

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

MOU
620.192.152
56862
TES/MEM

**EFEITO DA PRESSÃO DE COMPACTAÇÃO E TAMANHO DO PÓ DE
FERRO NA ABRASÃO DO FERRO SINTERIZADO OXIDADO A VAPOR**

Dissertação apresentada

à Universidade Federal de Uberlândia por:

WASHINGTON MARTINS DA SILVA JÚNIOR

Como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica

Banca Examinadora:

Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello – Orientador (UFU)
Prof. Dr. Denio Katsuki Tanaka (EPUSP)
Prof. Dr. Cherlio Scandian (UFES)
Engº. M.Sc. Roberto Binder (EMBRACO)

Uberlândia, 24 de Fevereiro de 2003

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
BIBLIOTECA



SISBI/UFU

212687

F0000314300

FICHA CATALOGráfICA

Elaborado pelo Sistema de Bibliotecas da UFU / Setor de Catalogação e Classificação

S586e

Silva Júnior, Washington Martins da, 1977-

Efeito da pressão de compactação e do tamanho do pó de ferro na abrasão do ferro sinterizado oxidado a vapor / Washington Martins da Silva Júnior. - Uberlândia, 2003.

100f. : il.

Orientador: José Daniel Biasoli de Mello.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Inclui bibliografia.

I. Tribologia - Teses. 2. Desgaste mecânico - Teses. 3. Ferro - Metalurgia - Teses. 4. Sinterização - Teses. 5. Desgaste abrasivo - Teses. 6. Ferro - Oxidação - Teses. 6. Engenharia mecânica - Teses. I. Mello, José Daniel Biasoli de. II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 620.178.162 (043.3)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
Av. João Naves de Ávila, 2121 - 38400-902 Fone: 0XX(34)32394149 Ramal 42
FAX: 0XX(34)32394282 - Campus Santa Mônica - Uberlândia MG



ALUNO: WASHINGTON MARTINS DA SILVA JÚNIOR

ÚMERO DE MATRÍCULA: 5002607-8

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação

PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL MESTRADO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO:

“Efeito da Pressão de Compactação e Tamanho do Pó de Ferro na Microabrasão do Ferro Sinterizado Oxidado a Vapor”.

ORIENTADOR: Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello

A Dissertação foi **APROVADA** em reunião pública, realizada no Anfiteatro do Bloco 1X, Campus Santa Mônica, em 24 de fevereiro de 2003, às horas 09:00 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

NOME		ASSINATURA
José Daniel Biasoli de Mello, Prof. Dr.	UFU	
Cherlio Scandian, Prof. Dr.	UFES	
Deniol Katsuki Tanaka, Prof. Dr.	EPUSP	
Roberto Binder, Engº M.Sc.	EMBRACO	

Uberlândia, 24 de fevereiro de 2003.

**"A Natureza é só uma superfície.
Na sua superfície ela é profunda
E tudo contém muito
Se os olhos bem olharem ."**

Ricardo Reis (Fernando Pessoa - poema 177)

Aos meus pais Washington (*in memoriam*) e Joana,
meu irmão Rafael Gustavo,
a meus avós Benvinda, Orceolo (*in memoriam*)
e Maria
a meus tios: João,
Dina, Arnor, Termiza, Orlando, Irene,
Antônio, Josefa, Silmar, e Glória,
a toda minha família e amigos,

a Juliana Gracelli

a Deus pela força e inspiração
que me anima a cada dia.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. José Daniel Biasoli de Mello pela preciosa e competente orientação no trabalho, e pelo fundamental apoio e incentivo que tanto ajudaram a elucidar momentos decisivos deste mestrado.

Aos professores do LTM: Sinésio Domingues Franco e Rafael Ariza Gonçalves, pelas inúmeras contribuições a minha formação técnica e profissional. Ao professor Alberto Arnaldo Raslan pelo interesse no desenvolvimento do raciocínio físico e filosófico. Em especial a grande amiga professora Henara Lillian Costa.

A indispensável dedicação e companheirismo da técnica Ângela Maria da Silva Andrade.

Aos estudantes de Tribologia: Flávio José da Silva, Júlio César Giubilei Milan e Antonio César Bozzi pelas diversas colaborações que vieram a enriquecer este trabalho.

A secretária Eunice pela atenção e competência.

A todos que fazem parte do meu convívio pessoal no pensionato, em especial a Dona Tereza pela dedicação no cuidado com todos.

A Empresa Brasileira de Compressores (EMBRACO - SA), pelo apoio técnico e financeiro. Em especial, ao Engenheiro Roberto Binder por agilizar a aquisição dos abrasivos utilizados neste trabalho.

Ao programa CAPES pelo apoio financeiro.

Aos estudantes e amigos presentes no LTM que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

CAPÍTULO I

1 -	INTRODUÇÃO	1
-----	------------------	---

CAPÍTULO II

2 -	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 -	<i>Metalurgia do Pó</i>	3
2.2 -	<i>Engenharia de Superfície</i>	3
2.3 -	<i>Oxidação a Vapor do Ferro Sinterizado</i>	6
2.4 -	<i>Tribologia do Ferro Sinterizado e Oxidado</i>	9
2.4.1 -	Desgaste por Deslizamento	9
2.4.2 -	Desgaste Abrasivo	18
2.5 -	<i>Microabrasão</i>	22
2.6 -	<i>Objetivos do Trabalho</i>	28

CAPÍTULO III

3 -	METODOLOGIA	30
3.1 -	<i>Materiais e Designações das Amostras</i>	30
3.1.1 -	Caracterização Microestrutural das Amostras	30
3.1.2 -	Determinação da Dureza das Amostras	34
3.2 -	<i>Caracterização das Partículas Abrasivas: Dureza, Forma e Tamanho</i>	35
3.2.1 -	Dureza do Abrasivo	35
3.2.2 -	Forma do Abrasivo	36
3.2.3 -	Tamanho do Abrasivo	36
3.3 -	<i>Ensaio de Desgaste</i>	37
3.4 -	<i>Interferometria</i>	40
3.5 -	<i>Mecanismos de Desgaste</i>	41

CAPÍTULO IV

4 -	RESULTADOS E DISCUSSÃO:	42
4.1 -	<i>Caracterização dos Abrasivos</i>	42
4.2 -	<i>Forma da Impressão de Desgaste</i>	47
4.3 -	<i>Regime Permanente</i>	50

4.4 - Análise do Desgaste Abrasivo.....	52
4.4.1 - Alumina (Al_2O_3).....	54
4.4.2 - Silica (SiO_2).....	63
4.4.3 - Hematita (Fe_2O_3).....	69
4.5 - Influência da Natureza do Abrasivo no Comportamento em Abrasão.....	76
4.5.1 - Severidade do Sistema Tribológico.....	77
CAPÍTULO V	
5 - CONCLUSÕES	84
CAPÍTULO VI	
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	86
CAPÍTULO VII	
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	87
ANEXO I	92
ANEXO II	98

LISTA DE SÍMBOLOS

- b = diâmetro da circunferência superficial da cratera de desgaste.
- CVD = deposição química a vapor (Quimical Vapour Deposition).
- h = profundidade da cratera.
- HV = dureza Vickers.
- k = coeficiente de desgaste abrasivo - unidade: $m^3.(N.m)^{-1}$.
- K = coeficiente de desgaste médio (média de 12 Kt).
- k^{-1} = resistência ao desgaste abrasivo - unidade: $(N.m).m^{-3}$.
- Kt = coeficiente de desgaste abrasivo para um tempo determinado.
- $Kt1$ = coeficiente de desgaste abrasivo da bateria de testes 1.
- $Kt2$ = coeficiente de desgaste abrasivo da bateria de testes 2.
- $Kt3$ = coeficiente de desgaste abrasivo da bateria de testes 3.
- M = média aritmética dos coeficientes de desgaste em um tempo determinado (Kt).
- MEV = microscopia eletrônica de varredura.
- MFP = caminho livre médio (Mean Free Path).
- MO = microscopia ótica
- N = força normal sobre o contato
- p = profundidade média de penetração da calota
- PC = pressão de compactação
- PVD = deposição física a vapor (Physical Vapour Deposition)
- R = raio da contra corpo esférico
- S = distância de deslizamento
- TP = tamanho do pó de ferro
- V = volume de desgaste

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Fluxograma esquemático do processo de metalurgia do pó.	4
Figura 2.2 - Classificação das técnicas de deposição de recobrimentos e modificação superficial.....	5
Figura 2.3 Modelo para o isolamento dos poros	9
Figura 2.4 Relação entre o coeficiente de atrito e a distância de deslizamento a 50 N de carga para a liga FeC (0,3 % de C em peso) tratado a vapor.....	12
Figura 2.5 - Evolução da distância de durabilidade em função dos parâmetros de processamento.....	14
Figura 2.6 - Influência dos parâmetros de processo sobre a distância de durabilidade: a- pressão de compactação; b- tamanho do pó de ferro.....	15
Figura 2.7 - Efeito da porosidade (a) e da quantidade de óxidos (b) na durabilidade da camada de óxidos.....	15
Figura 2.8 - Efeito do livre caminho médio entre os poros (MFP) na durabilidade da camada de óxidos.....	16
Figura 2.9 - Evidências do desgaste abrasivo: a- pressão de compactação 500 MPa e tamanho do pó de ferro 1; b- pressão de compactação 300 MPa e tamanho do pó de ferro 4.....	18
Figura 2.10 - Evolução do desgaste (após 60 minutos) em função do carregamento: (1)- ferro sinterizado, meio: ar; (2)- ferro sinterizado, meio: Nitrogênio; (3)- ferro sinterizado, meio: Nitrogênio com partículas de Fe_2O_3 ; (4)- ferro sinterizado, meio: Nitrogênio com partículas de Fe_3O_4 ; (5)- ferro sinterizado e oxidado a vapor (Fe_3O_4), meio: Nitrogênio.....	19
Figura 2.11 - Volume de desgaste em função do carregamento após a distância de deslizamento de 1000 cm.....	21
Figura 2.12 - Superfície desgastada de uma amostra de aço ferramenta temperado e revenido produzido por microabrasão. Abrasivo: diamante (3 μm). MEV.....	24
Figura 2.13 - Aspecto da superfície de desgaste produzida por microabrasão de uma amostra de aço ferramenta temperado e revenido. Abrasivo: SiC (4,25 μm). MEV.....	24

Figura 2.14 - Mapas dos mecanismos de desgaste para a microabrasão do aço ferramenta. Abrasivos: a- diamante (3 μ m); b- SiC (4,25 μ m); c- Al ₂ O ₃ (4,97 μ m).....	25
Figura 2.15 - Volume de desgaste após 30 m de deslizamento em função da concentração de abrasivo e carga aplicada. Microabrasão. Abrasivo: SiC, (4,25 μ m).....	26
Figura 2.16 - Variação do volume de desgaste por unidade distância com a carga normal, produzindo rolamento do abrasivo; Abrasivo: SiC (4,25 μ m).....	27
Figura 2.17 - Volume de desgaste por unidade de distância de deslizamento em função da carga normal, produzindo o deslizamento do abrasivo. Amostra: aço ferramenta; Abrasivo: SiC (4,25 μ m); distância de deslizamento constante de 32 m.	27
Figura 3.1 - Microestrutura típica para diferentes pressões de compactação e tamanhos do pó de ferro: a- A31 borda; b- A34 centro; c- A42 centro; d- A52 centro; e- A61 centro; f- A64 borda.....	33
Figura 3.2 – Esquema da medição do tamanho do abrasivo a laser.	37
Figura 3.3 - Esquema de funcionamento da microabrasão	38
Figura 3.4 - Aparelho de microabrasão. Principais componentes.	38
Figura 3.5 - a- Esquema de visualização da impressão de desgaste; b- exemplo de duas impressões: superior amostra A61- alumina; inferior A64 – sílica. MO.....	39
Figura 4.1 - Aspecto morfológico dos abrasivos: a- hematita; b- sílica; c- alumina. MEV.	42
Figura 4.2 - Histograma que mostra a distribuição granulométrica (a) e curva de porcentagem acumulada (b). hematita (Fe ₂ O ₃).....	44
Figura 4.3 – Diâmetros das partículas abrasivas a- distribuição granulométrica, b- curva de porcentagem acumulada. sílica (SiO ₂).	45
Figura 4.4 - a- histograma que representa a distribuição granulométrica e b- curva de porcentagem acumulada. alumina (Al ₂ O ₃).....	46
Figura 4.5 - Interferometria a laser de uma calota esférica gerada por microabrasão: a- imagem em 3D; b- detalhe do perfil A. Amostra: A61. Abrasivo: alumina. Tempo de teste: 360s. ..	47

- Figura 4.6 - Perfil A ampliado na região da calota esférica: a- aproximação com a equação de uma circunferência; b- perfil linearizado. Amostra: A61. Abrasivo: alumina..... 48
- Figura 4.7 - Perfil de rugosidade da calota esférica produzida com a hematita: a- calota superposta de um arco de circunferência; b- perfil linearizado. Amostra: A61. Tempo de teste: 360s. 49
- Figura 4.8 - Variação do coeficiente de desgaste e da profundidade da calota em função do tempo de teste. Abrasivo sílica. Amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64..... 52
- Figura 4.9 – Coeficiente de desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação. Abrasivo: alumina..... 54
- Figura 4.10 - Evolução do desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação: a- pressão de compactação; b- tamanho do pó de ferro. Abrasivo: alumina..... 55
- Figura 4.11 - Evolução do desgaste abrasivo com a porosidade: a- destacando a pressão de compactação e b- destacando o tamanho do pó de ferro; Abrasivo: alumina. 56
- Figura 4.12 - Comportamento do desgaste abrasivo em função da quantidade de óxidos: a- efeito da pressão de compactação; b- efeito do tamanho do pó de ferro. Abrasivo: alumina. 57
- Figura 4.13 - Influência do livre caminho médio entre os poros (MFP) sobre o desgaste abrasivo. Abrasivo: alumina. 58
- Figura 4.14 - Evolução do desgaste abrasivo em função da dureza. Abrasivo: alumina..... 58
- Figura 4.15 - Amostra A31. Superfície desgastada produzida por microabrasão: a- borda; b- centro. Abrasivo: alumina. MEV. 60
- Figura 4.16 - Desgaste abrasivo em função do tamanho do poro. Abrasivo: alumina..... 60
- Figura 4.17 - Superfícies desgastadas produzidas por microabrasão: amostras a- A31; b- A34; c- A61; d- A64. Parte central. Abrasivo: alumina. MEV..... 62
- Figura 4.18 – Coeficiente de desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação. Abrasivo: sílica (SiO_2). 63
- Figura 4.19 - Resultados do coeficiente de desgaste em função dos parâmetros de fabricação: a- pressão de compactação, b- tamanho do pó de ferro. Abrasivo: sílica (SiO_2). 64

Figura 4.20 - Desgaste abrasivo em função: a- da porosidade, b- da quantidade de óxidos. Abrasivo: sílica (SiO_2).	65
Figura 4.21 - Evolução do desgaste abrasivo em função do livre caminho médio entre os poros. Abrasivo: sílica (SiO_2).	65
Figura 4.22 - Efeito da dureza sobre o desgaste abrasivo. Abrasivo: sílica.	66
Figura 4.23 - Amostra A61. Superfície desgastada produzida por microabrasão: a- borda; b- centro; c- mecanismo de desgaste. Abrasivo: sílica. MEV.	67
Figura 4.24 - Desgaste abrasivo em função do tamanho do poro. Abrasivo: sílica (SiO_2).	67
Figura 4.25 - Parte central das marcas de desgaste produzidas por microabrasão das amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64. Abrasivo: sílica. MEV.	68
Figura 4.26 - Evolução do desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação. Abrasivo: hematita.	69
Figura 4.27 - Desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação: a- pressão de compactação; b- tamanho do pó de ferro. Abrasivo: hematita.	70
Figura 4.28 - Coeficientes de desgaste em função: a- da porosidade; b- da quantidade de óxido no volume. Abrasivo: hematita.	71
Figura 4.29 - Evolução do livre caminho médio entre os poros sobre o desgaste abrasivo. Abrasivo: hematita.	71
Figura 4.30 - Relação da dureza com o desgaste abrasivo. Abrasivo: hematita.	72
Figura 4.31 - Superfície abrasonada da amostra A64: a- borda; b- centro; c- mecanismo de desgaste. Abrasivo: hematita. MEV.	73
Figura 4.32 - Evolução do desgaste abrasivo em função do tamanho do poro. Abrasivo: hematita.	74
Figura 4.33 - Mecanismo de desgaste observado na microabrasão das amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64. Parte central. Abrasivo: hematita. MEV.	75
Figura 4.34 - Coeficientes de desgaste abrasivo. Abrasivos: hematita, sílica, alumina.	76

Figura 4.35 - Comportamento do desgaste abrasivo das amostras A31; A34; A61;A64 em função do abrasivos alumina, sílica e hematita.	77
Figura 4.36– Mecanismos de desgaste. Sistemas: a- A61 e alumina; b- A64 e sílica; c- A34 e hematita.	80
Figura 4.37 - Efeito da dureza. Abrasivos: a- alumina; b- sílica; c- hematita.....	81
Figura 4.38 – Efeito do tamanho do poro. Abrasivos: a- alumina; b- sílica; c- hematita.	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Parâmetros microestruturais	32
Tabela 3.2: Durezas do material	34
Tabela 3.3: Características dos abrasivos	35
Tabela 3.4: Dados nominais dos abrasivos	36
Tabela 4.1: Diâmetro médio dos abrasivos	43
Tabela 4.2: Resultados do coeficiente de desgaste abrasivo médio	53
Tabela 4.3: Severidade do Sistema	78

da Silva, W. M., 2003 – "Efeito da Pressão de Compactação e Tamanho do Pó de Ferro na Abrasão do Ferro Sinterizado Oxidado a Vapor.", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

Resumo

Componentes produzidos em ferro sinterizado oxidado a vapor tem sido extensivamente utilizados em situações de desgaste por deslizamento. Análises do comportamento em desgaste nesta situação tanto em campo, quanto em laboratório, mostram que nos estágios finais o mecanismo principal de desgaste é o abrasivo. Durante o desgaste, partículas de óxidos se destacam da superfície e combina-se com o ferro liberando fragmentos fortemente abrasivos. Estas partículas são os principais agentes agressores causadores da abrasão. Com o objetivo de caracterizar o comportamento em abrasão destes materiais, o presente trabalho mostra os efeitos dos parâmetros de processamento (tamanho do pó de ferro e pressão de compactação) nos coeficientes de desgaste produzidos por ensaios de microabrasão. Especial ênfase é dada ao efeito da natureza do abrasivo, sendo utilizados dois abrasivos exógenos (Al_2O_3 e SiO_2) e um endógeno (Fe_2O_3). As dezesseis amostras utilizadas neste trabalho foram produzidas a partir de pó de ferro atomizado (Ancor Steel 1000B Höganäs), peneirado em quatro diferentes faixas de tamanhos ($<65\mu\text{m}$, $65 - 90\mu\text{m}$, $90 - 125\mu\text{m}$, $>125\mu\text{m}$), compactado em quatro diferentes pressões: 300, 400, 500 e 600 MPa, sinterizados a 1120°C por 30 minutos, seguido por um tratamento contínuo com vapor a 540°C por 2 horas. Os resultados mostram que a resistência à abrasão é fortemente influenciada pelos parâmetros de fabricação. Os menores coeficientes de desgaste foram obtidos para a combinação de maiores pressões de compactação e menores tamanhos de pó de ferro. A natureza do abrasivo apresentou um forte efeito (até 10 vezes) sobre o coeficiente de desgaste. Em análise, via MEV, observou-se que as características do abrasivo determinaram o mecanismo de desgaste abrasivo predominante.

Palavras-chave:

Microabrasão, Ferro Sinterizado, Tratamento a Vapor.

da Silva, W. M, 2003 – "Effect of Compaction Pressure and Powder Grade on Abrasion of Steam Treated Sintered Iron.", M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

Abstract

Steam oxidized sintered iron-based materials have been, and continue to be used for load bearing parts in sliding contacts. Although the permanence of an oxide layer on the external surface is reported to be the main factor affecting tribological behaviour, in industrial practice as well as in laboratory tests abrasive wear is reported to play an important role in the final stage of the process. The removal of the superficial oxide layer, its fragmentation and transfer to the counter-body associated with metallic debris generation, induces the formation of hard debris particles acting as abrasives on the tribological system. In this work, abrasive wear of steam treated sintered iron is analysed by means of micro-abrasion tests. Sixteen specimens were produced from atomised iron powders (Ancor Steel 1000B Höganäs) of different sizes ($<65\mu\text{m}$, $65 - 90\mu\text{m}$, $90 - 125\mu\text{m}$, $>125\mu\text{m}$). They were compacted at four different pressures (300, 400, 500 and 600 MPa), sintered for 30 min at 1120°C and then subjected to continuous steam treatments at 540°C for 2h. The micro-abrasion tests were conducted under constant load and speed conditions while special emphasis was given to the nature of the abrasive; two exogenous (Al_2O_3 and SiO_2) and one endogenous abrasives (Fe_2O_3) were used. The results show that the abrasion resistance is strongly influenced by the processing parameters, the lowest wear coefficients were obtained by using the highest compaction pressures and the smallest powder grade. Wear coefficients were strongly influenced (up to 10 times) by the abrasive nature. Scanning electron microscopy analysis showed that the abrasive wear mechanisms were determined by the abrasive particle features.

Key words:

Micro-abrasion, Sintered iron, Steam treatment.

