontos das superfícies na direcção normal ao plano de contacto, de acordo com a Figura C9, onde a variável a representa a semi-largura do contacto.

$$Ax^2 + By^2 - \delta_1 - \delta_2 + \omega_1 + \omega_2 \geq 0 \tag{C7}$$

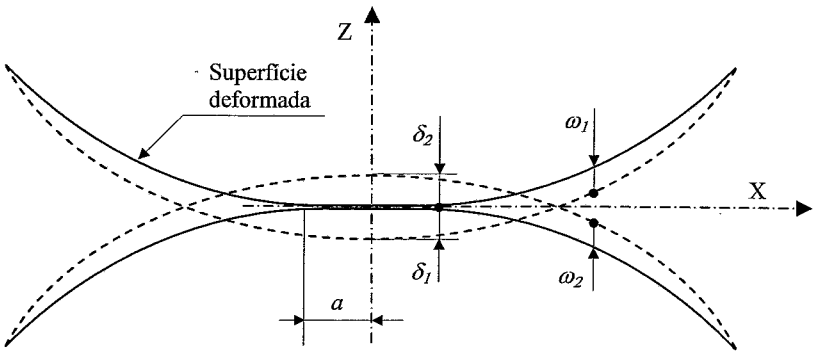


Figura C9 – Deformação elástica no contacto entre dois sólidos.

São utilizados três parâmetros para solução do modelo, sendo necessário determinar a variável auxiliar *e* e dois integrais elípticos *E(e)* e *K(e)*, de acordo com as expressões (C8), (C9) e (C10). Por estes integrais não terem solução analítica, é usual o recurso a valores tabelados para a sua determinação.

$$e = \sqrt{1 - \frac{a^2}{b^2}}, \quad \text{a} < \text{b} \tag{C8}$$

$$E(e) = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - e^2 sen^2\theta}\, d\theta \tag{C9}$$

$$K(e) = \int_0^{\pi/2} \frac{1}{\sqrt{1 - e^2 sen^2\theta}}\, d\theta \tag{C10}$$

Conhecendo o valor dos integrais elípticos podem ser calculados os parâmetros auxiliares *L*, *M* e *N*, segundo as expressões (C11), (C12) e (C13).

$$L = \pi a p_0 K(e) \tag{C11}$$

$$M = \frac{\pi a p_0}{e^2 b^2}\left[K(e) - E(e)\right] \tag{C12}$$

$$N = \frac{\pi a p_0}{e^2 b^2}\left[\frac{b^2}{a^2} E(e) - K(e)\right] \tag{C13}$$

Resolvendo a equação do modelo, obtêm-se as expressões (C14), (C15) e (C16).

$$\delta = \frac{L}{\pi E^*} = \frac{p_0}{E^*} a K(e) \tag{C14}$$

$$A = \frac{M}{\pi E^*} = \frac{p_0}{E^*}\frac{a}{e^2 b^2}\left[K(e) - E(e)\right] \tag{C15}$$

$$B = \frac{N}{\pi E^*} = \frac{p_0}{E^*}\frac{a}{e^2 b^2}\left[\frac{b^2}{a^2}E(e) - K(e)\right] \tag{C16}$$

O cálculo do módulo de Young equivalente (E^*) é feito através da expressão (C17), onde ν é o coeficiente de Poisson de cada material.

$$\frac{1}{E^*} = \left(\frac{1-\upsilon_1{}^2}{E_1} + \frac{1-\upsilon_2{}^2}{E_2}\right) \tag{C17}$$

O uso do parâmetro C_a (C18) permite obter a relação (C19) quando se somam os termos A e B.

$$C_a = \sqrt[3]{\frac{3kE(e)}{(A+B)E^*}} \tag{C18}$$

$$A + B = \frac{F_n}{a^3 E^*}\frac{3kE(e)}{2\pi} \Rightarrow a = C_a \sqrt[3]{\frac{F_n}{(A+B)E^*}} \tag{C19}$$

Os valores de C_a encontram-se tabelados, em função da relação A/B, permitindo assim a determinação do comprimento do semi-eixo a da elipse de contacto. O mesmo acontece com o parâmetro k que, através da expressão (C20), permite determinar a semi-largura do contacto b (para consulta de ábacos ver o ponto C2.1.3).

$$b = \frac{a}{k} \tag{C20}$$

O parâmetro C_δ, definido pela expressão (C21) e também tabelado, é usado para calcular a penetração (δ) segundo a expressão (C22).

$$C_\delta = \frac{3kE(e)}{2} \tag{C21}$$

$$\delta = C_\delta \frac{F_n}{\pi a E^*} \tag{C22}$$

Uma vez determinadas as dimensões a e b da elipse de contacto, os valores da pressão máxima de Hertz (p_0) e da pressão média no contacto (p_m) são dados pelas expressões (C23) e (C24).

$$p_0 = \frac{3F_n}{2\pi ab} \tag{C23}$$

$$p_m = \frac{F_n}{\pi ab} \tag{C24}$$

Quando o contacto é do tipo linear com um comprimento (l) e a direcção do rolamento coincide com o eixo XX (ver Figura C8), a curvatura equivalente das superfícies (R_x) (no sentido do rolamento) é dada pela a expressão (C25) e a semi-largura do contacto (a) pela expressão (C26). A pressão máxima de contacto (p_o) e a pressão média de contacto (p_m), podem ser calculadas através da expressão (C27).

$$\frac{1}{R_x} = \frac{1}{2}\left(\frac{1}{R_{x1}} + \frac{1}{R_{x2}}\right) \tag{C25}$$

$$a = \sqrt{\frac{2.F_n.R_x}{\pi.l.E^*}} \tag{C26}$$

$$p_0 = a\frac{E^*}{R_x} = \frac{4}{\pi} p_m \tag{C27}$$

C2.1.2 Cálculo das tensões nos sólidos

A Figura C11 mostra a distribuição de tensões ao longo do semi-eixo OZ (em profundidade, no centro do contacto) no caso do contacto entre dois cilindros (à esquerda) e entre duas esferas (à direita). Nesta imagem pode ver-se como a tensão de corte, que nestes diagramas é representada por τ_1, atinge o seu máximo a alguma distância abaixo da superfície.

A Figura C10 mostra as tensões de contacto que se instalam à superfície, neste caso vistas ao longo de um semi-eixo da área de contacto. Do lado esquerdo da imagem vêm-se as tensões resultantes do contacto entre dois cilindros (contacto linear), enquanto no lado direito se mostram as tensões que têm origem no contacto entre duas esferas (contacto pontual ou elíptico).

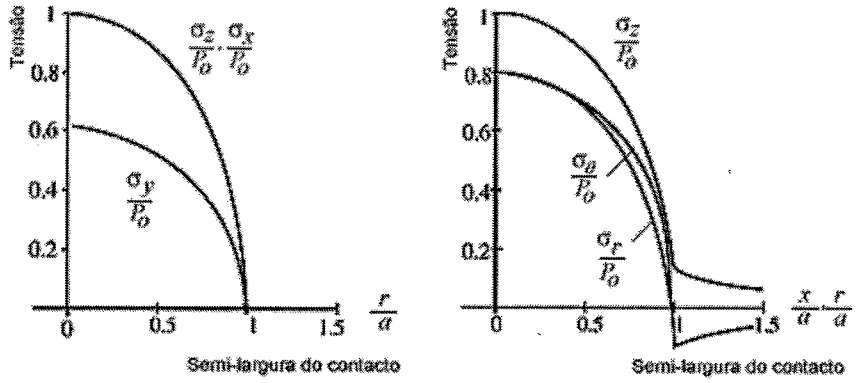


Figura C10 – Distribuição, ao longo de um semi-eixo da área de contacto, das tensões superficiais no contacto entre dois cilindros (à esquerda) e entre duas esferas (à direita) [128].

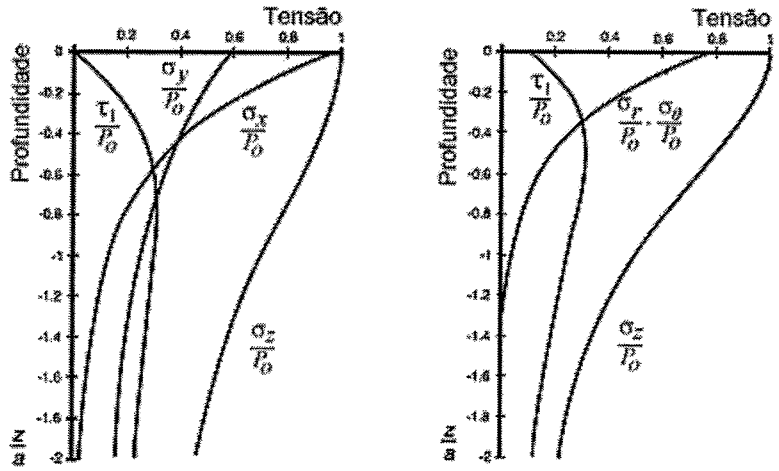


Figura C11 – Distribuição de tensões no interior de sólidos num contacto linear (à esquerda) e num contacto circular (à direita) [128].

Enquanto as tensões principais (σ) atingem valores máximos à superfície, as tensões de corte (τ) atingem valores máximos a determinada profundidade. Dada a simetria do contacto e a orientação escolhida para o sistema espacial de referência, não existem tensões de corte actuando no eixo ZZ, dado tratar-se de uma direcção principal.

As tensões principais são compressivas e, teoricamente, atingem o valor máximo no centro do contacto (no eixo ZZ e no ponto (0;0;0). Calculando a tensão de referência σ_{ref} através da expressão (C28), a pressão máxima no centro do contacto p_0 coincide com a máxima tensão compressiva ($\sigma_{max} \equiv \sigma_z$), que é dada pela expressão (C29), em que a é o menor semi-eixo da elipse de contacto.

$$\sigma_{ref} = a(A+B)E^* \tag{C28}$$

$$\sigma_{\max} = p_0 = C_\sigma \sigma_{ref} \tag{C29}$$

Os coeficientes "C_σ" e "C_a" são valores tabelados em função de A/B. Estes parâmetros relacionam-se através da expressão (C30).

$$C_\sigma = \frac{3k}{2\pi C_a^3} \tag{C30}$$

A tensão de corte máxima (τ_{max}) pode ser calculada recorrendo a valores tabelados do coeficiente "C_τ" através da expressão (C31). Esta tensão orienta-se segundo a bissectriz das duas direcções principais OX e OZ.

$$\tau_{\max} = C_\tau \sigma_{ref} \tag{C31}$$

A profundidade (Z_s) a que actua a tensão de corte máxima pode-se determinar recorrendo ao coeficiente "C_{ZS}", também tabelado em função da relação A/B, e é dada pela equação (C32).

$$Z_s = C_{zs} a \tag{C32}$$

As tensões de corte que se desenvolvem em planos perpendiculares ao eixo ZZ (tensões de corte ortogonais τ_{xz} e τ_{yz}) são máximas a uma profundidade Z_0. Podem ser calculadas através das expressões (C33) e (C34), assumindo que a é o semi-comprimento da elipse de contacto que coincide com a direcção de rolamento (caso contrário, usa-se o valor b). Os coeficientes $C\tau_0$ e C_{Z0} encontram-se tabelados.

$$\tau_0 = C\tau_0 a \tag{C33}$$

$$Z_0 = Cz_0 a \tag{C34}$$

Segundo Tresca, o valor da tensão de corte máxima (τ_{max}) é dado pela expressão (C35).

$$\tau_{\max} = \frac{1}{2} | \sigma_{xx} - \sigma_{zz} | \tag{C35}$$

O critério da tensão de corte octaédrica máxima proposto por Von Mises é frequentemente utilizado como valor de referência na análise das solicitações no contacto. O valor dessa tensão (τ_{oct}) é dado pela equação (C36).

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3}\sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{yy})^2} \tag{C36}$$

Recorrendo a valores tabelados para o coeficiente C_g, é possível a determinação de τ_{oct} através da relação (C37), de forma idêntica à que foi usada no cálculo de τ_{max}.

$$\tau_{oct} = C_g \sigma_{ref} \tag{C37}$$

A Figura C12 mostra a distribuição da tensão de corte máxima (τ_{max}) num contacto linear Hertziano. Neste exemplo, que se obtém a partir do contacto de um cilindro com um plano (ou de dois cilindros), os sólidos só apresentam curvatura segundo a direcção OX e a área de contacto teórica é rectangular.

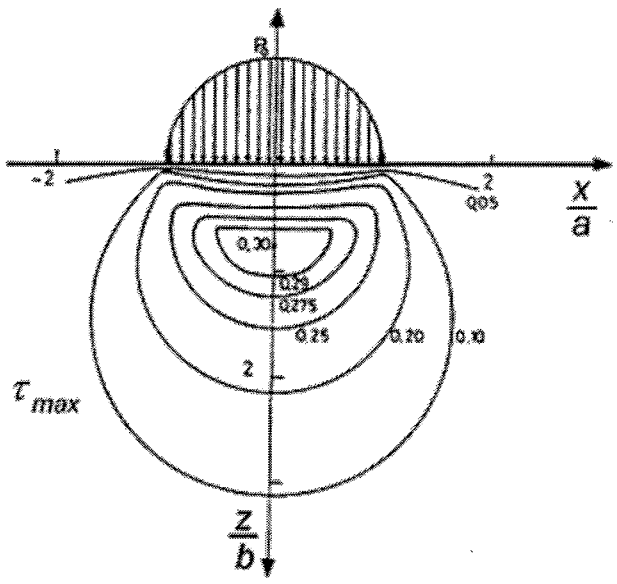


Figura C12 – Distribuição da tensão de corte máxima no interior de um sólido num contacto linear hertziano [122].