CAPÍTULO I

1 - Introdução

A superfície da maioria dos metais está naturalmente sujeita à oxidação. As reações entre o metal e o oxigênio produzem uma camada superficial que, em geral, possui um comportamento mecânico diferente da matriz metálica. Essa camada também pode servir de barreira que impede o contato do metal com o meio oxidante. Mesmo em situações corriqueiras, onde há o contato e o movimento relativo entre duas superfícies metálicas, não lubrificadas e ao ar, como juntas, transmissões, eixos mancais, etc., a presença de uma fina camada de óxidos altera o comportamento do atrito, e, em geral, modifica a resistência ao desgaste. O processo difusivo responsável pela formação dessa camada é fortemente influenciado pela temperatura. O atrito, presente em diversas situações tribológicas, pode gerar calor que determina a formação de óxidos na interface (Stott, 1997).

Os processos de oxidação controlada de metais são comumente utilizados com o intuito de proteger as superfícies metálicas contra corrosão e melhorar seu comportamento mecânico. Estas técnicas podem ser utilizadas para melhorar a estética do material (Razavizadeh e Davies, 1979). Entre os processos usuais, é destacada a oxidação a vapor, ou ferrooxidação, que promove uma série de melhorias nas propriedades de ligas ferrosas e do ferro sinterizado (Razavizadeh e Davies, 1979).

Na indústria de sinterizados (metalurgia do pó), a oxidação a vapor é frequentemente aplicada como operação secundária, com relativo baixo custo de produção e necessitando de pouca atenção durante a operação (Beiss, 1991). Esse processo foi inicialmente usado para promover o fechamento da rede de poros interconectada, tornando os componentes impermeáveis a líquidos e gases. O óxido formado na superfície e na porosidade interconectada é responsável pelo aumento da dureza e das propriedades mecânicas como um todo (Binder, 1996). Também, atribui-se à presença do óxido a melhora da resistência ao desgaste por deslizamento e o decréscimo do coeficiente de atrito (Beiss, 1991; Franklin e Davies, 1977; Binder, 1996). A oxidação a vapor é o tratamento superficial mais utilizado no ferro sinterizado e ligas de ferro sujeitas ao desgaste por deslizamento (de Mello et al, 2001). Estudos sobre a resistência ao desgaste por deslizamento do ferro sinterizado e ferrooxidado mostram que a degradação gradual e localizada da camada é o principal fator que controla o processo de desgaste. O comportamento do desgaste é fortemente influenciado pela microestrutura desse material. Durante a remoção da camada superficial de óxidos as

partículas duras, originadas da fragmentação da camada, causam desgaste do tipo abrasivo (de Mello e Hutchings, 2001a).

Os parâmetros de fabricação que mais influenciam na microestrutura destes materiais são a pressão de compactação e o tamanho do pó de ferro. A natureza e a constituição da camada de óxidos é afetada principalmente pela temperatura, composição da atmosfera, e tempo de oxidação (de Mello et al, 2001).

Nesta dissertação, foi realizado um estudo experimental que objetiva identificar o efeito da microestrutura no comportamento a abrasão do pó de ferro sinterizado e oxidado a vapor. Com esse intuito, foi observado o efeito da porosidade (quantidade de óxidos presentes no volume do material, livre caminho médio entre os poros e do tamanho médio dos poros) e da dureza sobre a taxa de desgaste produzida pela técnica conhecida como microabrasão. Essa análise foi estendida para três tipos diferentes de abrasivos, a saber, a alumina, a sílica, e a hematita. Este último representa a atuação dos fragmentos da própria camada no desgaste abrasivo.

No próximo Capítulo, apresenta-se a revisão bibliográfica sobre os assuntos pertinentes a essa dissertação. Neste, foram abordados temas como: metalurgia do pó, engenharia de superfícies, oxidação a vapor do ferro sinterizado, tribologia do ferro sinterizado e oxidado e a técnica de microabrasão.

No capítulo 3, "Metodologia", apresentam-se os materiais analisados, a metodologia dos ensaios e os equipamentos utilizados no trabalho.

No capítulo 4, são apresentados e discutidos todos os resultados das análises da caracterização dos abrasivos, do comportamento e mecanismos de desgaste.

No capítulo 5, são apresentadas as principais conclusões deste trabalho.

No capítulo 6, são apresentadas sugestões para trabalhos futuros.

As referências citadas e consultadas durante todo o desenvolvimento do trabalho são apresentadas no Capítulo 7.

E, finalmente, apresentam-se dois anexos.

CAPÍTULO II

2 - Revisão Bibliográfica

2.1 - Metalurgia do Pó

O processo de fabricação denominado metalurgia do pó é um ramo da metalurgia que pode ser definida como a ciência e a tecnologia de produzir pós metálicos e utilizá-los para construir materiais massivos e conformados. (Metals Handbook ASM Vol7: Powder Metallurgy Technologies and Applications, 1998)

Este processo consiste, basicamente, de três etapas como mostrados na Figura 2.1: a mistura dos componentes ou pós que formarão o material, a compactação (conformação) da mistura na forma desejada e a operação de sinterização. Nos casos mais comuns, assim que as peças ou componentes saem do forno de sinterização já estão prontos para serem utilizados. Alguns casos requerem um processo de acabamento posterior (Young e Shane, 1985).

Nos casos de peças submetidas a movimento relativo é comum realizar operações secundárias à sinterização que visam a melhora do comportamento tribológico do sistema. Estas operações, em geral, modificam as características superficiais da peça, algumas destas operações serão descritas no próximo tópico.

2.2 - Engenharia de Superfície

A engenharia de superfície é uma área da engenharia atual especializada em técnicas que possibilitam modificar o comportamento do material em pequenas profundidades, ou seja, em sua superfície, sendo uma alternativa para melhorar o comportamento de peças que trabalham em condições de desgaste. De maneira geral pode-se dizer que a engenharia de superfície busca a produção de materiais onde substrato e recobrimento (e/ou modificação de superfícies) proporcionem desempenho superior ao que poderia ser obtido por quaisquer destas partes individualmente. O desenvolvimento das tecnologias de recobrimentos e modificação de superfícies leva a pesquisas que visam otimizar o composto que será formado (Rickerby e Matthews, 1991).

Em aplicações tribológicas, há dois objetivos comuns no uso da engenharia de superfícies: o aumento da resistência ao desgaste e a modificação do comportamento em atrito. Ambos podem ser alcançados simultaneamente através da engenharia de superfície.

Estas mudanças do comportamento mecânico superficial são ocasionadas pela alteração das características estruturais ou da composição das superfícies das peças e componentes de engenharia (Hutchings, 1992).

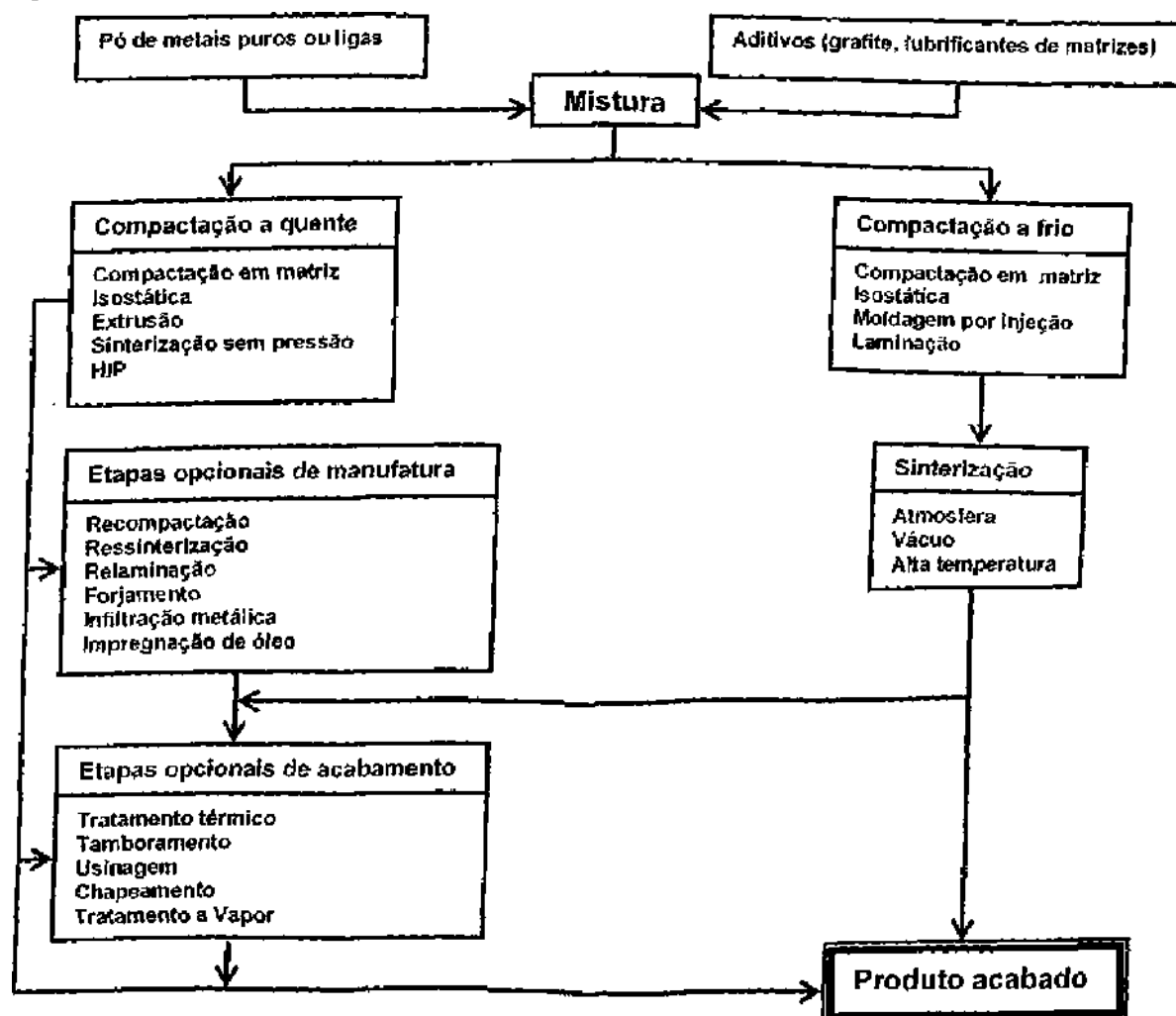


Figura 2.1- Fluxograma esquemático do processo de metalurgia do pó (Tumbler e Oberacker, 1993).

A Figura 2.2, apresentada originalmente por Bhushan (Bhushan e Gupta, 1991) e completada por Bozzi (Bozzi, 2002), mostra uma classificação das principais tecnologias da engenharia de superfície. Observa-se que a principal distinção, dentre as tecnologias que se aplicam em engenharia de superfície, está em relacionar 'recobrimentos' e 'modificações superficiais'. Refere-se como recobrimentos ou deposições quando materiais completamente diferentes são acrescentados à superfície dos substratos, enquanto que processos que envolvem alterações na estrutura ou na composição química da superfície do substrato, ou ambos, são chamados modificações superficiais.

As tecnologias de engenharia de superfície também podem ser classificadas como tecnologias de primeira geração ou de segunda geração (Bell, 1997).

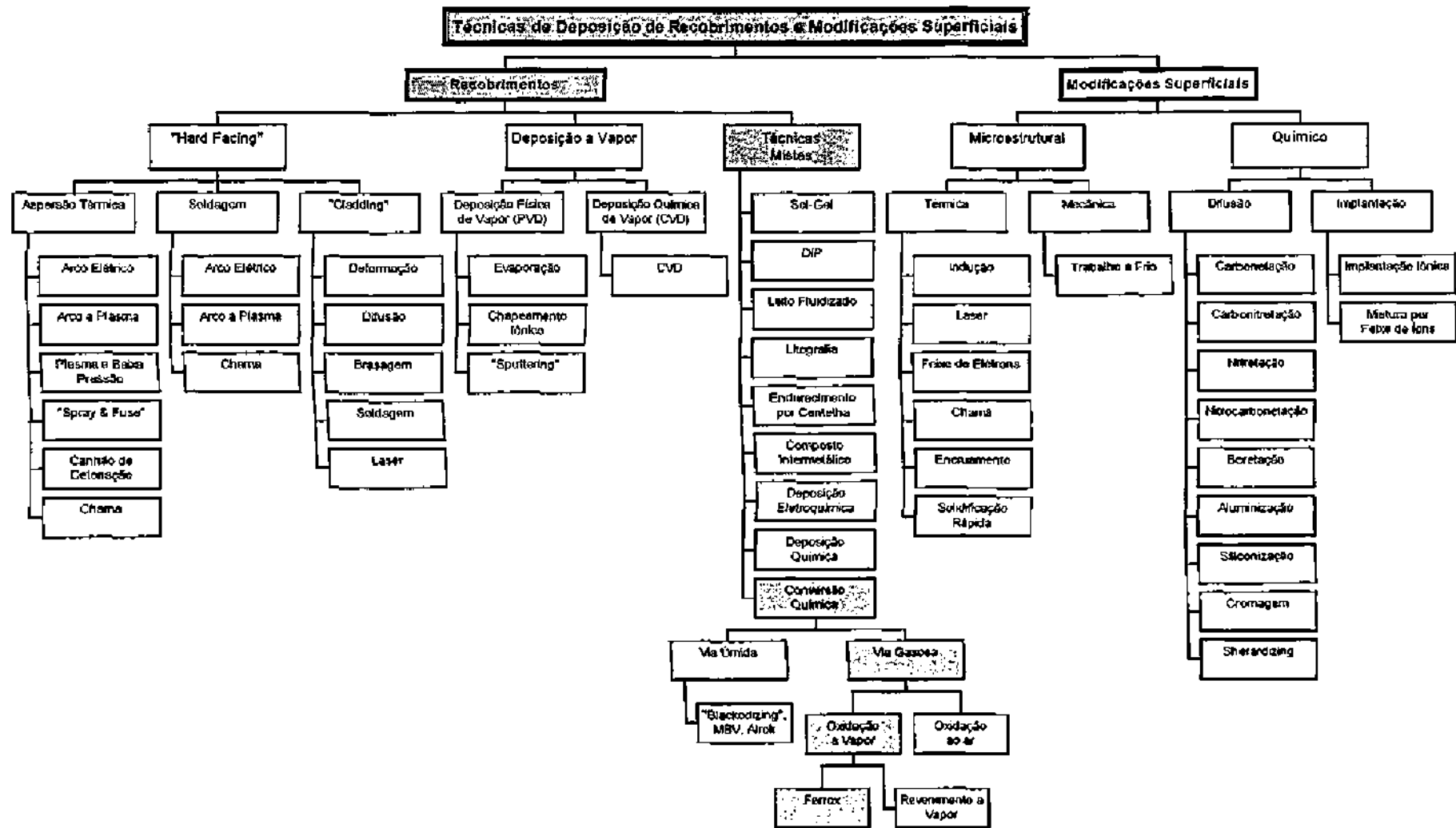


Figura 2.2 - Classificação das técnicas de deposição de recobrimentos e modificação superficial. Em destaque a oxidação a vapor ou ferroxidação (Bhushan e Gupta, 1991; Bozzi, 2002).

Na primeira geração estão inclusos os vários processos tradicionais otimizados como: tratamentos termoquímicos, técnicas modernas tais como PVD, CVD, aspersão térmica, além de tecnologias híbridas. Enquanto que a segunda geração, também conhecida como engenharia de superfície duplex, compreende as técnicas que envolvem a aplicação sequencial de duas ou mais tecnologias de engenharia de superfície de primeira geração para produzir um compósito superficial.

Tradicionalmente, emprega-se o processo de engenharia de superfície de primeira geração conhecido como oxidação a vapor, ou ferrooxidação, em componentes sinterizados sujeitos a desgaste por deslizamento (Razavizadeh e Davies, 1979; Molinari e Straffelini, 1995; Binder, 1996; de Mello e Hutchings, 2001a; Bozzi et al, 2001).

2.3 - Oxidação a Vapor do Ferro Sinterizado

A produção de recobrimentos óxidos de conversão química em componentes ferrosos compreendem dois processos principais: conversão via úmida ou conversão via gasosa, no qual temos a oxidação a vapor (Figura 2.2) (Bhushan e Gupta, 1991).

O processo de conversão química via úmida, a camada de conversão ou recobrimento é produzido pela imersão do substrato metálico em soluções oxidantes altamente alcalinas. Estas soluções são aquecidas acima de 350 °C, assim os agentes oxidantes convertem a superfície dos componentes em óxidos (NaOH, NaNO₃, KNO₃, etc). Este processo pode ser aplicado a anéis de pistões, engrenagens, mancais, etc. (Bozzi, 2002).

Na conversão via gasosa, recobrimentos similares são desenvolvidos através da exposição do substrato em ambientes cuja atmosfera contém gases que favorecem a oxidação. Neste processo, a temperatura está na faixa de 300 e 600 °C (Young e Shane, 1985; Bhushan e Gupta, 1991). A oxidação a vapor é um tipo especial de conversão via gasosa no qual a atmosfera ambiente é substituída pelo vapor de água superaquecido. O objetivo desta nova atmosfera é se produzir uma camada de óxidos extremamente aderente e com menor tendência a apresentar defeitos tais como trincas e bolhas. (Razavizadeh e Davies, 1979).

Dentre os componentes que podem ser tratados à vapor incluem-se engrenagens, cames, pinos de correntes, componentes de compressores, rolamentos, polias e rodas dentadas (Razavizadeh e Davies, 1979). A oxidação a vapor foi comumente empregada para melhorar a performance de ferramentas de aço rápido. Tem sido reportado que por este método a vida de trabalho de brocas, alargadores, machos, e ferramentas de corte pode ser até dobrada (Ferrari et al, 1981).

A oxidação a vapor, ou ferrooxidação, é o tratamento de engenharia de superfície mais utilizado em peças e componentes sinterizados a base de ferro, principalmente em peças e

componentes de baixa e média densidade ($5,4 - 7,0 \text{ g.cm}^{-3}$). Este tipo de tratamento pode ser combinado com o revenimento, sendo então chamado de revenimento a vapor (Molinari, 1997; Binder, 1996; Metals Handbook: Powder Metallurgy, 1998).

Inicialmente, este processo foi usado como uma forma econômica de selar a rede de poros característicos em materiais ferrosos sinterizados, tornando-os impermeáveis à líquidos e gases. Este tratamento também se mostrou efetivo na melhoria das propriedades superficiais destes materiais (Franklin e Davies, 1977; Razavizadeh e Davies, 1979; Beiss, 1991; Binder, 1996; de Mello et al, 2001).

Abaixo, estão relacionados os benefícios que o processo de ferroxidação promove aos componentes ferrosos sinterizados, além do fechamento da rede de poros interconectados (Franklin e Davies, 1977; Volenik et al, 1978; Razavizadeh e Davies, 1979; Beiss, 1991; Straffelini e Molinari, 1992; Binder, 1996; Straffelini e Molinari, 1997; de Mello e Hutchings, 2001a; Bozzi et al, 2001):

- 1- Aumento da resistência à corrosão em ambientes moderadamente agressivos, com a diminuição do risco de se formarem células de corrosão local dentro dos poros;
- 2- A presença do óxido gera um aumento na dureza da superfície, que pode variar de 40 a 100% dependendo das condições de tratamento e fabricação;
- 3- Aumento da densidade principalmente na superfície;
- 4- Melhora das propriedades mecânicas, com destaque para a resistência a compressão, que pode chegar a 25%;
- 5- Aumento da resistência ao desgaste e diminuição do coeficiente de atrito;
- 6- Pequeno aumento dimensional do componente (menos de $5 \mu\text{m}$), geralmente não causando maiores problemas dimensionais e distorções de forma;
- 7- Em certas ligas tais como Fe-Cu, ocorre a melhoria simultânea das propriedades pelo endurecimento por precipitação e oxidação a vapor.

Além disso, a oxidação a vapor produz uma melhoria na aparência estética dos componentes, com uma obtenção de uma coloração geralmente azul/preta (Razavizadeh e Davies, 1979)

Entre as desvantagens da oxidação a vapor sobre materiais ferrosos sinterizados tem-se a diminuição da ductilidade e resistência ao impacto (Razavizadeh e Davies, 1979).

Ao estudar as propriedades mecânicas de amostras fabricadas com dois tipos de pó de ferro (ASC 100.29 e o NC 100.24) sinterizado, Binder (1996) demonstrou que a ferroxidação leva a um ligeiro aumento na resistência a tração desse material. Este autor (Binder 1996)

observa ainda um menor aumento do limite de resistência à tração quando comparado com o aumento do limite elástico.

Outra fonte bibliográfica (Razavizadeh e Davies, 1979) apresenta resultados contrários aos descritos acima com relação à influência da ferroxidação sobre o limite de resistência a tração.

A literatura mostra que o objetivo principal da oxidação a vapor é produzir uma camada espessa e aderente de óxido de ferro em todas as superfícies dos componentes expostas ao vapor (Razavizadeh e Davies, 1979; Straffelini e Molinari, 1992). Em componentes ferrosos sinterizados com baixas e médias densidades aparentes (menores que $7,0 \text{ g.cm}^{-3}$), tem-se a presença de uma rede de poros comunicantes, que possibilita a passagem de vapor através de toda a sua seção transversal. Ao passar através desta rede o vapor de água superaquecido formam uma camada de óxidos nos poros do interior do componente (Franklin e Davies, 1977; Razavizadeh e Davies, 1979; Beiss, 1991). A medida que a espessura da camada de óxidos no interior da rede de poros interconectada aumenta, o diâmetro dos poros diminui até que alguns poros são completamente preenchidos com óxidos, levando ao fechamento da rede de poros. Este fenômeno gera a impermeabilidade destes componentes aos líquidos e gases, além disso, o material passa a se comportar como um compósito de ferro e óxidos. Adicionalmente ao substrato, a oxidação a vapor produz uma camada de óxidos na superfície. A extensão desta camada de óxidos externa, assim como a profundidade oxidada da rede de poros interconectados, depende das condições de oxidação e fabricação (Franklin e Davies, 1977; Razavizadeh e Davies, 1979; Binder, 1996; de Mello et al, 2001).