Tratando-se de um contacto linear, o valor máximo da tensão de corte (τ_{max}) e a profundidade a que actua (z_s) podem ser calculados, respectivamente, pelas equações (C38) e (C39).

$$\tau_{\max} = 0.3 p_0 \tag{C38}$$

$$z_s = 0.7861 a \tag{C39}$$

C2.1.3 Ábacos

Os ábacos representados na Figura C13 permitem a determinação dos coeficientes $C\tau_0$ e C_{Z0}. O parâmetro k e outros coeficientes adimensionais necessários para o cálculo de contactos elípticos podem ser determinados, em função da quantidade A/B, através dos ábacos representados na Figura C14.

Todos as variáveis apresentadas neste conjunto de expressões devem ser consideradas em unidades do sistema internacional. Estes algoritmos são apresentados a título de exemplo, sendo aconselhável a consulta de literatura específica, nomeadamente quando se pretendem utilizar diferentes modelos para determinados parâmetros, como o coeficiente de atrito ou a correcção térmica da espessura do filme lubrificante, por exemplo.

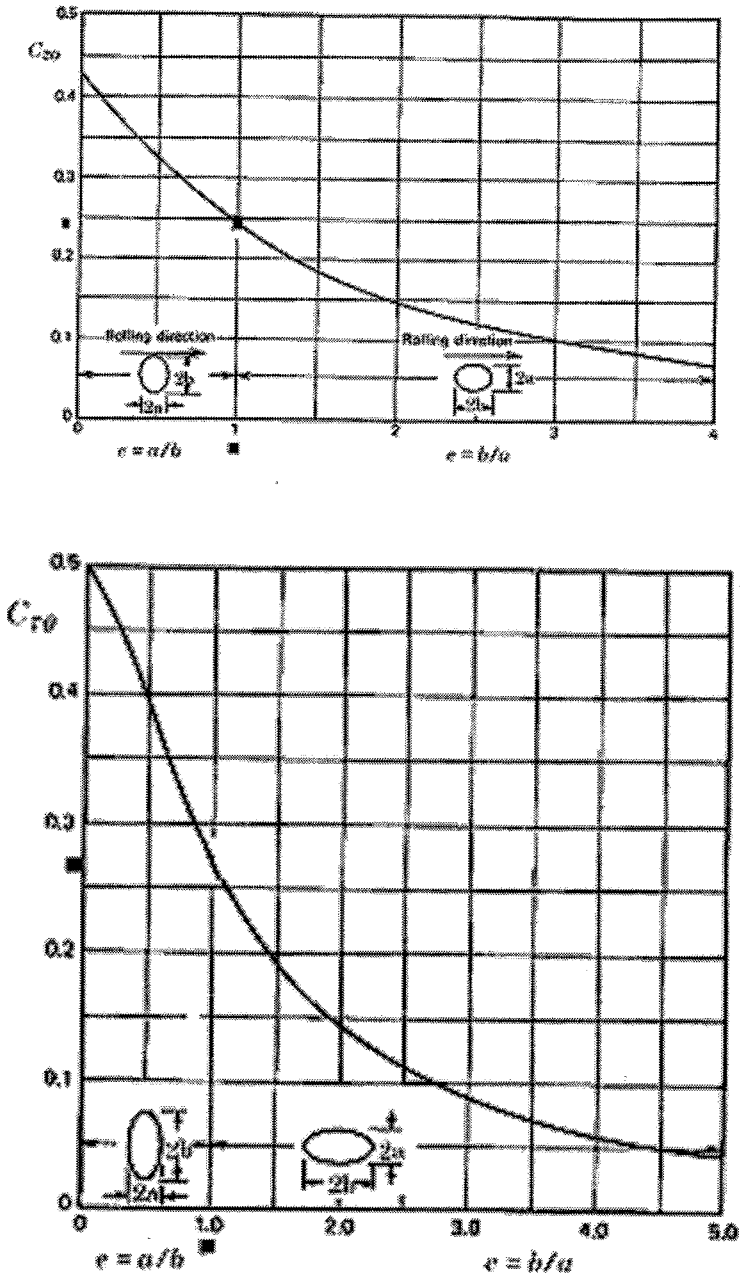


Figura C13 – Ábacos para a determinação dos coeficientes C_{Z0} e $C\tau_0$ [122].

notas: $R_x > R_y \Rightarrow e = b / a$

$R_x < R_y \Rightarrow e = a / b$

$XX \equiv$ *direcção do rolamento*

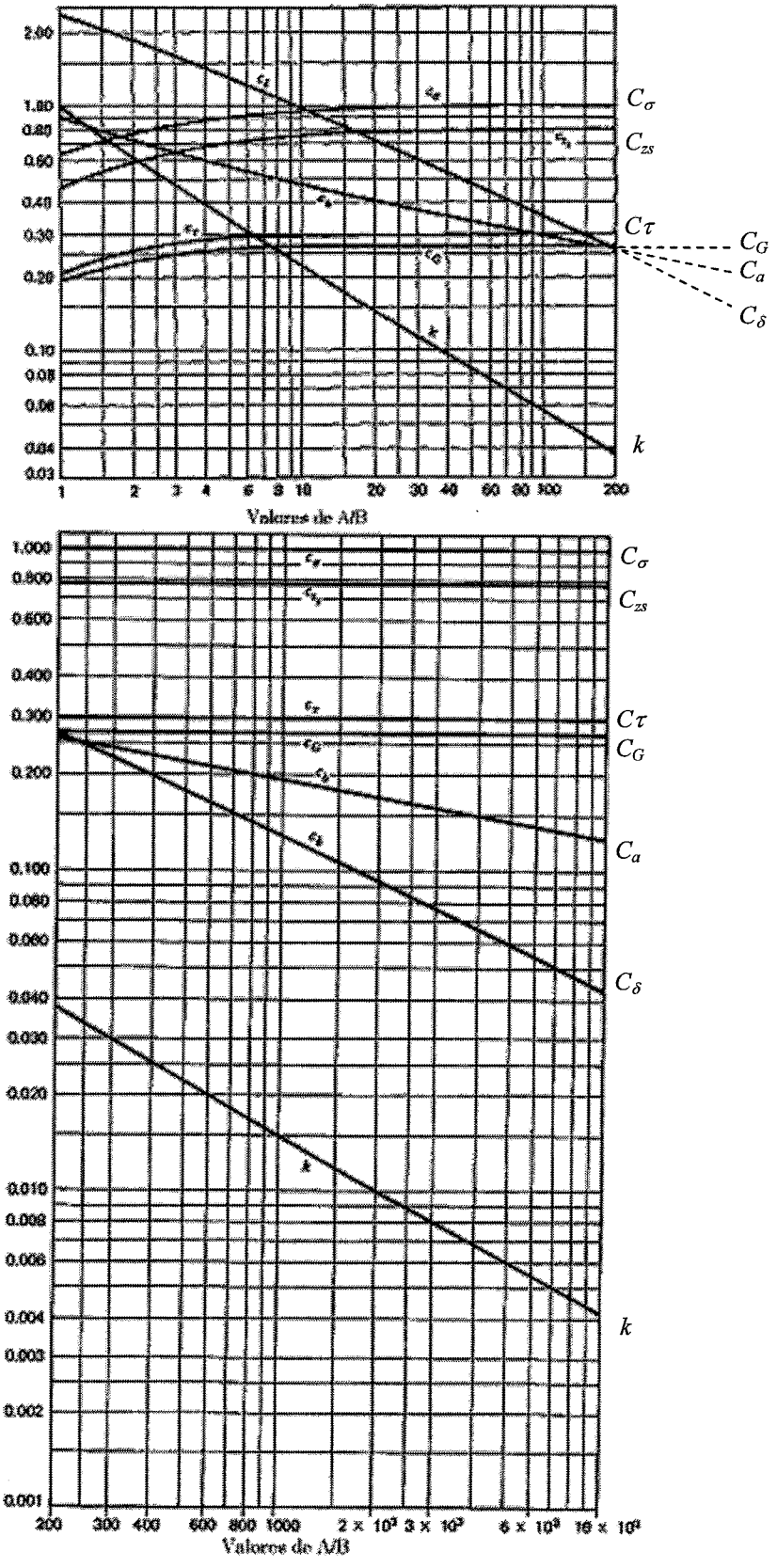


Figura C14 – Ábacos para a determinação de coeficientes adimensionais [122].

C3 CONTACTOS LUBRIFICADOS

A maioria dos contactos mecânicos são lubrificados. Para além da protecção que confere contra a corrosão, a presença do lubrificante é fundamental para garantir a integridade das superfícies em contactos com transferência de cargas elevadas e, sobretudo, com escorregamento.

A presença do lubrificante proporciona coeficientes de atrito muito mais baixos que aqueles que ocorrem em contactos secos (sem lubrificação). Em muitas situações, o lubrificante é interposto em permanência entre as superfícies, impedindo que haja contacto directo entre as rugosidades superficiais. Nestes casos, as taxas de desgaste diminuem drasticamente, o coeficiente de atrito pode ser infinitesimal relativamente ao contacto seco (100 vezes menor, por exemplo), e a temperatura gerada no contacto é também muito menor. Nestas condições, é possível às engrenagens a transferência de cargas muito mais elevadas, o funcionamento a velocidades muito maiores, e podem ser toleradas taxas de escorregamento superiores sem que isso imponha inevitavelmente danos significativos às superficies.

A lubrificação também promove a longevidade dos componentes ao remover as partículas de desgaste dos contactos e ao evacuar o calor gerado durante os instantes do contacto. Estes efeitos são característicos da lubrificação com óleo, que permite a instalação de sistemas pressurizados de circulação onde se podem instalar filtros e permutadores de calor, maximizando estas vantagens. A lubrificação com massa também é eficaz na protecção dos contactos, sobretudo ao impedir a introdução de impurezas ou produtos indesejáveis entre as superfícies, sendo muito útil a sua capacidade de protecção contra a água em sistemas abertos, como sucede em rolamentos expostos ao ambiente.

C3.1 Regimes de lubrificação

A lubrificação pode ocorrer em regime limite (situação em que o lubrificante não contribui para a sustentação das superfícies, apesar de se notar uma redução do coeficiente de atrito relativamente aos contactos sem lubrificação), misto (ainda ocorrem contactos frequentes entre os metais) e de filme completo (não há contacto entre as superfícies, já que são separadas em permanência por uma película de lubrificante que é muito mais espessa que a altura das rugosidades).

A existência de um filme completo pode ser assegurada pelo movimento dos sólidos quando este força o lubrificante a introduzir-se no contacto. Neste caso classifica-se o regime como hidrodinâmico (HD) (ou elastohidrodinâmico (EHD) quando a pressão de contacto é suficientemente elevada para que as superfícies metálicas se deformem elasticamente na zona de contacto). Quando o lubrificante é forçado a introduzir-se entre as superfícies através de um sistema pressurizado, o regime classifica-se como hidrostático (usa-se frequentemente em máquinas que contêm componentes deslizantes, como as mesas de máquinas-ferramenta, por exemplo, mas também é muito comum como auxiliar nas fases de arranque e paragem de grandes componentes que normalmente funcionam em regime HD ou EHD).

A maioria dos contactos lubrificados com óleo em que se transferem cargas elevadas dá-se segundo o regime EHD. São exemplos comuns os rolamentos e as engrenagens de transmissão de potência, casos em que é o movimento das superfícies arrasta o óleo o introduz entre as superfícies em contacto.

A Figura C15 mostra a distribuição de pressão e da velocidade de um óleo lubrificante no interior de um contacto EHD.

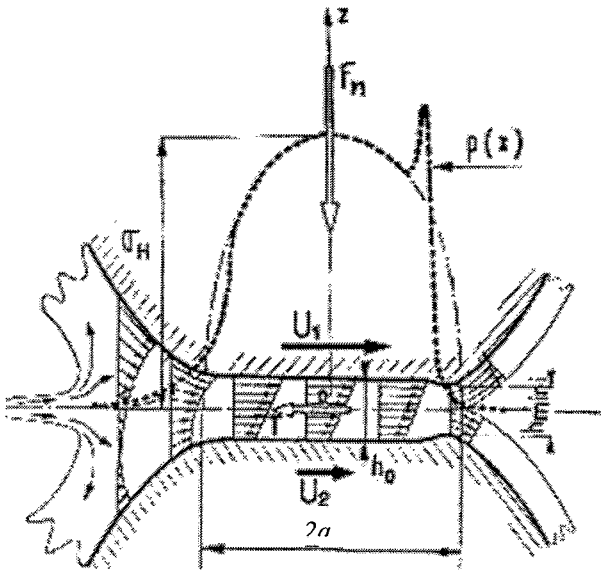


Figura C15 - Distribuição da pressão e da velocidade do fluido lubrificante no interior de um contacto linear elastohidrodinâmico [122].

É na zona do lado esquerdo da Figura C15 (o "convergente") que o óleo é arrastado para o interior do contacto. À saída do contacto (no "divergente") pode observar-se uma

deformação característica das superfícies, causando um pequeno estrangulamento. É aí que a espessura do filme de óleo é mínima e onde, por vezes, se atingem os valores mais elevados da pressão no contacto.

C3.2 Espessura do filme lubrificante

A espessura do filme lubrificante é caracterizada em dois locais do contacto EHD, nomeadamente no centro do contacto (h_0) e no divergente (h_m).

O cálculo da espessura do filme num contacto elíptico EHD pode ser feito recorrendo às expressões de Hamrock e Dowson [129], as quais foram desenvolvidas supondo que a temperatura do lubrificante é constante ao longo do contacto Hertziano e que ocorre um regime de filme completo. Designa-se por T_0 essa temperatura, que é tida como referência para o processo de cálculo. Para concretizar este cálculo é necessário conhecer a viscosidade dinâmica do lubrificante à pressão atmosférica e à temperatura de referência (η_0), o seu coeficiente de piezoviscosidade (α), os raios equivalentes das superfícies nas duas direcções OX e OY (R_x, equação (C25) e R_y, que se calcula de forma semelhante), e o módulo de Young equivalente (E^*, equação (C17)), para além das velocidades lineares das superfícies em contacto (U_1 e U_2) e da força normal aplicada (F_n). Determinam-se três parâmetros auxiliares (U, G, W) e um factor geométrico (C_0) através das expressões (C40) a (C43).