Franklin e Davies (1977) analisaram a influência da temperatura e do tempo do tratamento a vapor sobre o fechamento da porosidade superficial interconectada. Nesse estudo, eles modelaram o processo de fechamento da rede interconectada de poros devido ao crescimento da camada de óxidos, ressaltando o efeito desse fenômeno sobre a permanência da chamada 'porosidade aberta' e seu efeito sobre o ganho de massa.

A Figura 2.3 detalha esquematicamente o momento de interrupção do fluxo de vapor causada pelo fechamento da rede de poros interconectada pela camada oxidada. Este fenômeno provocou uma diminuição brusca no ganho de massa em todos os casos estudados por esses autores (Franklin e Davies, 1977).

Razavizadeh e Davies (1979;1982) produziram um estudo detalhado da influência do tipo de pó, densidade e endurecimento por envelhecimento sobre o fechamento do poro e dureza do ferro sinterizado e da liga de cobre-ferro. Eles argumentaram (Razavizadeh e Davies, 1979) que em amostras de ferro sinterizado compactadas a altas pressões o canal de comunicação entre os poros é mais estreito, o que leva ao bloqueio por óxidos mais rapidamente durante a oxidação a vapor. Também, afirmaram que o completo fechamento da

rede interna de poros melhora o suporte da superfície durante o teste de dureza. Em um trabalho similar, Binder (1996) apontou a influência da pressão de compactação e do tipo de pó de ferro sobre a densidade, quantidade de óxidos, e propriedades mecânicas do ferro sinterizado.

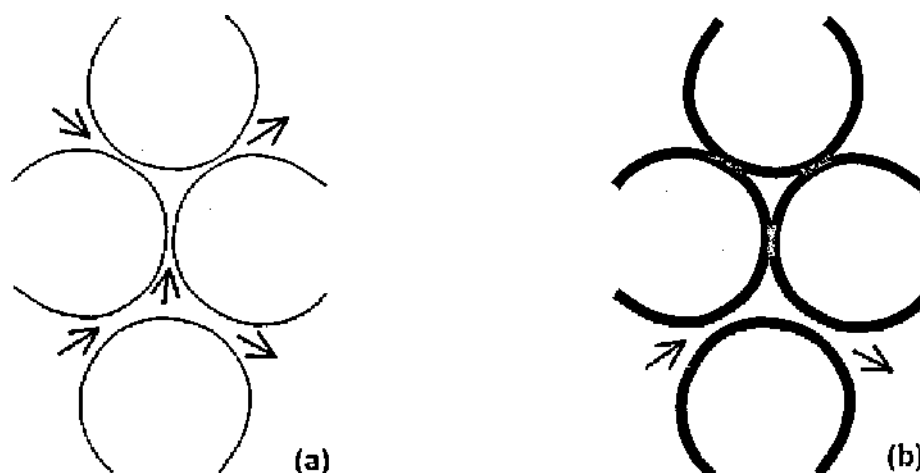


Figura 2.3 Modelo para o isolamento dos poros: a- estado inicial; b- momento do fechamento. Setas indicam o fluxo de vapor (Franklin e Davies, 1977).

Volenik et al (1978) estudaram a morfologia e a composição das fases dos produtos da oxidação a vapor. Seus resultados mostraram a forte dependência das características estruturais do substrato sobre as condições da oxidação a vapor, em particular, sobre o processo de resfriamento após a oxidação.

Trabalhos mais recentes, de Mello e Hutchings (de Mello e Hutchings, 2001a; de Mello e Hutchings, 2001b), esclarecem a influência dos parâmetros de fabricação sobre a microestrutura deste tipo de material, e conseqüentemente, sobre a resistência ao desgaste em testes de deslizamento alternativo.

2.4 - Tribologia do Ferro Sinterizado e Oxidado

2.4.1 - Desgaste por Deslizamento.

O ferro sinterizado tem sido usado como material base para componentes que atuam no contato de mancais de deslizamento, assim como em rolamentos planos e engrenagens, devido ao seu bom comportamento mecânico e baixo custo quando produzido em alto volume. (Gopinath, 1981; Molinari e Straffelini, 1994.)

A presença da porosidade pode influenciar de várias maneiras os mecanismos de desgaste atuantes sobre as superfícies dos componentes fabricados por metalurgia do pó. Trabalhos anteriores de Amsellem et al (1973) mostraram que para um desgaste de

deslizamento não lubrificado e lento, o comportamento do ferro sinterizado com 12% de porosidade apresentou um maior atrito e um menor desgaste que o ferro denso.

Eyre e Walker (1976) mostraram que a resistência ao desgaste do ferro poroso e sinterizado cresce com o aumento da pressão de compactação e da temperatura de sinterização, presumidamente em decorrência da redução da porosidade.

Lim e Brunton (1986) estudaram extensivamente o mecanismo de desgaste atuante em amostras de ferro sinterizado. Eles reportaram que poros abertos na superfície de deslizamento têm um papel importante na geração e alojamento de partículas de desgaste. Quando os mecanismos de alojamento foram evitados através de uma limpeza, ou dado como não efetivo devido o fechamento do poro, o comportamento do desgaste do ferro sinterizado com alta porosidade se aproximou ao das amostras com baixa porosidade.

Recentemente, Leheup et al (1994a, 1994b e 1998) estudaram o desgaste do ferro sinterizado em testes de movimento alternativo com baixa amplitude. Estes autores mostraram que a densidade, ou porosidade superficial, teve um pequeno efeito no desgaste em testes realizados com pequenas amplitudes de deslizamento. Entretanto, foi observado o efeito da densidade sobre o aumento do desgaste a medida que aumentou a amplitude de deslizamento. Mostraram, também, que o fechamento da rede interconectada de poros tem um efeito crítico sobre o mecanismo de desgaste atuante. A eliminação dos poros abertos na superfície se deve ao preenchimento por partículas pertencentes ao meio. A densidade do ferro sinterizado e as condições tribológicas aplicadas alteram o valor do coeficiente de desgaste em mais de sete vezes. Adicionalmente, eles mostraram que a porosidade não tem um efeito significativo sobre o coeficiente de atrito. Em um último trabalho, Leheup e co- autores (1998) mostraram que durante o desgaste por deslizamento houve a formação de partículas de óxidos que consistem predominantemente de hematita.

Straffelini e Molinari (1992) estudaram os efeitos da velocidade de deslizamento no comportamento a seco do ferro puro sinterizado, ferro sinterizado e oxidado a vapor, liga sinterizada de ferro a 2% de Cobre e liga sinterizada de ferro a 0,3%C. Eles mostraram que os coeficientes de desgaste são baixos e independente da composição química das amostras, desde que a camada de óxidos, produzida por oxidação a vapor, atue como lubrificante entre as superfícies em deslizamento. Depois de removida a camada de óxido por adesão, a resistência ao desgaste por deslizamento diminui e o comportamento do material passa a ser afetado por dois diferentes mecanismos de desgaste de acordo com a velocidade de deslizamento, a saber: o mecanismo de desgaste por delaminação (baixas velocidades de deslizamento) e o mecanismo de oxidação- delaminação (altas velocidades de deslizamento). No último caso, o coeficiente de desgaste é menor, a influência das propriedades mecânicas

da matriz é reduzida, e o comportamento do ferro puro tende a ser comparável com o de ligas ferrosas.

Estes autores estendem seus estudos a ligas de alta resistência fabricadas por metalurgia do pó. Mecanismos de deformação e cisalhamento plástico e oxidação foram observados em materiais sinterizados e tratados a vapor, enquanto que materiais termicamente tratados sofreram desgaste oxidativo somente. A oxidação a vapor não é muito efetiva quando a camada de óxido é rapidamente removida a baixas cargas. Nesse caso, o acréscimo a resistência ao desgaste produzido pelo crescimento do óxido dentro da rede porosa interligada é pequeno (Molinari e Straffelini, 1994).

Molinari e Straffelini (1995) analisaram os efeitos da carga sobre o comportamento tribológico das ligas ferrosas tratadas a vapor e introduziram o conceito de distância de durabilidade. Este conceito de durabilidade da superfície foi relatado como a resistência ao desgaste da camada de óxido em superfícies externas sendo reportado como o principal fator a influenciar o comportamento tribológico. Se restar camadas não destruídas sobre a superfície, a resistência ao desgaste das amostras oxidadas a vapor é alta e maior que as produzidas por tratamentos térmicos convencionais ou por camadas endurecidas. Estes autores definem a durabilidade da superfície como a distância de escorregamento na qual o desgaste da camada de óxidos ocorre sendo detectado por variações do coeficiente de atrito. A primeira flutuação da força de atrito é associado a primeira ocorrência dos fragmentos de óxidos na interface, que marca a perda da integridade da camada de óxidos (Molinari e Straffelini, 1995; Molinari e Straffelini, 1997).

Estes autores (Molinari e Straffelini, 1998) reportaram o efeito do fluxo de vapor num tratamento contínuo sobre a natureza e compactação da camada de óxidos, assim como sua influência sobre o comportamento em desgaste do ferro tratado a vapor. Molinari e Straffelini (1998) concluem, neste trabalho, que um procedimento de controle de qualidade de peças oxidadas a vapor devem envolver uma cuidadosa caracterização dos óxidos, além da análise dos efeitos da dureza, do ganho de peso e da porosidade aberta residual. Beiss (1991) apresentou uma visão geral dos aspectos termodinâmicos e cinéticos do tratamento a vapor, incluindo os efeitos da densidade sobre o ganho de massa, profundidade de penetração do óxido, e propriedades mecânicas. Segundo Beiss (1991), a utilização do tratamento a vapor para uma aplicação industria deve ser decidida fazendo um balanço entre as propriedades de ductilidade e dureza.

As recentes contribuições dos trabalhos de Straffelini e Molinari (1992; 1994; 1995; 1997; 1998, 2001) deixam claro o conceito de que a exposição do ferro sinterizado e ligas de ferro a atmosfera de vapor de água superaquecido, levando a formação de uma camada compacta e aderente de magnetita, melhora seu comportamento tribológico. Esta idéia

comumente aceita não é bem documentada ou bem provada no contexto da metalurgia do pó (Leheup et al, 1994a). Apesar de Straffelini e Molinari (1995) terem indicado que a resistência ao desgaste do material tratado ao vapor é maior do que a de materiais tratados termicamente ou endurecidos, outros autores encontraram um efeito negativo sobre o desgaste de aços (Ferrari et al, 1981) e de ligas Fe-Cu (Razavizadeh e Davies, 1981).

O sistema tribológico, em particular a microestrutura do ferro, do compósito ferro-óxido e da constituição da camada de óxidos, afeta fortemente o comportamento em desgaste do ferro sinterizado e oxidado a vapor.

Recentemente, Molinari e Straffelini (1997) sintetizaram os fenômenos observados nas superfícies desgastadas em função da distância de deslizamento em cinco etapas principais. Os testes de deslizamento a seco foram realizados usando um tribômetro Amsler do tipo disco sobre disco, onde o contra-corpo é um disco de aço (AISI 4340) que permanece fixo enquanto a amostra se movimenta com uma rotação constante. Na Figura 2.4 está mostrado o coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento para um aço (0,3 % de C em peso) sinterizado e tratado a vapor. Este teste foi realizado com uma carga de 50 N, e uma velocidade de deslizamento fixa de $0,314 \text{ m.s}^{-1}$. Nesta figura, estão incluídas as três primeiras etapas.

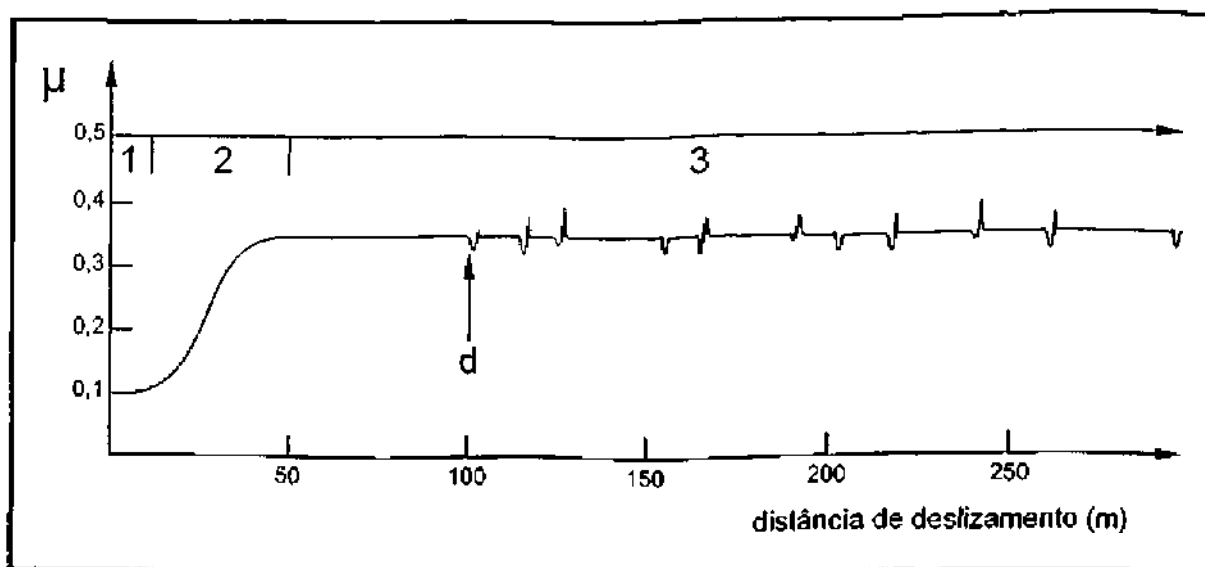


Figura 2.4 Relação entre o coeficiente de atrito e a distância de deslizamento a 50 N de carga para a liga FeC (0,3 % de C em peso) tratado a vapor (Molinari e Straffelini, 1997).

Etapas 1: a superfície não sofre desgaste e o nível de atrito é muito baixo devido ao efeito de lubrificante sólido exercido pela camada de óxidos não danificada;

Etapas 2: uma camada de transferência é formada sobre a superfície oxidada, porque a dureza do óxido é maior do que a do contra-corpo de aço; o atrito aumenta mas ainda não são produzidas partículas de desgaste;

Etapa 3: o coeficiente de atrito se estabiliza a um valor constante com flutuações decorrentes da produção de partículas de óxidos; a primeira flutuação é relatada como início do processo de desgaste da camada de óxidos, o que define sua durabilidade (d).

O processo de desgaste completo dessa liga compreende duas outras etapas as quais ocorrem em distâncias de deslizamento maiores (>300 m) e não estão incluídos na Figura 2.4. Estas etapas são detalhadas a seguir:

Etapa 4: a camada de óxidos apresenta um grande aumento no desgaste e no atrito porque junções metálicas são formadas entre as superfícies em movimento;

Etapa 5: a superfície oxidada é destruída completamente, ocorrendo o desgaste da subsuperfície do material.

Em um trabalho seguinte, Molinari e Straffelini (2001) mostram vários resultados que sintetizam o comportamento do desgaste do aço sinterizado, organizados em um mapa que classifica regiões de diferentes mecanismos de desgaste. Eles ressaltam a importância da porosidade aberta na geração de partículas durante o desgaste. A presença destas partículas, originárias da remoção da superfície de óxidos por adesão e microfragmentação, é o fator determinante da mudança do regime de desgaste suave para severo.

Os principais parâmetros de processo que afetam a microestrutura são a composição do pó, a pressão de compactação e a faixa de tamanho das partículas que compõem o pó. A natureza e a constituição da camada de óxidos é afetada principalmente pela temperatura, composição da atmosfera e tempo de oxidação (de Mello et al, 2001).

De Mello e Hutchings (2001a) mostraram que mudanças na força de atrito e/ou modos dominantes de desgaste ocorrem frequentemente durante o deslizamento. Muitos processos interfaciais podem ocorrer simultaneamente e sequencialmente durante a evolução do atrito e coeficiente de desgaste. Dependendo das condições de deslizamento, alguns podem envolver interações mecânicas entre as superfícies, enquanto outros envolvem reações triboquímicas, e outros, ainda, podem envolver efeitos térmicos. Em sistemas mais complexos, a identificação dos processos físicos que sempre começam com uma significativa flutuação no atrito pode ser bem difícil (de Mello e Hutchings, 2001a).

Por outro lado, a presença da camada superficial de óxido, com sua influência na condutividade elétrica de contato, sugere o contínuo monitoramento da resistência de contato durante o teste como um método apropriado e seguro para se determinar a distância de durabilidade. A resistência de contato tem sido usada para medir a área real de contato entre sólidos, para investigar rompimento do filme lubrificante, tempo de impacto e a presença de contatos não metálicos entre superfícies de deslizamento à temperatura ambiente e elevadas temperaturas. Estes autores (de Mello e Hutchings, 2001a; de Mello et al, 2001) afirmam que o

monitoramento da resistência de contato é um método mais realista e seguro para a detecção da durabilidade da camada de óxidos.

Nos gráficos das Figuras 2.5 e 2.6 é mostrada a grande influência dos parâmetros de processamento sobre a distância de durabilidade (D_d), definida pela resistência de contato, da camada de óxidos. Para tanto De Mello e Hutchings (2001a) utilizaram um ensaio de deslizamento alternativo com uma amplitude de 12 mm e uma frequência de 1.85 Hz. A distância de durabilidade, neste ensaio, foi determinada pelo número de ciclos que a camada de óxidos suporta multiplicado pela amplitude do movimento. Estes gráficos contemplam o estudo de amostras fabricadas utilizando pó de ferro peneirado em quatro faixas de tamanhos diferentes (TP - denotados em ordem crescente por 1, 2, 3, e 4), e compactado em quatro diferentes pressões de compactação (PC - 300, 400, 500 e 600 MPa). Após a compactação as amostras foram sinterizadas em um forno industrial contínuo com temperatura constante (1120°C por 25 a 30 minutos) em ambiente controlado ($N_2 + 10\%$ de H_2) e ferroxidadas a uma temperatura de 540°C por 2 horas. Estas são as mesmas amostras utilizadas nesta dissertação, que serão devidamente detalhadas no capítulo III (Metodologia).

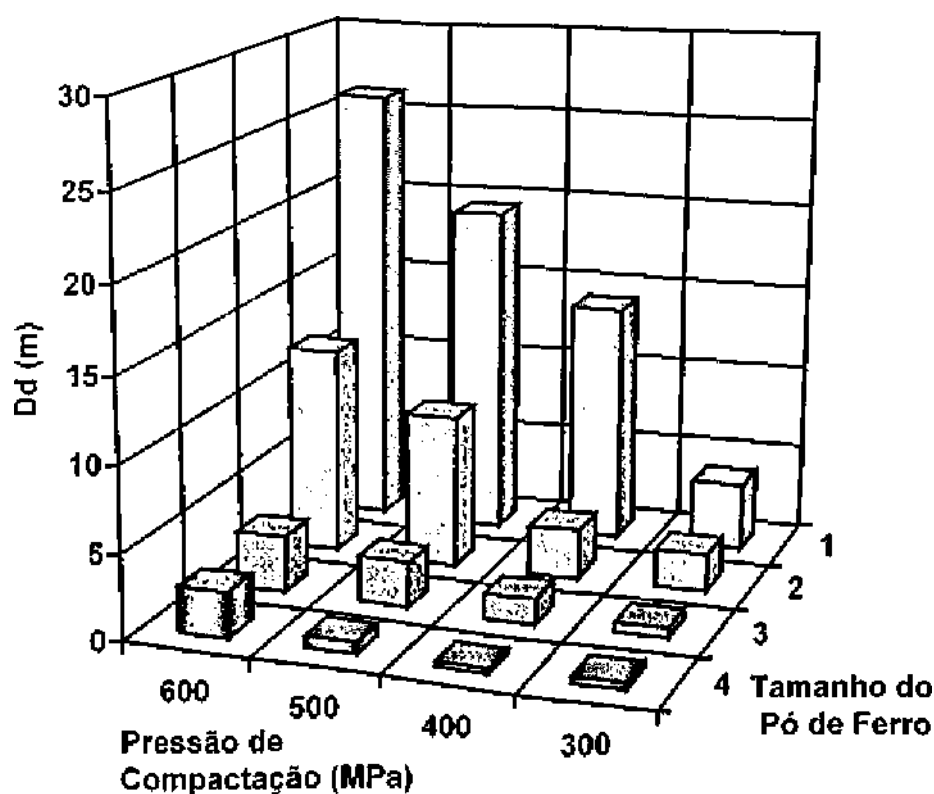


Figura 2.5 - Evolução da distância de durabilidade em função dos parâmetros de processamento (de Mello e Hutchings, 2001a).

Os melhores resultados de durabilidade da camada se deram para amostras com maiores pressões de compactação e menores tamanhos do pó de ferro. A Figura 2.6 mostra o efeito dos parâmetros de fabricação sobre a durabilidade da camada.