Parâmetro velocidade: $$U = \frac{\eta_0 (U_1 + U_2)}{2 R_x E^*} \quad \text{(C40)}$$

Parâmetro Material: $$G = 2 \cdot \alpha \cdot E^* \quad \text{(C41)}$$

Parâmetro Carga: $$W = \frac{2 F_n}{R_x^2 E^*} \quad \text{(C42)}$$

$$C_0 = 1 - 0.61 \cdot EXP\left[-0.752 \left(\frac{R_y}{R_x} \right)^{0.64} \right] \quad \text{(C43)}$$

O valor da espessura do filme lubrificante no centro de um contacto elíptico (h_0) é dado pela equação (C44).

$$h_0 = 1.345 \cdot R_x \cdot C_0 \cdot U^{0.670} \cdot G^{0.530} \cdot W^{-0.067} \tag{C44}$$

O valor da espessura mínima do filme lubrificante no divergente (h_m) pode ser calculado através do factor geométrico C_m (equação (C45)) e é dado pela expressão (C46).

$$C_m = 1 - EXP\left[-0.7\left(\frac{R_y}{R_x}\right)^{0.64}\right] \tag{C45}$$

$$h_m = 1.815 \cdot R_x \cdot C_m \cdot U^{-0.68} \cdot G^{0.49} \cdot W^{-0.073} \tag{C46}$$

Para se calcular a espessura do filme lubrificante em contactos lineares pode usar-se um processo semelhante ao anterior, baseado num modelo proposto por Dowson e Higgison [129]. Considera-se que a direcção do rolamento é OX e calcula-se um parâmetro de carga adequado à geometria do contacto (W), em que l representa o comprimento do contacto, conforme a equação (C47).

$$\text{Parâmetro Carga:} \quad W = \frac{2F_n}{R_x \cdot L \cdot E^*} \tag{C47}$$

O valor da espessura do filme lubrificante no centro de um contacto linear resulta da expressão (C48).

$$h_0 = 0.975 \cdot R_x \cdot U^{0.727} \cdot G^{0.727} \cdot W^{-0.091} \tag{C48}$$

A expressão (C49) permite calcular o valor da espessura mínima do filme lubrificante no divergente de um contacto linear.

$$h_m = 1.325 \cdot R_x \cdot U^{0.7} \cdot G^{0.54} \cdot W^{-0.13} \tag{C49}$$

C3.3 Correcção térmica da espessura do filme lubrificante

O valor da espessura do filme lubrificante num contacto EHD depende, para além de outros factores, da viscosidade do lubrificante, a qual, por sua vez, é função da temperatura. Para se poder determinar a espessura do filme lubrificante de forma realista é necessário considerar todos os fenómenos que provocam variações de temperatura no contacto e afectar o cálculo teórico com os correspondentes factores, de forma a corrigir termicamente o valor da espessura do filme. Essa correcção pode ser feita de várias formas a partir de propostas de diferentes autores (Cheng, Greenwood, Dyson e outros). Gohar [130] apresenta um modelo que contabiliza a influência do escorregamento. Para a sua solução é necessário conhecer o coeficiente de termoviscosidade (β) e o calor específico do lubrificante (c), que permitem calcular o parâmetro térmico de Dowson (L_D) e o factor de correcção térmica (Φ_T) através das expressões (C50) e (C51).

$$L_D = \frac{\eta \cdot \beta \cdot (U_1 + U_2)^2}{c} \tag{C50}$$

$$\Phi_T = \frac{1}{1 + 0.1\left[1 + 14.8\left[L_D^{0.64}\left|\frac{U_1 - U_2}{U_1 + U_2}\right|^{0.83}\right]\right]} \tag{C51}$$

A espessura do filme corrigida termicamente é dada pela expressão (C52).

$$h_{0T} = \Phi_T h_0 \tag{C52}$$

C3.4 Espessura específica do filme lubrificante

A relação entre a espessura do filme lubrificante e a rugosidade das superfícies é determinante para o desempenho do contacto, sendo intuitivo que enquanto a espessura do filme não for bastante maior que a altura das rugosidades (relativamente ao perfil médio das superfícies) então não será possível evitar o contacto entre as superfícies metálicas, e não podem ocorrer nem regimes hidrodinâmicos nem regimes EHD. Nessa situação diz-se que a

lubrificação não ocorre em regime de filme completo, já que este é interrompido nos locais onde as rugosidades dos diferentes corpos se tocam.

Para caracterizar esta relação usa-se o parâmetro "espessura específica do filme lubrificante" (Λ) que é definido como sendo o quociente entre a espessura do filme lubrificante no centro do contacto (h_0) e a rugosidade equivalente das superfícies (R_q, calculada a partir dos valores R_i que representam a rugosidade RMS de cada superfície), conforme a expressão (C53).

$$\Lambda = \frac{h_0}{\sqrt{R_1^2 + R_2^2}} \tag{C53}$$

É vulgarmente aceite que a lubrificação em regime de filme completo deve ocorrer com uma espessura específica do filme lubrificante (Λ) igual ou superior a 3, situação que minimiza o coeficiente de atrito e garante que, em situações normais, não ocorre contacto directo entre as superfícies dos sólidos.

C3.5 Coeficiente de atrito

O coeficiente de atrito (μ) pode ser estimado através de diversos modelos, sendo usual o recurso às expressões propostas pela ISO ou por Kelley, tendo sido esta última adoptada em diversos cálculos efectuados no âmbito deste trabalho.

A equação (C54) mostra a expressão proposta por Kelley para o cálculo do coeficiente de atrito para situações em que existe escorregamento, em que (η) é a viscosidade dinâmica à temperatura de entrada do lubrificante. No caso de um contacto elíptico, o comprimento do contacto (l) deve ser substituido pela dimensão da elipse de contacto que é perpendicular à direcção do rolamento ($2b$).

$$\mu_{(Kelley,linear)} = 0.0127 \cdot \log\left(\frac{0.02966 \cdot F_n}{\eta \cdot l \cdot |U_1 - U_2| \cdot (U_1 + U_2)^2}\right) \tag{C54}$$

C3.6 Temperatura flash

Durante os instantes do contacto entre os dentes das engrenagens verifica-se um aquecimento local que tem origem na dissipação térmica resultante do cisalhamento do lubrificante e, em casos em que não há lubrificação completa, no atrito resultante do contacto entre as superfícies metálicas, que é um dos principais mecanismos que fazem aumentar a temperatura. Nestes casos, a deformação das rugosidades em contacto faz aquecer rapidamente as superfícies, podendo levar à ocorrência de fenómenos de adesão local, o que aumenta fortemente o coeficiente de atrito e aquece ainda mais a zona do contacto. Em casos extremos esta situação pode levar à gripagem das superfícies.