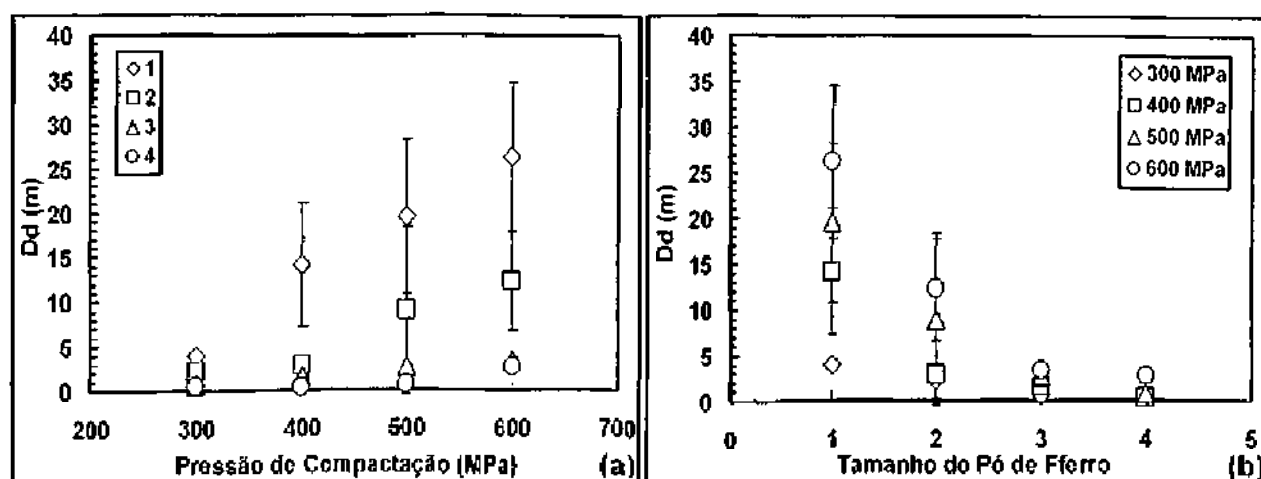


Figura 2.6 - Influência dos parâmetros de processo sobre a distância de durabilidade: a- pressão de compactação; b- tamanho do pó de ferro (de Mello e Hutchings, 2001a).

Analisando a Figura 2.5, observa-se que para um mesmo tamanho de pó o aumento da pressão de compactação leva a um grande aumento na distância de durabilidade. O ganho produzido pela variação da pressão de compactação é muito significativo para qualquer tamanho do pó de ferro (de 4 a 9 vezes). Para a mesma pressão de compactação um aumento no tamanho do pó leva a uma impressionante redução da distância de durabilidade, como mostrada na Figura 2.6. Nesse caso, o benefício é ainda maior (de 8 a 43 vezes) indicando uma forte influência do tamanho do pó sobre a distância de durabilidade (de Mello e Hutchings, 2001a).

A influência da porosidade e quantidade de óxidos sobre a distância de durabilidade é apresentada na Figura 2.7 em relação aos parâmetros de processamento.

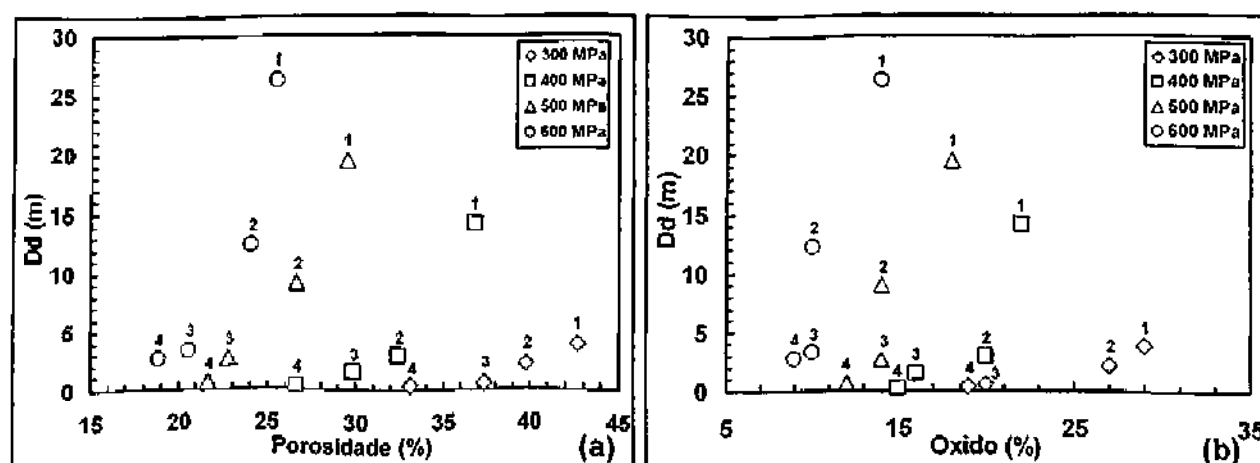


Figura 2.7 - Efeito da porosidade (a) e da quantidade de óxidos (b) na durabilidade da camada de óxidos (de Mello e Hutchings, 2001a).

Observa-se desta figura que, como um comportamento geral, para um mesmo tamanho de pó de ferro, tanto a porosidade quanto a quantidade de óxidos tem um efeito negativo sobre a distância de durabilidade. O aumento desses parâmetros sempre causam uma substancial redução na distância de durabilidade. Por outro lado, a distância de durabilidade aumenta, quando, em uma pressão de compactação constante, um aumento na porosidade e/ou quantidade de óxidos é produzido (de Mello e Hutchings, 2001a).

A Figura 2.8 mostra o efeito do livre caminho médio sobre a distância de durabilidade da camada.

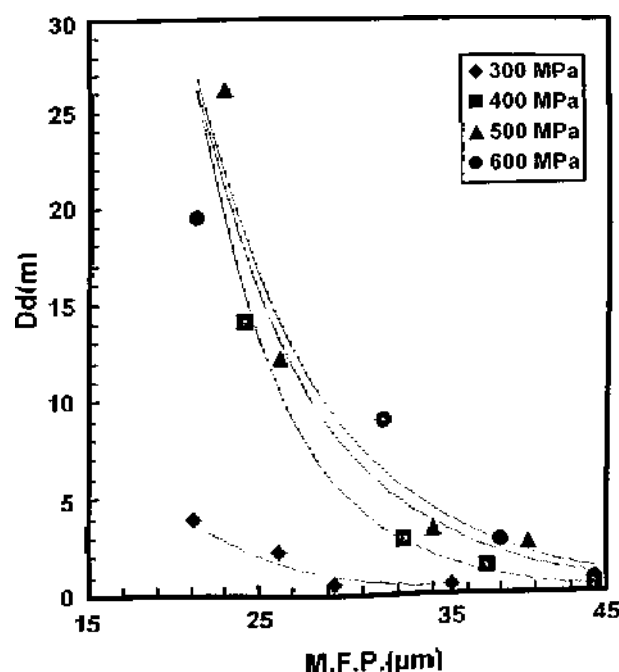


Figura 2.8 - Efeito do livre caminho médio entre os poros (MFP) na durabilidade da camada de óxidos (de Mello e Hutchings, 2001a).

Para uma mesma pressão de compactação o aumento no livre caminho médio entre os poros (MFP) produz um decréscimo na distância de durabilidade (Figura 2.8). O principal fator que afeta o caminho livre entre os poros é o tamanho do pó de ferro. Em um mesmo tamanho de pó o MFP aumenta em conjunto com a pressão de compactação até encontrar um máximo. O valor desse máximo aumenta quando o tamanho do pó diminui. Além disso, para uma pressão de compactação constante, o caminho livre decresce quase linearmente com a porosidade a qual tem um efeito negativo sobre a distância de durabilidade. Neste caso, um aumento na porosidade é sempre associado com um decréscimo no tamanho do pó, assim, o compromisso entre esses dois fatores opostos governa todo o processo. Para uma pressão de compactação de 300 MPa, não importa qual o tamanho do pó de ferro, a porosidade é alta e seu efeito domina o comportamento global (de Mello e Hutchings, 2001a).

De Mello e Hutchings (2001b) também analisaram o efeito da pressão de compactação e do tamanho do pó de ferro sobre a topografia da superfície, bem como o efeito deste no comportamento tribológico do ferro sinterizado e oxidado. Estes autores mostram que a superfície do ferro sinterizado e oxidado é afetada pelo nível de porosidade, que pode ser bastante irregular. Estes autores concluem que os parâmetros de processo afetam significativamente a topografia da superfície, sendo ressaltada a influência do tamanho do pó de ferro. Adicionalmente, a distância de durabilidade da camada oxidada, determinada em testes de desgaste por deslizamento alternativo a seco, foi fortemente influenciada pela topografia da superfície. Superfícies lisas, com alta capacidade de carga de deslizamento, foram sempre associadas com maiores distâncias de deslizamento. Um aumento na rugosidade levou a um rápido decréscimo na distância de durabilidade até um valor mínimo, que se torna praticamente independente da rugosidade.

Os trabalhos de Bozzi e co-autores (Bozzi et al, 2001; Bozzi et al, 2002) mostram o efeito dos parâmetros industriais de processamento do ferro sinterizado e oxidado a vapor na durabilidade da camada superficial de óxidos. Os parâmetros estudados foram: a densidade, a velocidade de queima, a taxa de calibração e um parâmetro que controla a tendência de formação de uma camada de óxidos não visível antes da oxidação a vapor. Os ensaios de desgaste por deslizamento foram realizados na configuração alternativa a seco, sendo monitorado o potencial de contato e força de atrito.

Os resultados evidenciaram que a densidade, a velocidade de queima e a taxa de calibração não se mostraram tão relevantes sobre a distância de durabilidade da camada de óxidos. O processo que produz uma camada superficial de óxidos não visíveis, antes do tratamento a vapor, corresponde a distâncias de durabilidade muito maiores (Bozzi et al, 2001; Bozzi et al, 2002).

Para compreender a grande diferença que este último parâmetro representa sobre a distância de durabilidade, estes autores realizaram também a difração de raios-x sobre todas as amostras, com o objetivo de avaliar a composição da camada de óxidos formada após a oxidação a vapor. Os componentes produzidos na condição sem tendência a formação de óxidos invisíveis, antes da ferrooxidação, apresentam porcentagens bem maiores de magnetita do que os produzidos na condição oposta. Dessa forma estes autores mostraram que as amostras que possuem quantidades maiores de magnetita, sem a presença de uma camada intermediária de óxidos, levam a menores distâncias de durabilidade (Bozzi et al, 2001; Bozzi et al, 2002).

Adicionalmente, os trabalhos de Bozzi et al (2001 e 2002) mostram uma análise microscópica da fratura destas peças. Existe a evidência de que as amostras que passaram pelo processo que permite a formação de uma camada de óxidos não visíveis antes da

oxidação a vapor possuem uma camada de óxidos intermediária. Esta camada intermediária pode estar influenciando no sentido de melhorar a aderência entre a camada externa produzida pela oxidação a vapor e a matriz de ferro.

2.4.2 - Desgaste Abrasivo

A Figura 2.9 mostra a superfície desgastada de duas amostras: a primeira fabricada com uma pressão de compactação de 500 MPa e tamanho de pó de ferro 1 (Figura 2.9a) e, a segunda fabricada com a pressão de compactação 300 MPa e tamanho de pó 4 (Figura 2.9b). Nesta Figura, as amostras são apresentadas após a remoção completa da camada de óxidos, que se deu nos tempos de ensaio 1736 e 904 segundos, respectivamente.

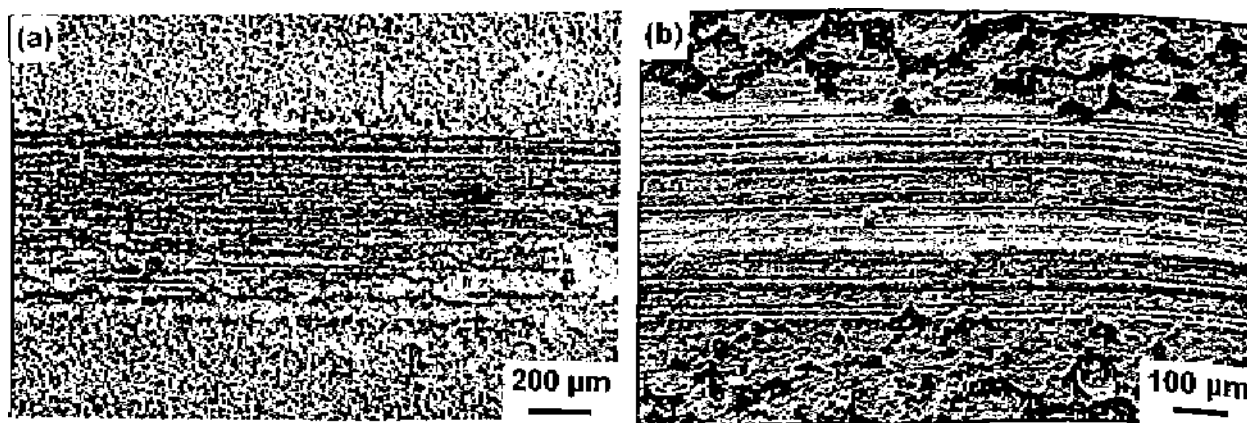


Figura 2.9 - Evidências do desgaste abrasivo: a- pressão de compactação 500 MPa e tamanho do pó de ferro 1; b- pressão de compactação 300 MPa e tamanho do pó de ferro 4 (de Mello e Hutchings, 2001a).

A Figura 2.9 corresponde a impressão de desgaste, sendo bem definida e com uma aparência mais suave que a superfície. A fragmentação de partículas de óxidos, assim como a deformação de partículas metálicas originadas da amostra e do contra-corpo, produz uma aderente e compacta camada de ferro e óxido de ferro. A degradação gradual e localizada da camada é o principal fator que controla o processo de desgaste. É visível que nos estágios finais da remoção da camada de óxido as partículas duras, originadas da fragmentação da camada, causam desgaste do tipo abrasivo (de Mello e Hutchings, 2001a).

Outros autores (Eyre e Walker, 1976; Gopinath, 1981; Lim e Brunton, 1986; Leheup et al, 1998), também, ressaltam a importância da presença das partículas de desgaste no comportamento global do desgaste de materiais sinterizados e oxidados. Entretanto, somente dois trabalhos contemplam uma abordagem direta do comportamento do desgaste abrasivo: Amsallem et al (1973) testaram amostras de ferro puro sinterizado em diferentes meios e Razavizadeh e Davies (1981) estudaram amostras sinterizadas e oxidadas a vapor.

O trabalho de Amsallem et al (1973) mostra um estudo completo do comportamento do desgaste, não lubrificado, do ferro sinterizado em função do aumento da carga de teste. Estes autores ressaltam a importância da formação de óxidos durante o desgaste do ferro sinterizado e a influência do ambiente sobre esse fenômeno, conseqüentemente sobre o desgaste.

O estudo foi realizado em um equipamento do tipo anel sobre plano. As amostras planas foram todas fabricadas a partir de um pó de ferro praticamente puro, compactadas em alta pressão até atingir o valor de densidade igual a 6,9 – 7, e sinterizadas. O contra-corpo foi um anel de aço tratado. A velocidade do movimento foi fixada em 300 rpm, o que representa uma velocidade linear de $0,55 \text{ m.s}^{-1}$ (Amsallem et al, 1973).

Com o intuito de se analisar o efeito do meio sobre o desgaste, estes autores realizaram testes ao ar e em ambientes contendo: somente Nitrogênio, Nitrogênio e partículas de óxidos de ferro (Fe_3O_4 e Fe_2O_3). Adicionalmente, eles realizaram testes em amostras de ferro sinterizado e oxidado a vapor em um meio contendo somente Nitrogênio (Amsallem et al 1973).

A Figura 2.10 sintetiza todos os resultados do desgaste em função da carga de teste apresentada neste trabalho (Amsallem et al, 1973).

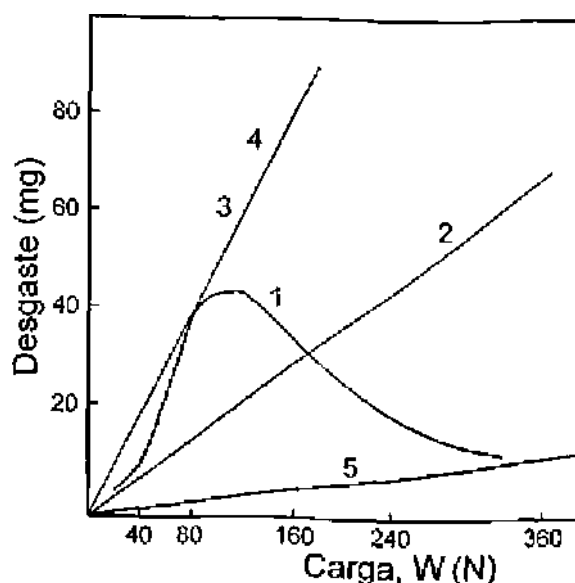


Figura 2.10 - Evolução do desgaste (após 60 minutos) em função do carregamento: (1)- ferro sinterizado, meio: ar; (2)- ferro sinterizado, meio: Nitrogênio; (3)- ferro sinterizado, meio: Nitrogênio com partículas de Fe_2O_3 ; (4)- ferro sinterizado, meio: Nitrogênio com partículas de Fe_3O_4 ; (5)- ferro sinterizado e oxidado a vapor (Fe_3O_4), meio: Nitrogênio (Amsallem et al, 1973).

A curva indicada pelo número (1) representa o desgaste do ferro sinterizado testado ao ar.

Análises de difração de raios-X e elétrons das partículas de desgaste formadas durante esse teste mostraram que para cargas menores que 80 N as partículas são uma mistura de ferro, Fe_2O_3 e Fe_3O_4 . Com o aumento da carga as partículas de desgaste passam a ter menos

ferro, e mais Fe_3O_4 . Nesta última condição também foram encontrados traços de FeO (Amsallem et al, 1973).

Observa-se que quando a carga é menor que 40 N, para essa velocidade de deslizamento, o efeito da oxidação pode ser negligenciado pois o desgaste das amostras sinterizadas é semelhante tanto para testes ao ar quanto em Nitrogênio. Para as cargas de 40 a 80 N, a temperatura na zona de desgaste aumentou e houve a formação de Fe_2O_3 , compondo uma superfície não uniforme de óxido de ferro (Fe_2O_3) e ferro. Quando a carga ultrapassou a 80 N, as temperaturas atingidas na zona de atrito foram suficientes para permitir a formação de uma camada de óxidos uniforme com maiores quantidades de Fe_3O_4 , que vieram a agir como uma camada protetora durante o desgaste (Amsallem et al, 1973).

A curva (2) mostra o comportamento do desgaste das amostras sinterizadas em um meio de Nitrogênio. O comportamento foi diferente do observado ao ar: o desgaste aumenta com o aumento da carga de teste (Amsallem et al, 1973).

As curvas (3), (4) e (5) mostram que o desgaste das amostras imersas em partículas Fe_2O_3 e Fe_3O_4 e amostras oxidadas por vapor superaquecido respectivamente são fortemente dependentes da carga de teste (Amsallem et al, 1973).

Na Figura 2.10 observa-se que as curvas (3) e (4) tem o mesmo comportamento em função da carga. Esse fato indica que a magnetita e a hematita atuando como partículas abrasivas afetam o desgaste, em função da carga, de maneira similar (Amsallem et al, 1973).

A Figura 2.10 mostra ainda que para uma carga de 0 a 40 N a curva (1) que representa o desgaste ao ar é praticamente igual a curva (2) que representa o desgaste ao Nitrogênio. Quando a carga se encontra na faixa de 40 a 80 N a curva (1) passa a acompanhar a inclinação das curvas (3) e (4) que representam o desgaste abrasivo deste material em meios contendo Fe_2O_3 e Fe_3O_4 respectivamente. Em cargas acima de 100 N a curva (1) inverte sua inclinação, até que acima de 300N se encontra com a curva (5). Esta última comparação confirma a hipótese de que, no desgaste ao ar, sob altas cargas ocorre a formação de um filme de óxido uniforme (Amsallem et al, 1973).

Amsallem e co- autores (Amsallem et al, 1973) também concluem que em um intervalo específico de carregamento (em torno de 40 a 160 N) a amostra sinterizada é submetida a oxidação em locais preferenciais, o desgaste é devido em parte ao Fe_2O_3 e em parte ao ferro, sendo um desgaste do tipo abrasivo severo. Acima desse carregamento a camada de óxido contendo Fe_3O_4 torna-se mais uniforme com o aumento da carga.

Razavizadeh e Davies (1981) estudaram o desgaste abrasivo em amostras sinterizadas de ferro puro e ligas de ferro-cobre, tratadas ou não a vapor. Estes autores realizaram a simulação da atuação de uma partícula dura sobre a camada oxidada. Para isso, utilizaram um teste do tipo alternativo em que o pino é um elemento de alta dureza. O elemento abrasivo foi

um penetrador de diamante com um formato de um cone circular cuja a extremidade possui um raio de $0,2 \pm 0,01$ mm e um ângulo de cone de $120^\circ \pm 20'$. Os testes foram realizados fixando-se o comprimento de desgaste em 1 cm, a uma velocidade de $0,5 \text{ cm.s}^{-1}$ em distâncias de deslizamento de até 1000 cm com a atuação constante de cargas de 1, 3, 5, 7 e 9 Kgf. O progresso do desgaste foi observado medindo-se o volume do material removido da marca de desgaste.

Nesta revisão bibliográfica, será abordado somente o comportamento do desgaste das amostras de ferro puro sinterizadas, comparando-se a influência da presença da camada oxidada produzida pelo tratamento a vapor.

Em todas as condições (amostra – carga) a impressão de desgaste atingiu seu valor máximo após a distância de 180 cm e a partir desse momento se manteve constante durante todo o teste (Razavizadeh e Davies, 1981).

A Figura 2.11 mostra os resultados do volume de desgaste para as amostras de ferro puro sinterizado e sinterizado e oxidado, após a distância de deslizamento de 1000 cm.

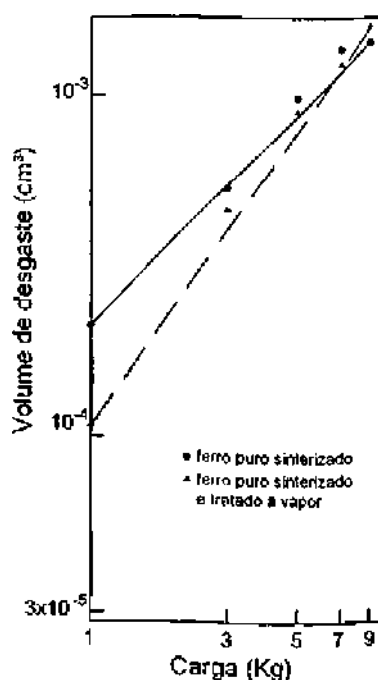


Figura 2.11 - Volume de desgaste em função do carregamento após a distância de deslizamento de 1000 cm. (Razavizadeh e Davies, 1981).

Observa-se que o volume de desgaste das amostras somente sinterizadas são maiores que o das amostras tratadas a vapor até a carga de 7 Kg. Em uma carga maior a situação é invertida (Razavizadeh e Davies, 1981).

O comportamento do desgaste é explicado devido a presença da porosidade aberta na superfície ou próxima da superfície desta amostra. O aumento da carga influencia na profundidade que o elemento abrasivo penetra na superfície. Em cargas maiores que 6 Kg a

camada oxidada não suporta a atuação do elemento abrasivo e passa a se fragmentar. As partículas formadas dessa fragmentação passam a atuar no sistema como um abrasivo (Razavizadeh e Davies, 1981).

Estes autores argumentaram que a porcentagem de porosidade aberta nas amostras sinterizadas é maior que nas amostras sinterizadas e oxidadas. Assim, a possibilidade de formação de trincas nas amostras somente sinterizadas é maior. Esse fato causa maior formação de partículas de desgaste o que acarreta em um aumento na perda de material para as amostras somente sinterizadas. Entretanto, a medida que a carga do teste aumentou o desgaste das amostras sinterizadas e oxidadas foi maior que nas amostras somente sinterizadas. O motivo desse comportamento é que a profundidade de penetração do elemento abrasivo é maior que a profundidade máxima da camada de óxidos, o que leva a fragmentação desta camada. (Razavizadeh e Davies, 1981).

2.5 - Microabrasão

A técnica utilizada para caracterizar o desgaste abrasivo em escala micrométrica, conhecida como microabrasão, foi recentemente desenvolvida e vem sendo utilizada para avaliar a resistência ao desgaste, assim como estudar mecanismos de desgaste, tanto de materiais duros quanto de materiais mais moles (Rutherford e Hutchings, 1997; Trezona et al, 1999). Neste método o desgaste é decorrente da variação da geometria da impressão formada, podendo ser aplicado em materiais revestidos e amostras com superfície cilíndrica (Rutherford e Hutchings, 1996; Rutherford e Hutchings, 1997; Trezona e Hutchings, 1999).

Na microabrasão o desgaste é produzido a partir da rotação de uma esfera de raio R sobre uma amostra fixa, tendo como meio entre elas uma lama de pequenas partículas abrasivas. A geometria da impressão de desgaste formada sobre a amostra é a reprodução da geometria do contra-corpo esférico. Em materiais homogêneos e não revestidos, o volume de desgaste (V) pode ser calculado em função da distância total de deslizamento (S) e da força normal sobre o contato (N). Este modelo simples de desgaste abrasivo equivale à equação de Archard para desgaste por deslizamento (Rutherford e Hutchings, 1997; Trezona et al, 1999):

$$V = k \cdot S \cdot N \quad \text{.....(2.1)}$$

onde: k é o 'coeficiente de desgaste' que possui a unidade $\text{m}^3.(\text{N.m})^{-1}$; a resistência ao desgaste abrasivo é definida como k^{-1} e suas unidades $(\text{N.m}).\text{m}^{-3}$. A utilidade do coeficiente de desgaste como medida da resposta do material ao desgaste abrasivo é dessa forma limitada a situações as quais o volume de desgaste é diretamente proporcional a carga e a distância de deslizamento (Rutherford e Hutchings, 1997; Trezona et al, 1999).

Em uma impressão de desgaste de geometria esférica feita sobre uma amostra inicialmente plana e não revestida, o volume de desgaste pode ser calculado a partir das dimensões da cratera (diâmetro da circunferência superficial b , ou profundidade h):

$$V \approx \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R} \quad \text{para } b \ll R \dots \dots \dots (2.2a)$$

$$V \approx \pi \cdot h^2 \cdot R \quad \text{para } h \ll R \dots \dots \dots (2.2b)$$

Em materiais cobertos com revestimentos finos, o coeficiente de desgaste pode ser calculado para a camada e para o substrato, independentemente, em um ensaio simples (Rutherford e Hutchings, 1996; Rutherford e Hutchings, 1997). No caso de amostras com superfícies cilíndricas, o desgaste pode ser determinado usando expressões adequadas para o cálculo do volume de desgaste (Rutherford e Hutchings, 1997).

Existe um grande número de variações do aparelho de microabrasão, que podem ser divididos em duas categorias principais. A primeira é composta de mecanismos que funcionam com a 'esfera livre', em que a esfera é movimentada indiretamente, através do atrito com um eixo motor de rotação contrária ao movimento de desgaste, e no qual a carga aplicada sobre a amostra essencialmente se deve ao peso da esfera (Rutherford e Hutchings, 1996; Rutherford e Hutchings, 1997). Um aparelho equipado com esse tipo de mecanismo foi utilizado para produzir os resultados dessa dissertação, sendo detalhado no Capítulo III – Metodologia. A segunda categoria se refere aos mecanismos de 'esfera fixa', nos quais a esfera é movimentada diretamente, por meio de uma fixação entre eixos motores coaxiais. A aplicação da força normal, nesse último caso, se dá através de uma alavanca que age sobre a esfera.

Em um de seus trabalhos, Trezona e co-autores (Trezona et al, 1999) estudaram a influência dos parâmetros de ensaio sobre o mecanismo de desgaste resultante. Para isso eles realizaram ensaios usando uma esfera de rolamento de aço martensítico com 25,40 mm de diâmetro e com uma dureza de 990 ± 40 HV, sobre amostras de aço ferramenta. Todas as amostras foram temperadas e revenidas com a dureza final de 775 ± 10 HV. Foram usados três abrasivos de natureza diferentes: SiC, Al_2O_3 e diamante. Estas partículas foram suspensas em água destilada em concentrações que variaram de 0,0001 até 1,0 g de abrasivo por centímetro cúbico de água. Foi também analisado o efeito da força normal, sendo esta variada de 0,1 até 5,0 N.

A Figura 2.12 mostra o aspecto típico de uma superfície desgastada usando altas cargas e lamas com baixas concentrações de abrasivo. A carga utilizada foi de 0,25 N e a fração volumétrica do abrasivo de 0,0009 (concentração $0,003 \text{ g.cm}^{-3}$).

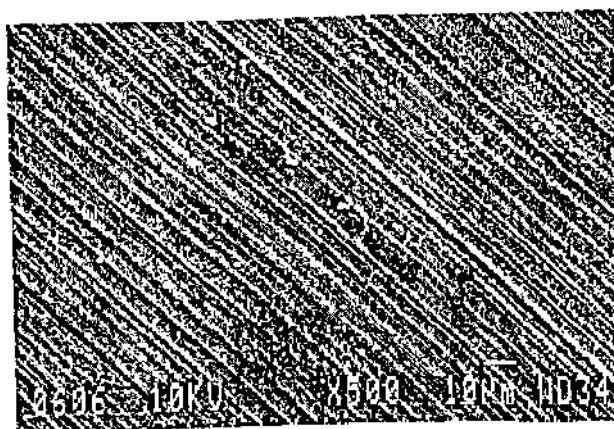


Figura 2.12 - Superfície desgastada de uma amostra de aço ferramenta temperado e revenido produzido por microabrasão. Abrasivo: diamante (3 μm). MEV (Trezona et al, 1999).

Em baixas concentrações e/ou altas cargas o mecanismo dominante foi o riscamento, característico do desgaste abrasivo a dois- corpos, para todos os abrasivos testados. Este tipo de interação aconteceu quando uma quantidade significativa de partículas ficaram engastadas na superfície da esfera e agiram como indentadores fixos, produzindo uma série de riscos finos e paralelos sobre a superfície. A correspondência do tamanho do risco (Figura 2.12) com o tamanho do abrasivo indica que estes são formados pela ação das partículas abrasivas e não devido a ação das asperidades da esfera (Trezona et al, 1999).

A Figura 2.13 mostra a superfície desgastada quando se usa baixas cargas e/ou altas concentrações de abrasivo (Trezona et al, 1999). A força normal no ensaio foi de 0,25 N, e a fração volumétrica do abrasivo igual a 0,237 (concentração 1,0 $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$).

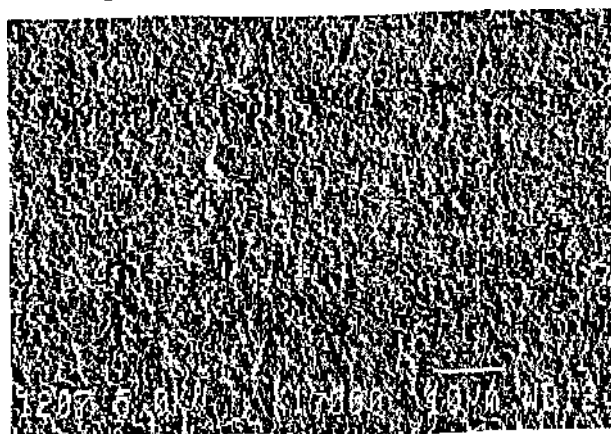


Figura 2.13 - Aspecto da superfície de desgaste produzida por microabrasão de uma amostra de aço ferramenta temperado e revenido. Abrasivo: SiC (4,25 μm). MEV. (Trezona et al, 1999).

No entanto, em baixas cargas e/ou altas concentrações da lama abrasiva as partículas abrasivas não ficam engastadas e rolam entre as duas superfícies produzindo intensa deformação. A Figura 2.13 mostra uma grande quantidade de indentações causadas pelo rolamento dos abrasivos sobre a superfície. Esse tipo de interação física é característico do

desgaste a três- corpos, que não permite diferenciar a direção do movimento sobre a superfície (Trezona et al, 1999).

A carga e/ou concentração do abrasivo intermediária leva a formação, em algumas crateras de desgaste, de uma característica mista, onde se observa riscos na região central da cratera e indentações na lateral da cratera (Trezona et al, 1999).

Estes autores produziram mapas dos mecanismos de desgaste, em termos da carga aplicada e da concentração da lama abrasiva, para os abrasivos: diamante, SiC e Al_2O_3 . Estes mapas são mostrados na Figura 2.14.

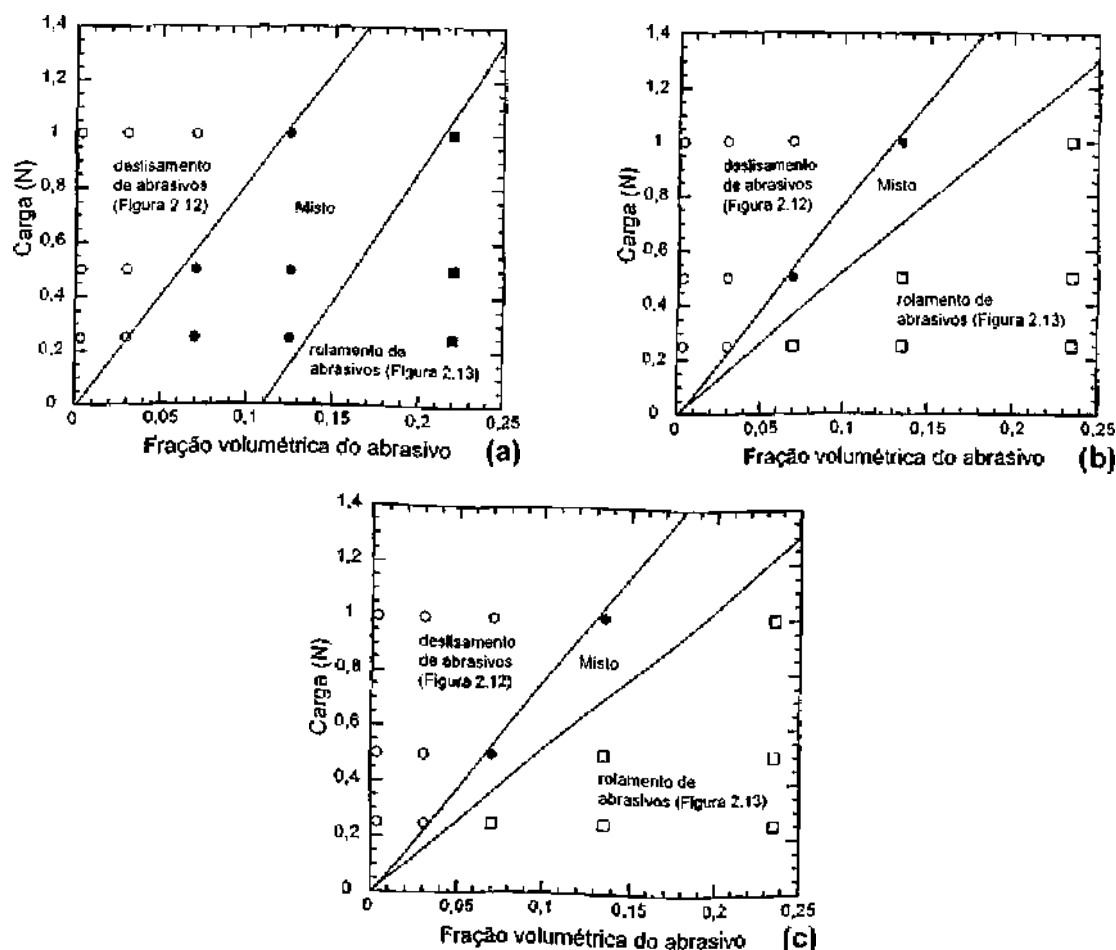


Figura 2.14 - Mapas dos mecanismos de desgaste para a microabrasão do aço ferramenta. Abrasivos: a- diamante ($3\mu\text{m}$); b- SiC ($4,25\mu\text{m}$); c- Al_2O_3 ($4,97\mu\text{m}$) (Trezona et al,1999).

A Figura 2.14 mostra que o mecanismo de desgaste predominante depende da força normal aplicada, da concentração das partículas abrasivas no meio e da natureza do abrasivo.

A transição entre o deslizamento do abrasivo a dois- corpos e rolamento do abrasivo a três- corpos foi encontrada como uma razão aproximadamente constante entre a força e a concentração de abrasivo para os abrasivos SiC e Al_2O_3 . Em cargas de até 1,0 N; a razão da carga pela fração volumétrica foi aproximadamente 7 para o SiC, e aproximadamente 5 para a

Al_2O_3 . Para o abrasivo diamante, observa-se uma maior variação para essa razão, embora o valor médio seja aproximadamente 5 (Trezona et al, 1999).

A Figura 2.15 mostra a variação do volume de desgaste com a concentração de SiC , para o aço ferramenta, em três carregamentos diferentes.

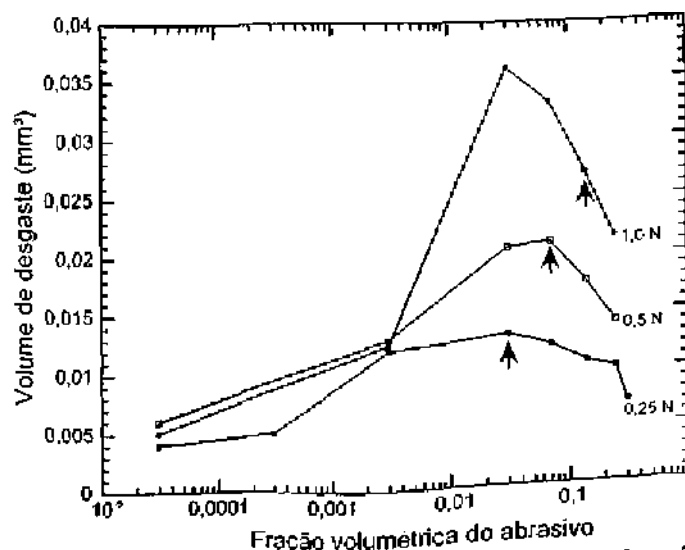


Figura 2.15 - Volume de desgaste após 30 m de deslizamento em função da concentração de abrasivo e carga aplicada. Microabrasão. Abrasivo: SiC , (4,25 μm) (Trezona et al, 1999).

O comportamento do volume de desgaste não é linear com a fração volumétrica (Figura 2.15), exibindo um máximo para a fração volumétrica na faixa de 0,03 - 0,06, nestas cargas estudadas. As setas mostradas na Figura 2.15 indicam o ponto de transição entre deslizamento e rolamento do abrasivo. Em baixas concentrações, o volume de desgaste é quase independente da carga dependendo, unicamente, da concentração dos abrasivos (Trezona et al, 1999).

Em uma mesma carga normal, na faixa de concentração referente ao predomínio do deslizamento dos abrasivos, um aumento na concentração leva a aumentos no desgaste (Figura 2.15). Por outro lado, quando ocorre rolamento de abrasivos, um aumento na concentração de abrasivo proporciona a diminuição do desgaste (Trezona et al, 1999).

É importante ressaltar que, para a mesma força aplicada, os maiores valores de volume de desgaste ocorreram em frações volumétricas intermediárias. Estas concentrações levam a ocorrência do mecanismo de desgaste misto (Trezona et al, 1999).

A Figura 2.16 mostra a razão do volume de desgaste por unidade de distância de deslizamento sobre uma amostra do aço ferramenta em função da carga. A lama possui uma fração volumétrica de abrasivos de 0,189 (0,75 g cm^{-3}), as distâncias foram de 12 até 24 m.

Nessa concentração de abrasivo somente a 5 N foi observado o mecanismo de riscamento a dois-corpos, com a presença de sulcos no meio da cratera de desgaste, que se formou de forma não esférica. O comportamento geral da superfície desgastada foi de

rolamento de abrasivo, característico do desgaste a três- corpos. Para a carga de 3 N, a cratera formada teve forma esférica, porém foi observado uma pequena evidência de riscos causados pelo deslizamento do abrasivo sobre a amostra, ou seja, desgaste a dois- corpos (Trezona et al, 1999).

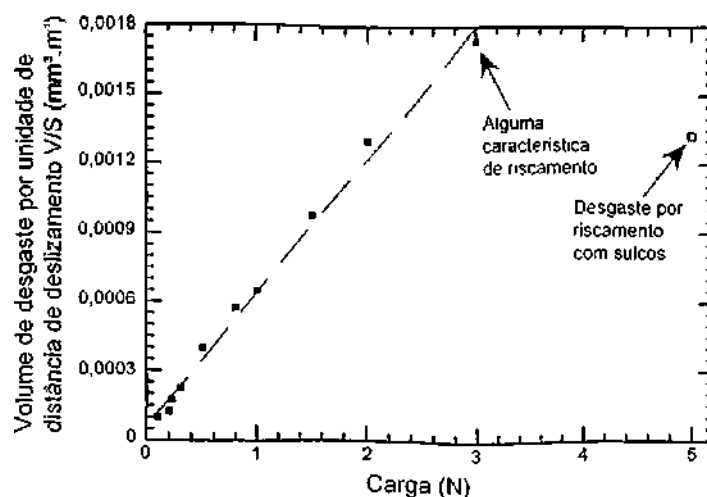


Figura 2.16 - Variação do volume de desgaste por unidade distância com a carga normal, produzindo rolamento do abrasivo; Abrasivo: SiC (4,25 μ m) (Trezona et al, 1999).

O gráfico da Figura 2.17 mostra o volume de desgaste por unidade de distância em função da força normal aplicada, para baixas concentrações de abrasivo. A concentração de abrasivos usada corresponde a fração volumétrica igual a 0,015 (0,05 g cm⁻³), que mostra, como indicado na Figura 2.15, uma grande sensibilidade para o desgaste em função da carga aplicada.

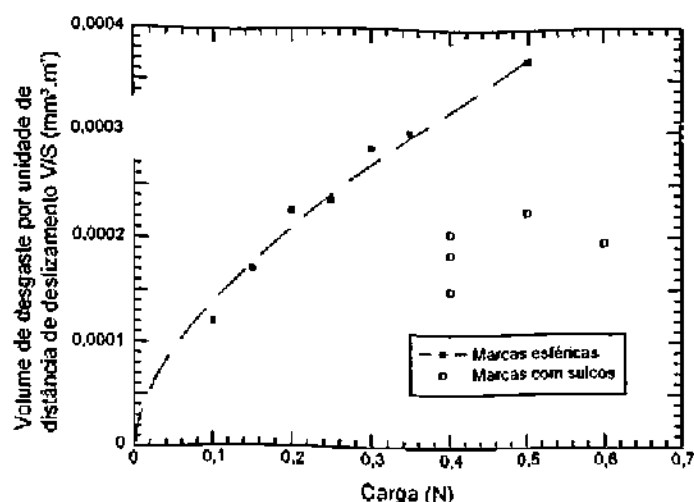


Figura 2.17 - Volume de desgaste por unidade de distância de deslizamento em função da carga normal, produzindo o deslizamento do abrasivo. Amostra: aço ferramenta; Abrasivo: SiC (4,25 μ m); distância de deslizamento constante de 32 m (Trezona et al, 1999).

Todas as crateras de desgaste mostraram marcas de riscos característicos do desgaste a dois- corpos, algumas, porém, mostraram sulcos e formato não esférico (Figura 2.17). Nestas

crateras, não foi observada uma relação clara entre a força normal e o volume de desgaste por unidade de distância de deslizamento (Trezona et al,1999).

Estes autores (Trezona et al,1999) discutiram a dependência dos mecanismos de desgaste com relação a concentração de abrasivo e a carga normal. Apresentaram um modelo que se baseia na teoria de Williams e Hyncica (Williams e Hyncica, 1992) sobre transições entre deslizamento e rolamento de abrasivos. Em resumo, se existem muitas partículas submetidas a baixas cargas, cada partícula vai indentar a superfície suavemente, produzindo desgaste por rolamento. Por outro lado, se no contato existem poucas partículas fortemente carregadas estas irão indentar a superfície mais profundamente, resultando em deslizamento.