No caso de um contacto EHD, o aumento da temperatura local no interior do contacto caracteriza-se pelo parâmetro "temperatura flash" (T_f). Para a sua determinação é necessário conhecer algumas propriedades dos sólidos, nomeadamente o calor específico (c), a condutibilidade térmica (k_t) e a densidade (ρ, massa volúmica). Com estes dados calcula-se, para cada superfície, um parâmetro térmico (t) segundo a equação (C55).

$$t = \sqrt{c \cdot k_t \cdot \rho} \tag{C55}$$

Uma vez calculados os parâmetros térmicos das superfícies (t_1, t_2) e o coeficiente de atrito (μ) pode ser estimado o valor da temperatura flash (T_f) através da equação (C56) (para contactos elípticos, usar ($2b$) em vez de (l)).

$$T_f = 0.910 \cdot \frac{\mu \cdot |U_1 - U_2|}{t_1\sqrt{U_1} + t_2\sqrt{U_2}} \left(\frac{F_n}{l}\right)^{0.75} \left(\frac{E^*}{R_x}\right)^{0.25} \tag{C56}$$

C3.7 Taxa de escorregamento

O escorregamento é um dos principais factores para o desgaste das superfícies, promovendo o seu rápido "anaciamento" durante a fase de rodagem. Provoca a deformação das rugosidades superficiais no sentido do movimento, mecanismo que gera calor e que pode mesmo conduzir à gripagem. Para além disso, o escorregamento introduz tensões de corte nas superfícies e sub-superfícies, contribuindo para aumentar a severidade do contacto.

A "taxa de escorregamento" é um parâmetro que relaciona as velocidades tangenciais de duas superfícies em contacto (U_1 e U_2). A taxa de escorregamento (SR) ("sliding rate") é o quociente entre a velocidade de escorregamento, $Ve = |U_1 - U_2|$, e a velocidade de rolamento, $Vr = (U_1 + U_2)$, de acordo com a expressão (C57), que assume valores entre 0 e 1 (ou 100%).

$$SR = \frac{|U_1 - U_2|}{U_1 + U_2} \tag{C57}$$

Também é frequente o uso da razão entre escorregamento e rolamento (SRR) ("slide-to-roll ratio") para caracterizar o escorregamento. Esta razão representa o quociente entre a velocidade de escorregamento e a velocidade média das superfícies, de acordo com a expressão (C58), e varia entre 0 e 2 (ou 200%).

$$SRR = \frac{|U_1 - U_2|}{(U_1 + U_2)/2} \tag{C58}$$

Quando um contacto funciona em regime EHD (assumindo, portanto, que existe um filme de óleo permanente e completo) e existe escorregamento, este provoca o corte do lubrificante, fazendo deslizar entre si várias camadas do fluido fortemente comprimido. Este "patinar" das superfícies sobre a película lubrificante tende a fazer baixar ligeiramente o coeficiente de atrito global no contacto conforme a taxa de escorregamento aumenta até se atingir o escorregamento puro ($SR = 100$ %).

C3.8 Propriedades dos lubrificantes

Os lubrificantes industriais apresentam-se bem documentados ao nível da sua aplicabilidade, mas pouca informação é disponibilizada quando se pretendem conhecer a composição química e os mecanismos de actuação dos aditivos usados em óleos para aplicações distintas (as empresas não têm obrigação de publicar esses dados ...).

Os lubrificantes são caracterizados pela sua "viscosidade dinâmica" (η_0) e pela sua "viscosidade cinemática" (ν_0), convencionalmente medidas a 40°C e a 100°C. A densidade do óleo relaciona estes dois parâmetros ($\rho = \eta_0 / \nu_0$).

A variação da viscosidade do lubrificante com a temperatura é dada pelo seu índice de viscosidade (*IV*). Por convenção, os óleos de alto *IV* são os que menos variam de viscosidade com a temperatura.

Estes parâmetros são importantes para a selecção dos óleos lubrificantes, já que é fundamental garantir a espessura do filme lubrificante pretendida nas condições de funcionamento dos contactos. Máquinas sujeitas a grandes gradientes térmicos exigem óleos com elevado índice de viscosidade, capazes de suportar a gama de temperaturas de funcionamento mantendo uma viscosidade aceitável. Quando operam em climas muito frios, as baixas temperaturas no arranque destas máquinas podem condicionar de tal modo a fluidez do óleo que se torna impossível a sua bombagem através dos circuitos.

Outras propriedades usualmente referidas para os óleos lubrificantes são a sua capacidade de resistir à oxidação (envelhecimento), às temperaturas muito elevadas (ponto de inflamação), emulsibilidade, e outras, mais ou menos importantes conforme as aplicações a que se destinam.

C3.9 Lubrificação de engrenagens

A lubrificação de engrenagens tem características próprias dadas as condições de contacto que ocorrem nestes componentes de transmissão de potência.

Durante o período de engrenamento entre dois dentes, que pode ser de milésimos de segundo, ocorre um aumento extraordinário da pressão e da temperatura no interior do contacto.

O aumento da temperatura provoca a diminuição da viscosidade do óleo, o que tem como consequência o aumento da sua fluidez e, portanto, a diminuição da espessura do filme lubrificante. Assiste-se a um abaixamento do atrito nos contactos em regime de lubrificação completa mas pode reduzir-se bastante a espessura específica de filme, ou seja, a severidade do contacto pode aumentar gravemente com a temperatura. Se se proporcionar a ocorrência de contactos pontuais entre os metais das duas superfícies, então o coeficiente de atrito tende a aumentar rapidamente e, portanto, a temperatura também aumenta. Esta situação pode

conduzir a fenómenos de adesão entre os dentes da engrenagem, causando desgaste acelerado e, eventualmente, a gripagem.

No contacto entre dentes de engrenagens ocorre sempre escorregamento no início e no fim do engrenamento de cada dente, o que faz com que estes componentes sejam de difícil lubrificação. Em termos de desgaste, são a pressão superficial e a taxa de escorregamento os factores mais relevantes. Quando a lubrificação é eficaz, o modo de avaria é quase sempre o desgaste por fadiga, consequência das elevadas tensões instaladas nas sub-superfícies. A capacidade de carga e de transmissão de binário é limitada quer ao nível da pressão superficial quer ao nível da capacidade de resistência à flexão na base dos dentes das engrenagens, apesar deste último modo de avaria não poder ser evitado pela lubrificação.

C3.10 Lubrificantes para engrenagens

Na generalidade dos casos em que se lubrificam engrenagens o óleo não é queimado, pelo que não é necessário o uso de aditivos como os que se usam na lubrificação de motores de combustão. A escolha do óleo recai usualmente numa variedade parafínica, tirando partido das características deste grupo de produtos, apesar de ser possível encontrar uma grande gama de lubrificantes com origens distintas que são adequados à lubrificação de engrenagens. Muitos desses produtos são sintéticos ou semi-sintéticos, e as diferenças entre o desempenho de cada um são fortemente dependentes do conjunto de aditivos que contêm.