O modelo teórico apresentado por Trezona e co-autores (Trezona et al,1999) mostra que o mecanismo de desgaste, em microabrasão, vai depender principalmente da carga por partícula, de fatores relacionados ao tamanho e a formato da partícula e da dureza da superfície.

Esse modelo é bastante consistente com os resultados dos estudos mostrados neste capítulo: a transição do mecanismo de desgaste é observada com relação a variação da fração volumétrica dos abrasivos e da força normal, ou seja, da carga por partícula. O valor de transição é dependente do abrasivo utilizado (Trezona et al,1999).

Neste trabalho, estes autores também discutem sobre a classificação da abrasão em dois- corpos e três- corpos e apresentam uma nova classificação para o desgaste abrasivo em dois tipos: 'desgaste abrasivo por deslizamento' e 'desgaste abrasivo por rolamento'. No desgaste abrasivo por deslizamento, a partícula abrasiva adere ao contra- corpo e desliza sobre a superfície desgastada como uma asperidade dura, provocando riscos paralelos e na direção do desgaste. No desgaste abrasivo por rolamento, a partícula abrasiva rola sobre a superfície provocando um alto nível de deformação plástica, identificado pelo mecanismo de indentação múltipla. Neste último tipo a superfície apresenta pouca ou nenhuma evidência da direção do desgaste (Trezona et al,1999).

2.6 - Objetivos do Trabalho

Esta dissertação tem como principal objetivo determinar o efeito dos principais parâmetros de processamento (pressão de compactação e tamanho do pó de ferro) do ferro puro sinterizado e oxidado a vapor sobre o comportamento em desgaste abrasivo deste material. Os parâmetros de processamento afetam diretamente a microestrutura desse material, que, como reportado na literatura, tem forte influência sobre o desgaste por deslizamento. A literatura mostra que nos estágios finais do desgaste por deslizamento deste material as partículas duras, originadas da fragmentação da camada de óxidos, causam

desgaste do tipo abrasivo. Os poucos trabalhos que abordam o desgaste abrasivo se preocupam somente com o efeito da carga normal aplicada, e não enfocam o efeito da microestrutura. A microabrasão se apresenta como uma técnica segura e capaz de definir o comportamento em abrasão deste material. O domínio da análise se estende para três tipos diferentes de abrasivos, a saber, a alumina, a sílica e a hematita. O último abrasivo representa a atuação dos fragmentos originários da própria camada de óxido no comportamento tribológico destes materiais.

CAPITULO III

3 - Metodologia

3.1 - Materiais e Designações das Amostras

Amostras produzidas e caracterizadas anteriormente (de Mello et al, 2001; de Mello e Hutchings, 2001a; de Mello e Hutchings, 2001b) foram utilizadas neste trabalho. Fabricadas a partir de pó de ferro atomizado (Ancor Steel 1000B Höganäs) e peneirado em quatro diferentes faixas de tamanhos, denotadas pelos números de 1 até 4, a saber: 1- menor que $65\mu\text{m}$; 2- de 65 a $90\mu\text{m}$; 3- de 90 a $125\mu\text{m}$; 4- maiores que $125\mu\text{m}$. O pó de ferro foi misturado com 0,8% (em massa) de estearato de zinco com a função de agir como lubrificante durante o processo de compactação. Para a produção das amostras, o pó foi compactado em quatro diferentes pressões: 300, 400, 500 e 600 MPa. A compactação foi realizada em uma prensa industrial de dupla atuação.

As superfícies a serem testadas estavam em contato com os punções móveis, garantindo a uniformidade desta superfície.

A designação das amostras foi feita de forma que mostrasse diretamente os dois principais parâmetros de fabricação, assim usou-se a sigla Axy onde x é a pressão de compactação (em MPa) dividida por 100 e y é o número referente ao tamanho do grão (pó). Por exemplo, a sigla A34 denota uma amostra que foi submetidas a uma pressão de 300 MPa e produzida com partículas de tamanho maior que $125\mu\text{m}$.

A forma da amostra após a compactação é de 50mm de comprimento por 10 mm de espessura e altura dependendo da pressão de compactação e do tamanho do pó. Após a compactação, as amostras foram sinterizadas em forno industrial, numa atmosfera controlada ($\text{N}_2 + 10\% \text{H}_2$) a temperatura constante de 1120°C durante um tempo de 25 a 30 minutos. Após o resfriamento à temperatura ambiente as amostras foram tratadas a vapor. O tratamento a vapor foi realizado a 540°C por 2 horas num forno industrial contínuo.

3.1.1 - Caracterização Microestrutural das Amostras

A caracterização microestrutural destas amostras foi realizada por De Mello e co-autores (de Mello et al, 2001). Estes autores analisaram tanto aspectos superficiais quanto volumétricos da micro-estrutura.

O processo de preparação metalográfica de materiais sinterizados pode apresentar dificuldades devido o efeito do processo de corte, lixamento e polimento na preservação da integridade dos poros. A mudança superficial durante esses processos mecânicos pode levar a um engano aparente da porosidade e conseqüentemente erros na interpretação da microestrutura (Huppmann et al, 1983). Por outro lado, em compactos de pó pressionados em matrizes o gradiente de densidade, ou seja porosidade, é resultados de um gradiente de pressão (Schat e Wieters, 1997).

Para superar estes problemas, uma rotina especial de preparação foi aplicada às amostras. Esta consiste em um polimento com disco usando uma solução de lama abrasiva de Al_2O_3 de 1 μm por 1h, seguido de um polimento com lama de SiO_2 coloidal por aproximadamente 10 min. O processo de polimento em disco foi interrompido de tempos em tempos e a superfície observada até que a camada superficial de óxidos fosse completamente arrancada. Finalmente foi aplicado um rápido polimento manual usando pasta de diamante de 0,1 μm (de Mello et al, 2001).

A porosidade foi determinada com a ajuda de um microscópio ótico acoplado a um sistema de aquisição e processamento de imagem Image Pro Plus®. As medidas foram realizadas em 20 diferentes posições simetricamente espaçadas. (de Mello et al, 2001)

Para diminuir a dispersão dos dados o critério Chavenet foi utilizado (Neville e Kennedy, 1964). Os valores individuais de X_i foram eliminados se:

$$\frac{X_i - X}{\sigma} \leq Do$$

$$Do = 2.8751e^{-0.0003n} - 1.00038e^{-0.0212n} - 1.2712e^{-0.2674n} \dots\dots\dots(1)$$

onde n é a quantidade de medidas (20), Do é o coeficiente de Chavenet, X é a média e σ o desvio padrão.

Alguns parâmetros morfológicos dos poros (diâmetro médio, área e formato do poro) são avaliados pelo mesmo sistema de aquisição de imagens. A distribuição do tamanho do poro foi caracterizada em termos da média do diâmetro. Para apresentar isso, o software avaliou o comprimento médio de vários diâmetros que atravessam o centróide do poro, medidos em intervalos de 5° em torno do centróide (de Mello et al, 2001).

Adicionalmente, o livre caminho médio entre os poros (M.F.P.) λ é calculado por:

$$\lambda = d \frac{1 - V_{VP}}{V_{VP}} \dots\dots\dots(2)$$

onde d é a média do diâmetro dos poros e V_{VP} é a fração volumétrica da porosidade.

A microestrutura volumétrica das amostras também foi analisada usando microscopia ótica nas seções transversais. Para isso as amostras foram preparadas manualmente usando

processos convencionais de lixamento, passando por lixas de Al_2O_3 com sucessivos tamanhos de malha 400, 600, 800, 1200, e polida com pasta de diamante de 6, 1 e 0,25 μm de diâmetro, e finalmente polidas com sílica coloidal (de Mello et al, 2001).

As seções transversais foram usadas para medir a quantidade de óxidos presentes na porosidade interconectada das amostras. Utilizou-se um microscópio ótico acoplado com um sistema de processamento de imagens em conjunto com o programa chamado: 'Scion Image Software®'. Os resultados são uma média de dez medidas distribuídas aleatoriamente por toda a seção. De Mello et al (2001) também analisaram a superfície das amostras em MEV (SEM Jeol 820) com um ângulo de ataque de 35° e por difratometria de raios-X (Philips Xpert, radiação $\text{Cu K}\alpha$).

A Tabela 3.1 traz o efeito da pressão de compactação (PC) e do tamanho do pó de ferro (TP) sobre os parâmetros microestruturais: porosidade (%); tamanho do poro (μm); livre caminho médio entre os poros (MFP - μm) e quantidade de óxidos presentes no volume (%). Enquanto a Figura 3.1 mostra aspectos das microestruturas obtidas.

Tabela 3.1: Parâmetros microestruturais (de Mello et al, 2001).

Amostra	P.C. (MPa)	T. P.	Porosidade (%)	Tamanho do poro (μm)	M.F.P. (μm)	Oxido (%)
A3.1	300	1	42.7 ± 3.3	$14,8 \pm 2,8$	19 ± 8	29 ± 2
A3.2	300	2	39.8 ± 3.8	$15,1 \pm 4,3$	22 ± 8	27 ± 2
A3.3	300	3	37.4 ± 1.2	$15,5 \pm 4,9$	25 ± 9	20 ± 1
A3.4	300	4	33.1 ± 3.4	$15,8 \pm 5,2$	32 ± 0	19 ± 1
A4.1	400	1	36.8 ± 2.0	$13,5 \pm 2,6$	23 ± 2	22 ± 2
A4.2	400	2	32.4 ± 2.3	$14,2 \pm 3,8$	29 ± 6	20 ± 1
A4.3	400	3	29.9 ± 1.7	$14,6 \pm 4,1$	34 ± 1	16 ± 1
A4.4	400	4	26.6 ± 1.9	$14,4 \pm 4,2$	39 ± 8	15 ± 2
A5.1	500	1	29.5 ± 1.1	$7,9 \pm 2,2$	25 ± 3	18 ± 1
A5.2	500	2	26.6 ± 1.3	$9,5 \pm 2,9$	32 ± 6	14 ± 2
A5.3	500	3	22.8 ± 3.2	$10,6 \pm 3,5$	35 ± 8	14 ± 1
A5.4	500	4	21.7 ± 1.4	$10,9 \pm 3,7$	39 ± 2	12 ± 1
A6.1	600	1	25.5 ± 1.8	$6,8 \pm 1,8$	19 ± 8	14 ± 2
A6.2	600	2	24.1 ± 1.2	$7,4 \pm 2,1$	27 ± 3	10 ± 1
A6.3	600	3	20.6 ± 1.6	$8,1 \pm 2,7$	31 ± 1	10 ± 1
A6.4	600	4	18.9 ± 1.6	$8,4 \pm 3,1$	36 ± 1	9 ± 1

Estes autores mostraram, Figura 3.1, que, essencialmente, as amostras possuem um alto nível de porosidade, em consequência dos parâmetros de fabricação adotados, o que leva a irregularidades na superfície das amostras. Observa-se, ainda, que a camada de óxido se forma uniformemente sobre toda a superfície, inclusive dentro dos poros. A espessura da camada de óxidos se manteve constante (3,5 – 4,0 μm) e independente das condições de processamento usadas.

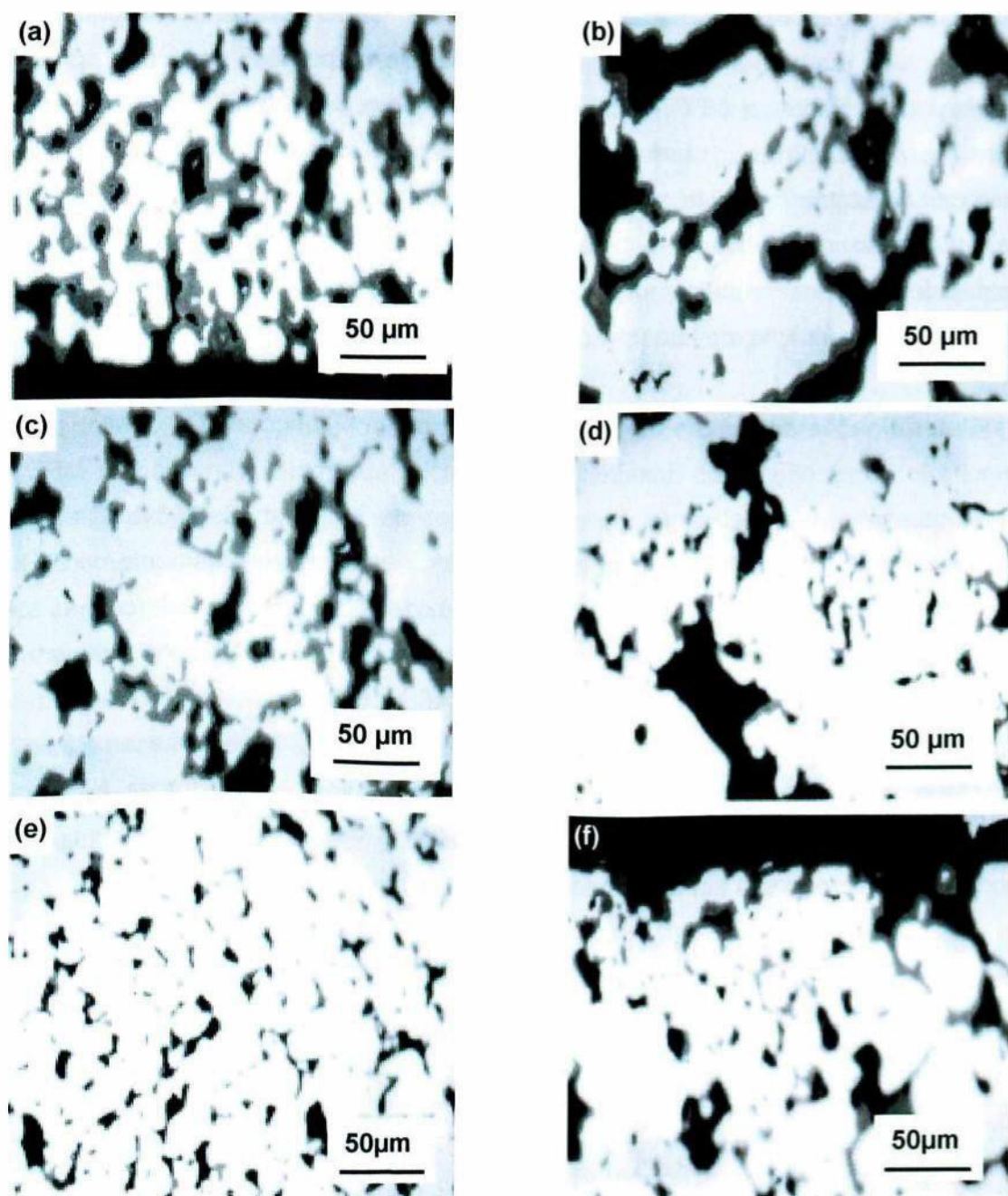


Figura 3.1 - Microestrutura típica para diferentes pressões de compactação e tamanhos do pó de ferro: a- A31 borda; b- A34 centro; c- A42 centro; d- A52 centro; e- A61 centro; f- A64 borda (de Mello et al, 2001).

Difrações de raios-X mostraram que a camada de óxidos é composta de magnetita e hematita. A clara influência dos parâmetros de processo sobre a porosidade foi destacada (Tabela 3.1). Baixos níveis de porosidade estão sempre associados com altas pressões de compactação e grandes tamanhos de pó de ferro. Pequenos tamanhos de poro foram associados a altas pressões de compactação, porém o tamanho do poro cresceu com o

tamanho do pó de ferro. O MFP aumentou, em um mesmo tamanho do pó, até atingir um máximo à medida que a pressão de compactação aumentou. O valor desse máximo aumentou com o aumento do tamanho do pó de ferro. Como esperado, para uma pressão de compactação constante, o MFP diminuiu quase linearmente com a porosidade. Para um tamanho de pó constante, o aumento na porosidade foi associado com o decréscimo na pressão de compactação (de Mello et al, 2001).

Além disso, a quantidade de óxidos mostrou-se fortemente dependente da porosidade. A quantidade de óxidos formada dentro da porosidade interconectada decresceu à medida que a pressão de compactação e o tamanho do pó aumentaram.

3.1.2 - Determinação da Dureza das Amostras.

A dureza das amostras foi determinada por de Mello et al (2001). Os testes de macrodureza foram realizados com um indentador Vickers a um carregamento de 20 kgf. Na tentativa de estabelecer a influência da camada de óxido sobre o valor de dureza, as medidas foram realizadas sobre amostras revestidas de óxidos (CO) e amostras onde a camada oxidada foi removida através de polimento metalográfico (SO). Os resultados são a média de no mínimo cinco testes realizados em posições aleatórias distribuídas sobre a superfície.

Um procedimento idêntico foi utilizado para se determinar a microdureza. Neste caso foi utilizado um carregamento de 20 gf (de Mello et al, 2001). A Tabela 3.2 mostra a variação da macrodureza e microdureza em função dos parâmetros de fabricação.

Tabela 3.2: Durezas do material (de Mello et al, 2001).

Amostra	P.C. (MPa)	T. P.	Macrodureza (kgf.mm ⁻²)		Microdureza (kgf.mm ⁻²)	
			CO	SO	CO	SO
A3.1	300	1	152 ± 4	163,8 ± 1,1	260 ± 18	165,3 ± 15,4
A3.2	300	2	105 ± 4	122,0 ± 2,0	278 ± 23	128,1 ± 9,0
A3.3	300	3	87 ± 2	92,2 ± 2,7	236 ± 18	132,6 ± 8,6
A3.4	300	4	76 ± 2	75,7 ± 1,6	223 ± 13	142,3 ± 11,6
A4.1	400	1	141 ± 1	154,6 ± 2,5	285 ± 27	132,8 ± 10,0
A4.2	400	2	131 ± 2	137,6 ± 3,0	308 ± 23	151,7 ± 10,2
A4.3	400	3	103 ± 3	114,6 ± 1,8	279 ± 16	148,8 ± 9,9
A4.4	400	4	93 ± 4	102,0 ± 1,9	288 ± 15	118,3 ± 4,9
A5.1	500	1	124 ± 2	133,6 ± 4,3	230 ± 11	120,7 ± 9,8
A5.2	500	2	115 ± 2	124,0 ± 2,0	269 ± 19	145,7 ± 12,6
A5.3	500	3	105 ± 3	111,2 ± 2,4	272 ± 23	144,6 ± 8,7
A5.4	500	4	92 ± 2	104,8 ± 1,1	262 ± 30	111,6 ± 4,4
A6.1	600	1	116 ± 2	117,6 ± 3,4	270 ± 20	152,5 ± 11,1
A6.2	600	2	105 ± 3	105,6 ± 1,5	262 ± 20	113,0 ± 4,7
A6.3	600	3	102 ± 1	101,6 ± 1,5	237 ± 10	120,7 ± 2,9
A6.4	600	4	98 ± 1	100,7 ± 0,9	262 ± 17	131,5 ± 7,8

Embora o tratamento a vapor tenha uma grande influência sobre a dureza das amostras, esta não foi afetada pela presença da camada superficial de óxidos. Em contraste, o óxido dentro da porosidade interconectada teve um considerável efeito sobre a dureza. Decréscimos no tamanho do pó sempre levam a aumentos na dureza. O efeito da pressão de compactação sobre a dureza deixa claro o compromisso entre a porosidade e o fechamento da rede de poros por óxidos. Amostras produzidas com pequenos tamanhos de pó mostram um contínuo decréscimo da dureza à medida que a pressão de compactação aumenta, embora para maiores tamanhos de pó existe um ligeiro acréscimo até um valor constante de dureza. Para tamanhos de partícula intermediários, um máximo de dureza é obtido a medida que pressão de compactação aumenta (de Mello et al, 2001).

No entanto, a heterogeneidade microestrutural, característica de produtos da metalurgia do pó, está refletida nos valores de microdureza. Nenhuma correlação geral foi encontrada entre os parâmetros de processo e a microdureza tanto da camada de óxidos quanto da matriz ferrosa. Todavia, a camada de óxidos produziu um endurecimento superficial considerável, exibindo uma microdureza média de $264 \pm 23 \text{ Kgf.mm}^{-2}$, sendo a matriz ferrosa consideravelmente mole, com a dureza média de $135 \pm 16 \text{ Kgf.mm}^{-2}$. Nenhum dos parâmetros microestruturais como a porosidade, o tamanho do poro, a quantidade de óxidos, etc, parecem afetar, de forma consistente, a microdureza das amostras (de Mello et al, 2001).

3.2 - Caracterização das Partículas Abrasivas: Dureza, Forma e Tamanho

3.2.1 - Dureza do Abrasivo.

A Tabela 3.3 classifica os abrasivos pela sua dureza. São dados obtidos da literatura, e relativos à temperatura ambiente. A alumina é o material mais duro, seguido pela sílica e hematita que estão na mesma faixa de dureza.

Tabela 3.3: Características dos abrasivos.

Abrasivo	Fórmula	Dureza (HV)	Referências
Alumina	Al_2O_3	1800–2000	Gundlach e Parks, 1978; Hutchings, 1992; Insley et al, 2001.
Sílica	SiO_2	750–1260	Gundlach e Parks, 1978; Hutchings, 1992; Stachowiak e Batchelor, 2001
Hematita	Fe_2O_3	1000–1050	Loung e Heijkoop, 1981; Skoczynski et al, 1997; Stachowiak e Batchelor, 2001

3.2.2 - Forma do Abrasivo.

A morfologia dos abrasivos foi caracterizada, qualitativamente, via microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi necessário realizar a separação das partículas para que estas não aglomerassem, evidenciando, assim, a morfologia individual das partículas. O procedimento de separação consiste em dispersar pequenas frações do abrasivo em uma solução de água e detergente líquido. As amostras para análise foram produzidas gotejando-se essa mistura, devidamente agitada, sobre lâminas de vidro limpas e aquecidas. Após a evaporação, a lâmina permanece com o abrasivo depositado. A partir desse ponto a lâmina, com o abrasivo depositado, passa por um processo de metalização com ouro.

3.2.3 - Tamanho do Abrasivo.

A Tabela 3.4 mostra as principais informações fornecidas pelos fabricantes dos abrasivos utilizados neste trabalho.

Tabela 3.4: Dados nominais dos abrasivos.

Abrasivo	Fabricante (produto)	Dados nominais:
Alumina	Logitech	Pó de óxido de alumínio fundido para polimento. Tamanho da partícula: 5 μm .
Silica	Sigma (S5631)	Tamanho da partícula: 0,5 - 10 μm aproximadamente 80% entre 1 - 5 μm .
Hematita	Aldrich (31,0050-2)	Tamanho da partícula: <5 μm , 99+%.

Observa-se que todos os abrasivos apresentam, nominalmente, tamanho equivalente e próximo de 5 μm .

A determinação da distribuição do tamanho das partículas abrasivas foi feita via difração a laser. Este equipamento funciona com um sistema óptico de leitura que realiza medições numa faixa que vai de 40nm até 500 μm . A amostra é colocada na cuba metálica localizada na parte superior do equipamento e mantida em agitação constante (Figura 3.2). Através de um sistema de circulação interno a amostra passa por uma lente de cristal de quartzo (célula de leitura) onde entra em contato com o laser que incide na lente e é desviado pelas partículas, o ângulo formado pelo desvio é captado por detectores, localizados num anteparo atrás da lente, determinando assim os tamanhos de partícula.

O gráfico de resultados é composto por um histograma que representa a distribuição dos diâmetros das partículas e por uma curva de porcentagem acumulada.

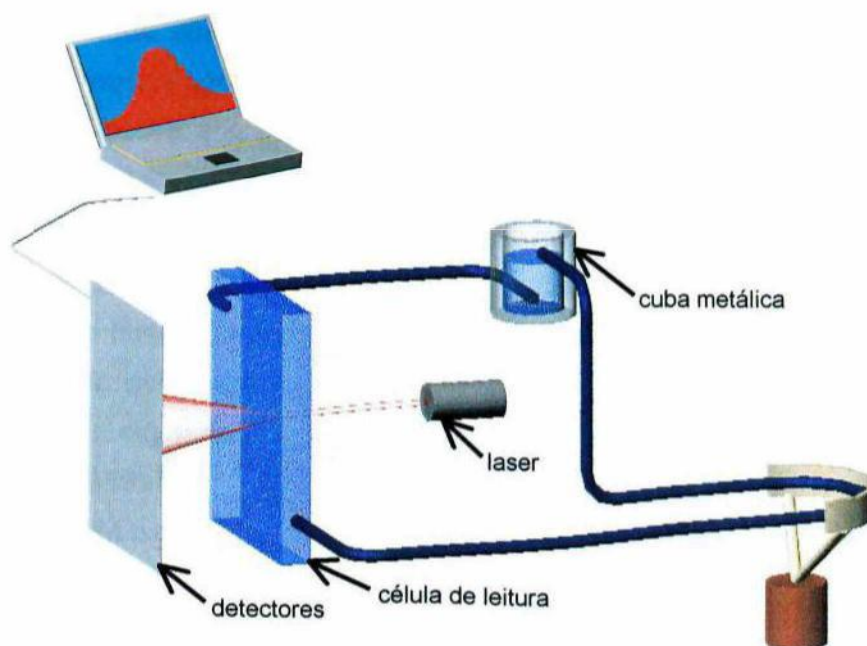


Figura 3.2 – Esquema da medição do tamanho do abrasivo a laser.

As medições do diâmetro médio dos abrasivos foram realizadas pelo Laboratório de Caracterização de Materiais (LDC) do Centro de Tecnologia em Materiais (CTCmat - SENAI) em Criciúma SC.

3.3 - Ensaio de Desgaste

Os ensaios de desgaste abrasivo foram efetuados em um equipamento de microabrasão do tipo esfera livre, cujo princípio de funcionamento está ilustrado esquematicamente na Figura 3.3 (Rutherford e Hutchings, 1997). Nesse tipo de equipamento a esfera gira sobre a amostra movida por um eixo motor. A amostra é fixa em um porta-amostra acoplado a uma célula de carga, que mede continuamente a força normal durante o teste. A esfera, ou contra-corpo, é de aço inoxidável martensítico com um raio de 10 mm, sendo devidamente limpa antes de cada ensaio.

O meio abrasivo foi uma lama composta de partículas abrasivas em suspensão em água destilada, a uma concentração de 0,75 g de abrasivo por cm^3 de água. Esta concentração é considerada alta, e foi utilizada em outros trabalhos (Trezona e Hutchings, 1999, Trezona et al, 1999, Rutherford e Hutchings, 1997). Como tem sido mostrado (Trezona et al, 1999), baixas concentrações de abrasivo aumentam a probabilidade da impressão de desgaste se formar imperfeitamente, com arestas, em uma geometria não esférica.

A lama abrasiva foi agitada continuamente durante cada teste para prevenir a decantação das partículas abrasivas. Essa mistura é bombeada até a esfera usando uma

bomba peristáltica de vazão regulável. Fixou-se a vazão em cerca de uma gota a cada 3 segundos em todos os testes.

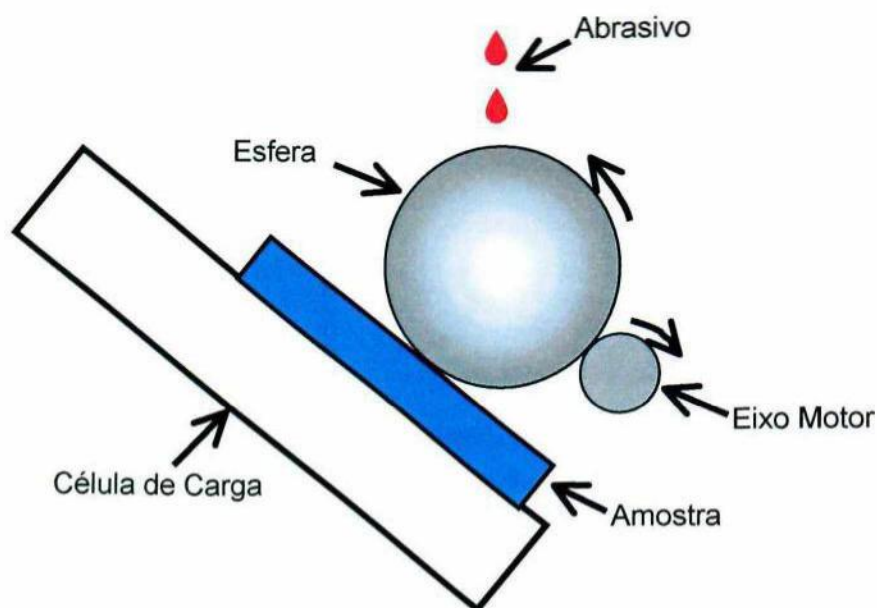


Figura 3.3 - Esquema de funcionamento da microabrasão

A foto da Figura 3.4 mostra os principais componentes do equipamento de microabrasão.

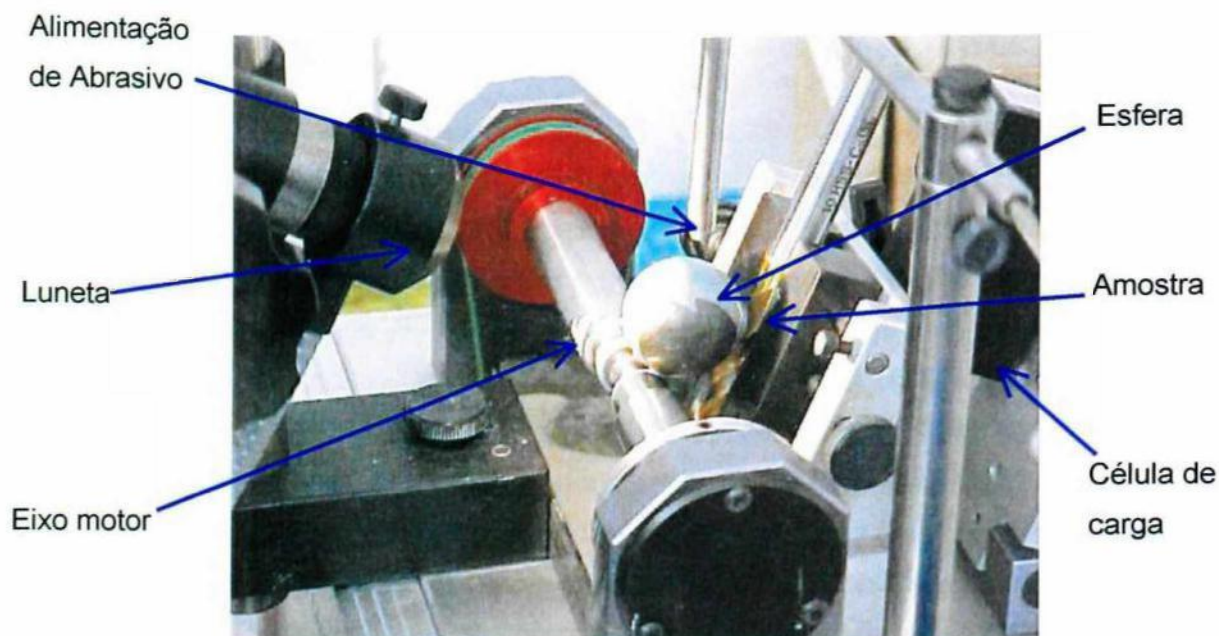


Figura 3.4 - Aparelho de microabrasão. Principais componentes.

A rotação do eixo motor foi fixada em 150 rpm, gerando uma velocidade entre a superfície da esfera e a amostra de aproximadamente $0,11 \text{ m.s}^{-1}$.

A força normal do teste é determinada pela massa da esfera, bem como pela inclinação da mesa onde se fixa o porta-amostra e pela posição do conjunto em relação ao eixo motor

(Rutherford e Hutchings, 1996). A força normal é medida através de uma célula de carga acoplada ao porta-amostra, sendo mantida entre 0,20 e 0,23 N com o sistema estático.

A Figura 3.5 mostra esquematicamente como se forma a impressão de desgaste. Os diâmetros da impressão são visualizados através de um microscópio ótico acoplada ao aparelho. Este microscópio possui uma precisão de 1 micrometro. As medições são realizadas ao fim de cada teste após a amostra ter sido devidamente limpa.

Neste tipo de teste, é assumido que a geometria da cratera de desgaste reproduz a geometria esférica da esfera que a originou. A equação 2.2a determina o volume da calota esférica, V , a partir do diâmetro, b , medido na impressão de desgaste (Rutherford e Hutchings, 1997; Trezona et al, 1999):

$$V \approx \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R} \quad \text{para } b \ll R \dots \dots \dots (2.2a)$$

onde R é o raio da esfera (10 mm) utilizada para realizar os testes.

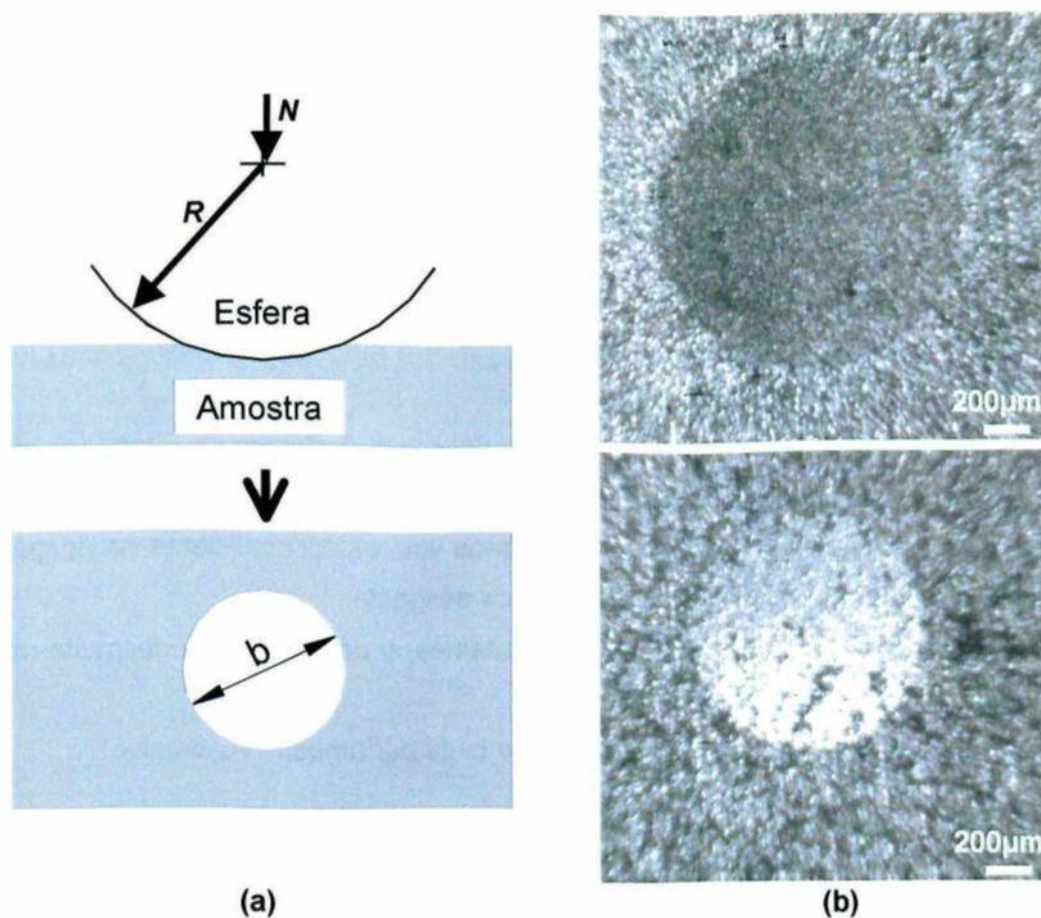


Figura 3.5 - a- Esquema de visualização da impressão de desgaste; b- exemplo de duas impressões: superior amostra A61- alumina; inferior A64 – sílica. MO

Em materiais homogêneos e não revestidos o volume de desgaste pode ser expresso em função da distância total de deslizamento, S , e da força normal de contato, N , por um simples modelo relativo ao desgaste abrasivo, que é equivalente a equação de Archard para desgaste por deslizamento. A distância total de deslizamento é calculada em função do tempo do teste de desgaste. A equação 2.1 mostra a relação entre o volume, a distância deslizada e a força normal.

$$V = k \cdot S \cdot N \quad \text{.....(2.1)}$$

onde k é o coeficiente de desgaste cuja unidade é dada em $\text{m}^3.(\text{N.m})^{-1}$ (Trezona et al, 1999).

As equações 2.1 e 2.2a nos levam a definição do coeficiente de desgaste em função dos parâmetros medidos nos testes, que pode ser expresso pela equação 3.1 (Rutherford e Hutchings, 1997, Trezona e Hutchings, 1999, Trezona et al, 1999):

$$k = \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R \cdot S \cdot N} \quad \text{para } b \ll R \quad \text{.....(3.1)}$$

Os intervalos de duração dos testes foram fixados compondo uma bateria de 13 testes, com os respectivos tempos de duração: 10, 20, 30, 40, 50, 60, 80, 100, 120, 180, 240, 300 e 360 segundos.

Os testes de uma bateria foram realizados na mesma posição. A quantidade de testes, bem como o tempo de duração de cada teste, foi definido em ensaios preliminares, onde se analisou a estabilidade do regime de desgaste.

Considera-se que o regime permanente de desgaste é alcançado quando o valor do coeficiente de desgaste médio se mantém constante. Analisando o comportamento geral de todas as amostras, observou-se que os quatro últimos valores do coeficiente de desgaste de cada bateria se encontram em regime permanente de desgaste.

Assim, definiu-se que, para cada bateria de testes, o coeficiente de desgaste médio é dado pela média dos quatro últimos valores.

Foram realizadas três baterias de testes para cada par amostra – abrasivo.

3.4 - Interferometria

O formato da impressão de desgaste foi detalhado através de um interferômetro óptico a laser marca 'UBM microfocus Expert IV'. A análise da superfície foi realizada usando o programa 'UBM Measurement Analysis System'.

A área quadrada de varredura foi de 2,5 por 2,5 mm. Foi ajustada uma resolução de 500 pontos por milímetro para o perfil de rugosidade, sendo descritos 50 perfis paralelos em cada milímetro. Esta área descreve a impressão de desgaste.

A formulação para o cálculo do volume desgastado, em consequência do coeficiente de desgaste, depende da identidade entre a cratera de desgaste e o formato da esfera utilizada no teste.

3.5 - Mecanismos de Desgaste

A análise dos mecanismos de desgaste ocorridos durante o processo de abrasão foi realizada através de um microscópio eletrônico de varredura (MEV – Leo 940A – fabricante: Zeiss).

As amostras, antes de serem analisadas, passaram por um processo de limpeza utilizando ultra-som.

Com a finalidade de garantir a condutividade elétrica das superfícies a serem observadas, as amostras passaram por uma metalização ajustada para formar uma fina camada de ouro (4 nm) sobre estas superfícies.

CAPÍTULO IV

4 - Resultados e Discussão:

Neste capítulo são apresentados e discutidos todos os resultados referentes a cada etapa do trabalho.

4.1 - Caracterização dos Abrasivos

Os abrasivos utilizados neste trabalho são apresentados, visualmente, na Figura 4.1.

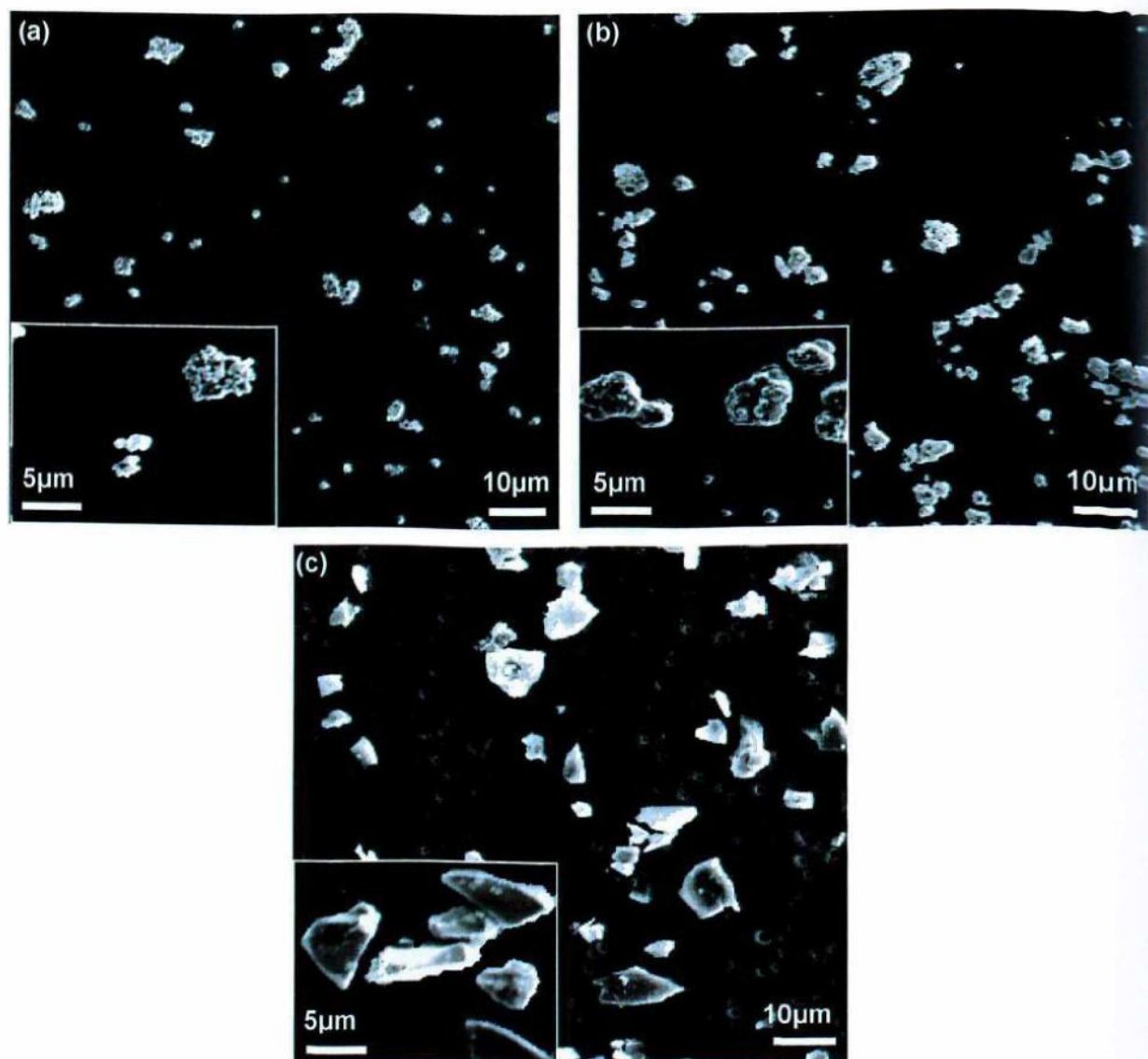


Figura 4.1 - Aspecto morfológico dos abrasivos: a- hematita; b- sílica; c- alumina. MEV.