Para a lubrificação de engrenagens que operam em regime EHD são usualmente empregues óleos minerais, sintéticos ou semi-sintéticos, com elevada percentagem de aditivos. Quase todos os óleos para engrenagens industriais contêm aditivos EP ("extreme-pressure") e AW ("anti-wear"). Estes produtos, quando submetidos a elevada pressão e temperatura, reagem com as superfícies metálicas, formando óxidos e outros produtos mistos com os metais cuja finalidade é servirem de barreira entre as superfícies, evitando fenómenos de adesão e de gripagem. São aditivos imprescindíveis em engrenagens hipóides (engrenagens cónicas em que os eixos perpendiculares das rodas não se interceptam), já que aí as pressões de contacto e os regimes cinemáticos impõem quase sempre lubrificação limite.

O sistema de lubrificação e o tipo de lubrificante podem diferir quando as engrenagens são utilizadas em aplicações específicas. Muitas engrenagens de comando não transferem

cargas elevadas e, portanto, não exigem lubrificantes especialmente aditivados. Outras, que trabalham com baixas velocidades ou em sistemas abertos, são frequentemente lubrificadas com massa. As regras para a escolha dos sistemas de lubrificação e dos lubrificantes a utilizar são as mesmas para as engrenagens e para qualquer outro contacto. Estes componentes impõem, no entanto, condições de funcionamento que podem ser particularmente severas, pelo que se devem definir bem as solicitações antes de fazer essas escolhas.

C4 CONCLUSÕES

A qualidade dos meios de produção é determinante para que se cumpram tolerâncias geométricas e dimensionais rigorosas, que são essenciais para o bom funcionamento de componentes de geometria complexa, como os rolamentos e as engrenagens. O dentado de uma engrenagem deve ser fabricado com elevada qualidade geométrica e deve estar isento de ondulações superficiais ou erros de forma oriundos do processo de maquinagem. O bom acabamento superficial e a baixa rugosidade são importantes, já que diminuem a concentração local de tensão ao nível das rugosidades, favorecendo a resistência à fadiga de contacto.

O contacto entre sólidos pode ser modelizado de forma relativamente simples recorrendo à teoria de Hertz. Para se estudarem contactos lubrificados, nomeadamente aqueles em que ocorrem regimes EHD, é necessário considerar a interacção entre as superfícies e o lubrificante, e ter em conta a sua reologia no interior dos contactos. Apesar do estudo dos contactos lubrificados ter vindo a ser desenvolvido nos anos mais recentes, a tribologia recorre ainda a modelos empíricos ou semi-empíricos para determinar alguns parâmetros importantes na caracterização dos contactos, como sejam a espessura de filme corrigida termicamente e o atrito, entre outros.

O contacto entre dentes de engrenagens pode ser caracterizado através dos modelos apresentados, tendo particular interesse, para o trabalho efectuado, aqueles que respeitam o contacto entre dentes de engrenagens FZG-C.

ANEXO D

ENQUADRAMENTO DO TRABALHO NAS ACTIVIDADES DO CETRIB

Sumário:

Neste anexo o presente trabalho é enquadrado no contexto das actividades de I&D do CETRIB, Unidade de Tribologia do DEMEGI, FEUP.

D1 INTRODUÇÃO

Desde há cerca de 15 anos que o CETRIB - Unidade de Tribologia do DEMEGI - INEGI, FEUP – desenvolve actividades de investigação no domínio da tribologia, nomeadamente no estudo de materiais, transmissões, engrenagens e lubrificantes.

No intuito de enquadrar o presente trabalho na actividade do CETRIB, citam-se projectos de I&D, teses de Mestrado e de Doutoramento e artigos em revistas científicas e em conferências internacionais produzidos nesta área.

D2 TESES DE DOUTORAMENTO

Tema :	Gripagem de engrenagens.
Doutorando :	Engº Manuel Jorge Dores de Castro
Instituição :	Departamento de Engenharia Mecânica, Instituto Superior de Engenharia do Porto, Instituto Politécnico do Porto.
Período :	Desde Junho de 1997.

Tema :	Modelização numérica da fadiga dos flancos dos dentes de engrenagens.
Doutorando :	Engª Sandra Maria Matias Gonçalves
Instituição :	PRAXIS XXI, Bolsa de Doutoramento.
Período :	Desde Março de 1998.

D3 TESES DE MESTRADO

Tema :	Análise e previsão da capacidade de carga à gripagem de engrenagens cilindricas do tipo FZG - A.
Mestrando :	Engº Manuel Jorge Dores de Castro
Instituição :	INEGI, Bolsa de Investigação.
Período :	Setembro de 1993 a Março de 1996.

Tema :	Resistência ao desgaste e à gripagem de engrenagens em ferro fundido nodular austemperado (ADI).
Mestrando :	Engº Luís Leite Magalhães
Instituição :	INEGI, Bolsa de Investigação.
Período :	Setembro de 1994 a Julho de 1995.

Tema :	Influência da espessura do filme lubrificante sobre os critérios energéticos de gripagem de engrenagens.
Mestrando :	Engª Sandra Maria Matias Gonçalves
Instituição :	PRAXIS XXI, Bolsa de Mestrado
Período :	Outubro de 1996 a Dezembro de 1997.
Tema :	Influência dos tratamentos térmicos específicos de um ADI sobre o seu comportamento à fadiga de contacto
Mestrando :	Engª António Paulo Cerqueira Duarte
Instituição :	FCT - PRAXIS XXI, Bolsa de Mestrado
Período :	Outubro de 1999 a Dezembro de 2000.
Tema :	Comportamento tribológico de revestimentos auto-lubrificantes para engrenagens.
Mestrando :	Engº Rui Inácio Amaro
Instituição :	INEGI, Bolsa de Investigação.
Período :	Setembro de 1999 a Novembro de 2001.
Tema :	Simulação e validação experimental do comportamento energético de uma caixa transfer para veículos de tracção integral
Mestrando :	Engº Ramiro Martins
Instituição :	INEGI, Bolsa de Investigação.
Período :	Desde Setembro de 1999.

D4 PROJECTOS DE INVESTIGAÇÃO

Designação do Projecto :	Projecto assistido por computador de caixas de velocidade de máquinas ferramentas e respectivas engrenagens.
Entidade financiadora :	INIC.
Instituições :	Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (DEMec-FEUP).
Período :	Janeiro a Dezembro de 1990.
Designação do Projecto :	Lubrificação termoelastohidrodinâmica rugosa - Previsão de avarias de fadiga e gripagem em engrenagens.
Entidade financiadora :	JNICT, PBIC/C/TPR/1340/92.
Instituições :	INEGI.
Período :	Dezembro de 1992 a Novembro de 1995.
Designação do Projecto :	Análise Dinâmica de Transmissões Mecânicas Complexas.
Entidade financiadora :	JNICT, STRIDE - Medida D - TPR/0125.
Instituições :	A. BRITO, Indústria Portuguesa de Engrenagens, Lda e INEGI.
Período :	Abril de 1993 a Dezembro de 1995.

Designação do Projecto :	Tratamentos térmicos específicos de um ADI visando a melhoria do desempenho de engrenagens.
Entidade financiadora :	PRAXIS XXI, 3/3.1/CEG/2666/95.
Instituições :	INEGI, FEUP (DEMET) e CEMUP.
Período :	Outubro de 1997 a Setembro de 2000.

Designação do Projecto :	Simulation pratique et théorique du comportement mécanique de dents d'engrenages et la caractérisation et suivi des conditions d'apparition de fatigue de surface.
Entidade financiadora :	RENAULT, Direction de la Recherche, Paris, França. (Contrato RVBV 10)
Instituições :	RENAULT e INEGI.
Período :	Setembro de 1998 a Dezembro de 1999.

Designação do Projecto :	Reduction of the fluid lubricant use in heavily loaded motion transmission systems through the application of self-lubricant coatings.
Entidade financiadora :	Comunidade Europeia, CRAFT Projecto nº BE-S2-5389, Contrato BRST-CT97-5363.
Instituições :	Shuton (SP), Teer Coating (UK), A. Brito (P), Ralpe (SP), Tekniker (SP), INEGI (P).
Período :	Outubro de 1998 a Setembro de 2000.

Designação do Projecto :	FARIA - Desenvolvimento de protótipos de engrenagens e juntas homocinéticas para a industria automóvel em ADI.
Entidade financiadora :	PRAXIS XXI, Agência de Inovação, refª P054 - P31B – 05/97 FARIA.
Instituições :	A. Brito, Ferespe, FEUP (DEMET) e INEGI.
Período :	Março de 1999 a Junho de 2001.

Designação do Projecto :	GEARSCUFF - Gear Scuffing – New Experimental and Numerical Models.
Entidade financiadora :	PRAXIS XXI, PCTI/1999/EME/35957.
Instituições :	INEGI (P).
Período :	Janeiro de 2001 a Dezembro de 2003.

Designação do Projecto :	EREBIO – Emission reduction from engines and transmissions substituting harmful additives in biolubricants by triboreactive materials
Entidade financiadora :	European Union, GROWTH Programme, Proposal GRD2-2001-50119, Contrato em negociação.
Instituições :	TEKNIKER (E), FUCHS (D), BAM (D), FALEX (B), RENAULT (F), BRITO (P), CRSA (F), TARABUSI (E), FERESPE (P), IAV (D), GUASCOR (E) e INEGI (P).
Período :	Junho de 2002 a Maio de 2005.

D5 PUBLICAÇÕES EM REVISTAS INTERNACIONAIS COM "PEER REVIEW"

Autor: J. Castro e J. Seabra.

Título: Scuffing and lubricant film breakdown in FZG gears - Part I. Analytical and experimental approach.

Publicação: WEAR, vol. 215, 1998, 104-113.

Autor: J. Castro e J. Seabra.

Título: Scuffing and lubricant film breakdown in FZG gears - Part II. New PV scuffing criteria, lubricant and temperature dependent.

Publicação: WEAR, vol. 215, 1998, 114-122.

Autor: L. Magalhães e J. Seabra.

Título: Wear and scuffing of austempered ductile iron (ADI) gears.

Publicação: WEAR, vol. 215, 1998, 237-246.

Autor: L. Magalhães, J. Seabra e C. Sá.

Título: Experimental observations of contact fatigue crack mechanisms of austempered ductile iron (ADI) discs.

Publicação: WEAR, vol. 246, 2000, 134-148.

Autor: A. Duarte, J. Seabra, H. Santos

Título: ADI behaviour under twin-disc contact fatigue tests

Publicação: Key Engineering Materials, Vol. 230-232, pp. 218-221, 2002.

Autor: H. Santos, P. Duarte e J. Seabra

Título: Austempered ductile iron with tempered martensite

Publicação: International Journal for Cast Metals Research, 15, 2002.

D6 PUBLICAÇÕES EM CONFERÊNCIAS INTERNACIONAIS COM "PEER REVIEW"

Autor: J. Castro, J. Seabra e J. Almacinha.

Título: Experimental evaluation of the tooth load distribution in a spur gear and rack pair.

Publicação: Proceedings of the "10th International Conference on Experimental Mechanics - Recent Advances in Experimental Mechanics", Lisboa, P, 18 a 22 de Julho de 1994, Vol. 1, 125 - 130.

Autor: M.-L. Dumont, A. Campos, J. Seabra, D. Nelias e L. Flamand.

Título: Observation et analyse des avaries superficielles de fatigue dans les contacts élastohydrodynamiques pour des aciers M50 e 100Cr6.

Publicação: Actes du 12ème Congrès Français de Mécanique, Strasbourg, France, 4 a 8 de Setembro de 1995, Volume 1, 241 - 244.

Autor:	J. Castro e J. Seabra.
Título:	Scuffing of FZG gears lubricated with base oils.
Publicação:	Proceedings of the 10th International Colloquium Tribology: "Tribology: Solving Friction and Wear Problems", Technische Akademie Esslingen, Ostfildern, Germany, 9 a 11 de Janeiro de 1996, Volume 3, 2047 - 2061.

Autor:	J. Castro e J. Seabra.
Título:	New PV scuffing criteria considering lubricant film breakdown for FZG gears.
Publicação:	Proceedings of the 11th International Colloquium Tribology: "Industrial and Automotive Lubrication", Technische Akademie Esslingen, Ostfildern, Germany, 13 a 15 de Janeiro de 1998, Volume 1, 409 - 418.

Autor:	J. Castro, S. Gonçalves e J. Seabra.
Título:	Influence of lubricant properties and temperature on the scuffing failure of FZG gears.
Publicação:	Proceedings of the 25th "Leeds-Lyon Symposium" on Tribology, Lyon, França, 8 a 11 de Setembro de 1998.

Autor:	A. Duarte, H. Santos e J. Seabra.
Título:	Influence of specific austempering heat treatment on the contact fatigue behaviour of a CuMn ADI.
Publicação:	JUNIOR-EUROMAT, Deutsche Gesellschaft fur Materialkunde E.V., Lausanne, Switzerland, 28 de Agosto a 1 de Setembro de 2000.

Autor:	L. Magalhães, J. Seabra e C. Sá.
Título:	Contact fatigue behaviour of artificially indented ADI discs.
Publicação:	Proceedings of the 27th "Leeds-Lyon Symposium" on Tribology, Lyon, França, 5 a 8 de Setembro de 2000, 469-482.

Autor:	A. Campos, J. Castro , A. Sottomayor e J. Seabra.
Título:	Prediction of the friction coefficient between gear teeth using a mixed film lubrication model.
Publicação:	Proceedings of the 29th "Leeds-Lyon Symposium" on Tribology, Leeds, UK, 3 a 6 de Setembro de 2002.

Autor:	J. Castro e J. Seabra.
Título:	Experimental and analytical scuffing criteria for FZG gears
Publicação:	Proceedings of the 30th "Leeds-Lyon Symposium" on Tribology, Leeds, UK, 2 a 5 de Setembro de 2003.

BIBLIOTECA F.E. PORTO

FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO
BIBLIOTECA
0000079644