A Figura 4.1 detalha a morfologia dos abrasivos, assim como as diferenças da distribuição de tamanhos entre eles. A Figura mostra que o tamanho de cada abrasivo pode variar desde partículas menores que $1\text{ }\mu\text{m}$ até valores próximos a $10\text{ }\mu\text{m}$. Porém, é possível notar que a hematita e a sílica (Figura 4.1 a e b, respectivamente) ocupam uma faixa de tamanho enquanto que a alumina (Figura 4.1 c) apresenta um tamanho maior. Os encartes, em maior ampliação, ilustram a morfologia das partículas. A hematita e a sílica tendem ao formato esferoidal, enquanto que a alumina tende ao anguloso.

A Tabela 4.1 mostra uma síntese dos resultados relativos ao tamanho médio das partículas. Estes resultados foram obtidos por difração de raios laser. Neste tipo de medição, os resultados representam o tamanho da partícula pelo diâmetro de uma esfera equivalente. Neste trabalho, foi considerado que o tamanho médio da partícula é dado pelo diâmetro que engloba 50% do total de partículas medidas. Assim, os valores apresentados na Tabela 4.1 correspondem ao diâmetro médio de cada abrasivo.

Tabela 4.1: Diâmetro médio dos abrasivos.

Abrasivo	Fórmula	Diâmetro médio da partícula (μm)	Fabricante \ Tamanho
Hematita	Fe_2O_3	0,92	Aldrich (31,0050-2) \ $<5\text{ }\mu\text{m}$, 99+%
Sílica	SiO_2	1,83	Sigma (S5631) \ $0,5 - 10\mu\text{m}$; $\cong 80\%$ entre $1 - 5\mu\text{m}$
Alumina	Al_2O_3	4,04	Logitech \ $\cong 5\text{ }\mu\text{m}$

Primeiramente, destaca-se que os resultados do tamanho médio das partículas apresentados na Tabela 4.1 divergem dos tamanhos médios nominais indicados pelo fabricante e mostrados na Tabela 3.4. A Tabela 4.1 mostra, ainda, que a hematita possui o menor valor relativo de diâmetro, seguido pela sílica, sendo a alumina a que apresenta o maior diâmetro.

É reportado que na microabrasão, assim como em outros sistemas de desgaste a três corpos, a distribuição granulométrica das partículas abrasivas pode influenciar no mecanismo de desgaste abrasivo atuante, onde as partículas de tamanho maior que a média alteram o comportamento do desgaste (Trezona et al, 1999). Dessa forma, para se analisar os mecanismos de desgaste é necessário o conhecimento de como os tamanhos dos abrasivos se distribuem em torno das médias apresentadas na Tabela 4.1.

As curvas de distribuição granulométrica e valor acumulado dos três abrasivos são apresentadas nas Figuras 4.2, 4.3 e 4.4.

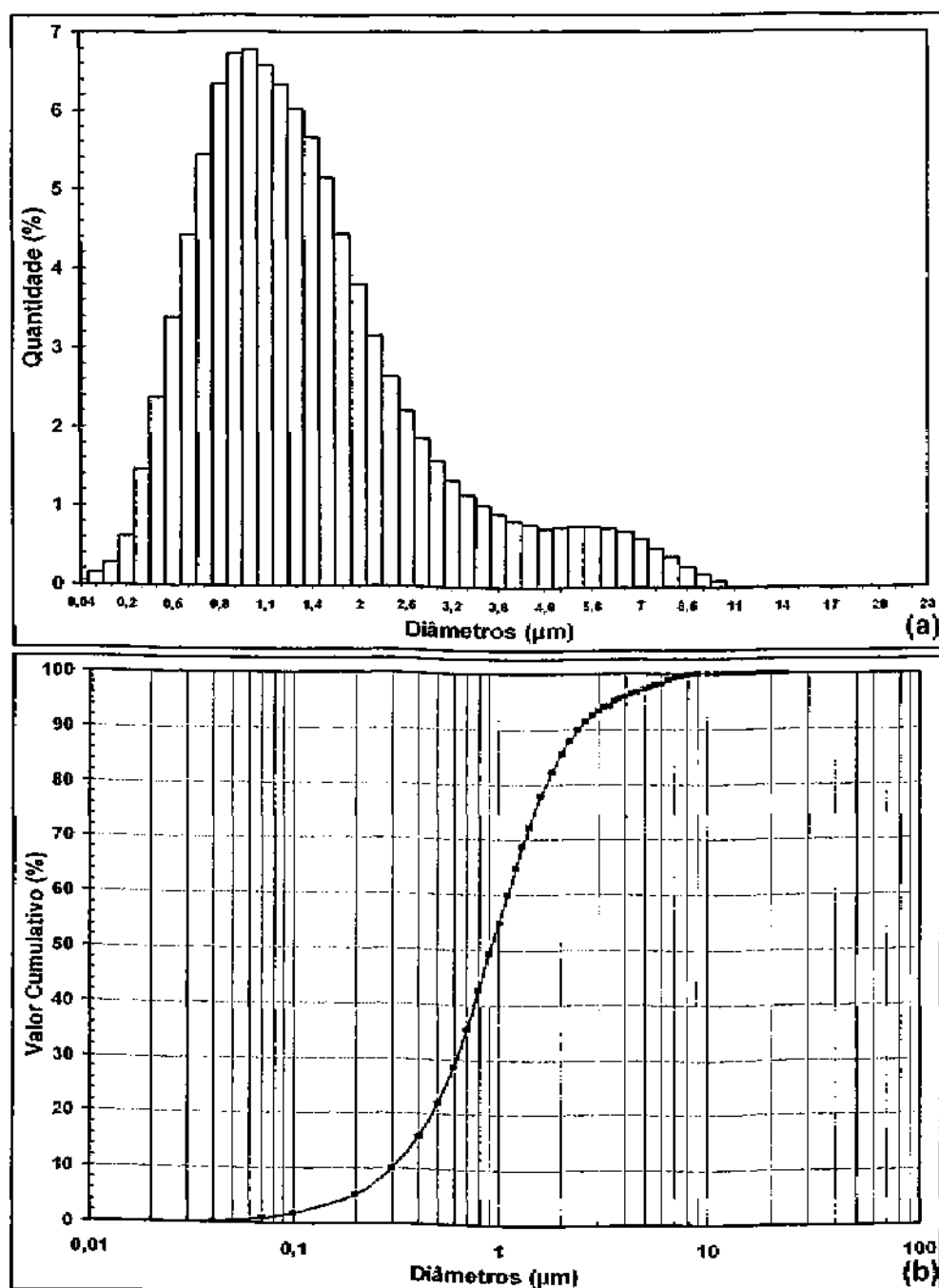


Figura 4.2 - Histograma que mostra a distribuição granulométrica (a) e curva de porcentagem acumulada (b). hematita (Fe_2O_3).

A Figura 4.2a mostra a distribuição granulométrica das partículas da hematita. Observa-se que a curva de frequência se aproxima de uma distribuição normal, porém com uma leve assimetria para a direita, denotando a existência de um acúmulo de partículas maiores que a média. A maior frequência de ocorrência do diâmetro das partículas de hematita se encontra entre 0,7 μm e 1,4 μm . A curva de porcentagem acumulada mostra que 90% das partículas se encontram abaixo de 2,5 μm e que 100% delas estão abaixo de 10,0 μm (Figura 4.2b).

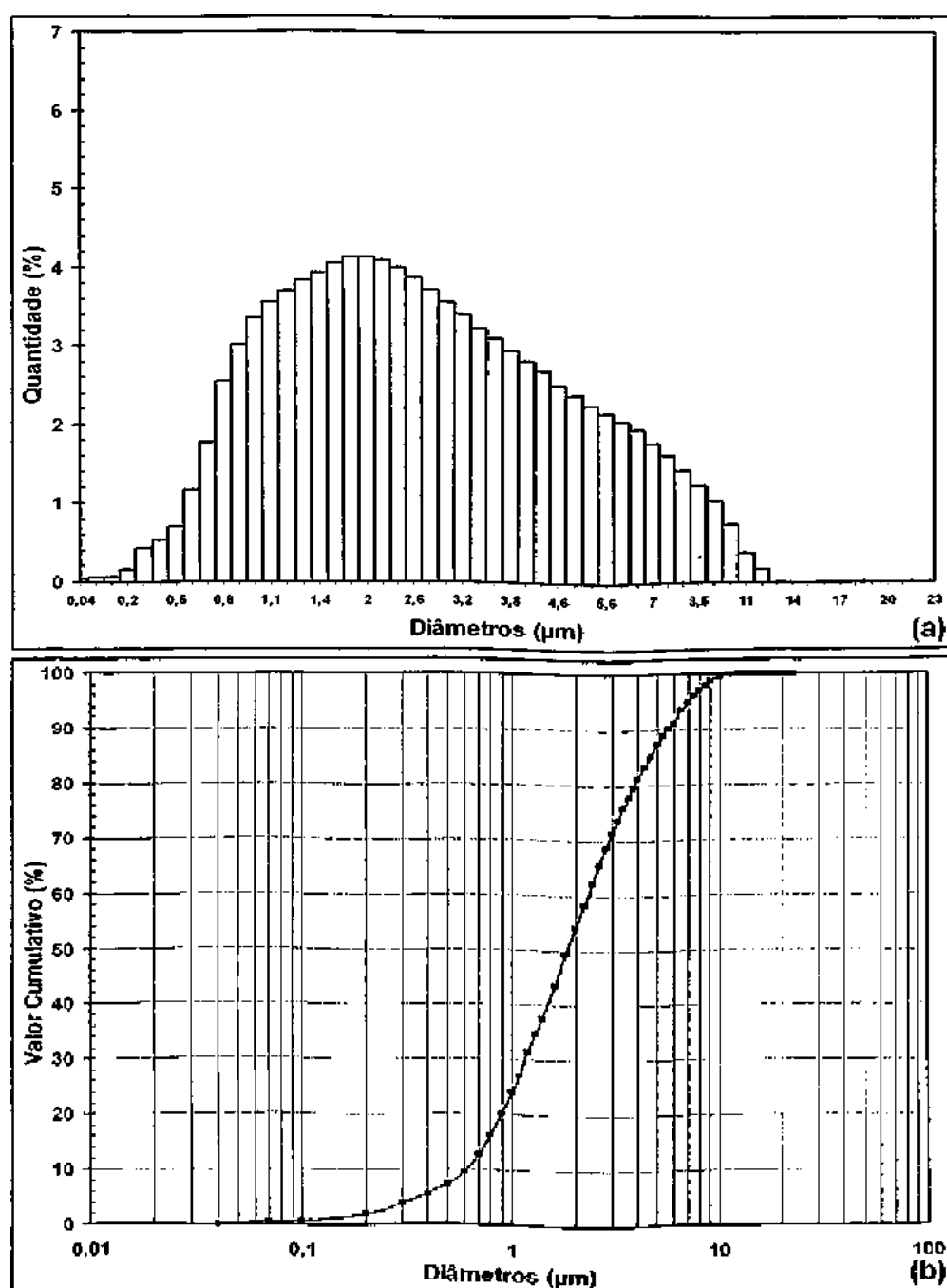


Figura 4.3 – Diâmetros das partículas abrasivas a- distribuição granulométrica, b- curva de porcentagem acumulada. sílica (SiO₂).

A distribuição apresentada na Figura 4.3a, abrasivo sílica, também se aproxima de uma distribuição normal. Os valores que compõem essa curva de frequência apresentam uma maior dispersão e, também, uma leve assimetria para a direita o que representa a presença de partículas com tamanho maior que a média. A assimetria dessa curva é mais acentuada que a da curva relativa a hematita. A maior frequência dos valores de diâmetro se deu entre 1,3μm e 2,5μm. A Figura 4.3b mostra que 90% dos valores de diâmetro se encontram abaixo de 5,5μm, e 100% dos diâmetros abaixo de 12,0μm.

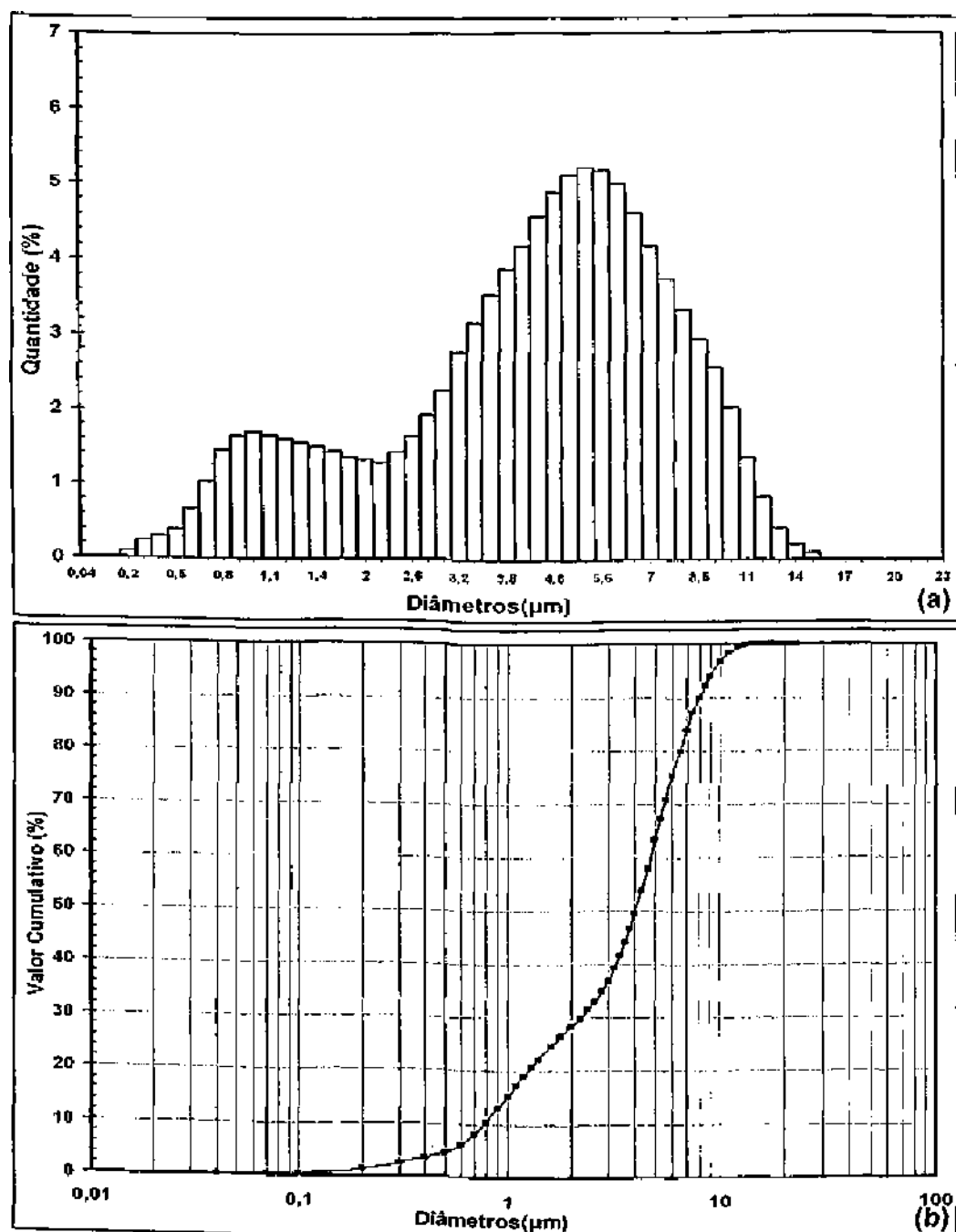


Figura 4.4 - a- histograma que representa a distribuição granulométrica e b- curva de porcentagem acumulada. alumina (Al_2O_3).

A alumina apresentou uma distribuição bimodal (Figura 4.4a), onde o menor pico da curva de frequência se apresenta entre os valores 0,9 μm e 1,2 μm , e o maior pico de frequência dos valores de diâmetro está entre 4,6 μm e 6,5 μm . Entretanto, a Figura 4.4b mostra que 90% das partículas possuem tamanhos menores que 8,0 μm , enquanto que 100% das partículas estão abaixo de 15,0 μm .

4.2 - Forma da Impressão de Desgaste

A Figura 4.5 mostra a topografia da superfície desgastada da amostra A61, produzida pelo teste de microabrasão, utilizando a alumina como abrasivo.

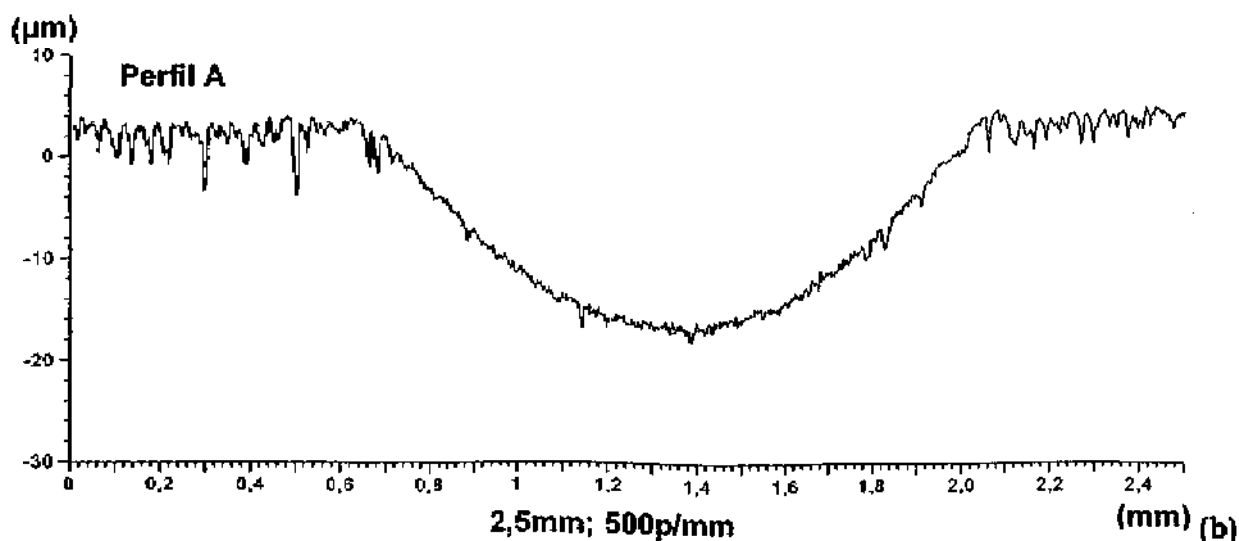
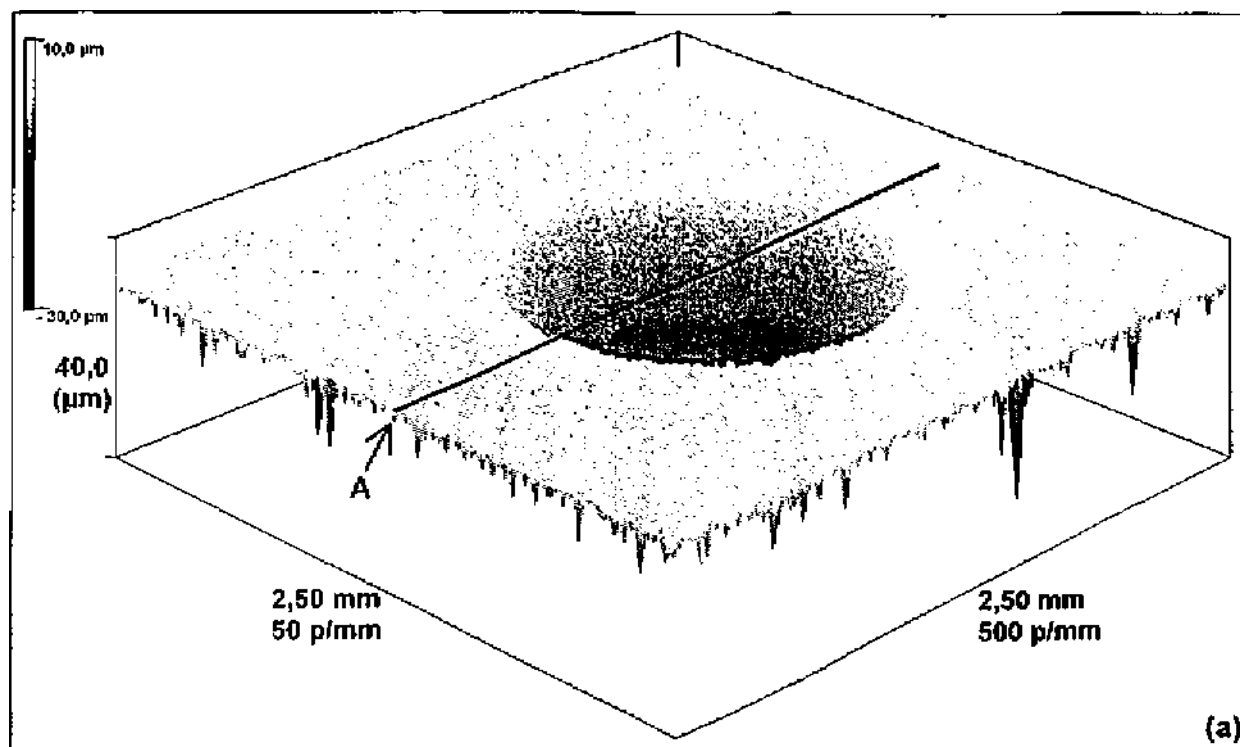


Figura 4.5 - Interferometria a laser de uma calota esférica gerada por microabrasão: a- imagem em 3D; b- detalhe do perfil A. Amostra: A61. Abrasivo: alumina. Tempo de teste: 360s.

A Figura 4.5 foi produzida pela técnica de interferometria óptica. A área de varredura do interferômetro óptico cobre a calota de desgaste e suas imediações. A Figura 4.5b mostra um

perfil de rugosidade (perfil A) que passa pela região central da calota. Observa-se que a rugosidade no interior da superfície desgastada é menor que na porção externa a esta.

O interior da calota de desgaste é detalhado na Figura 4.6.

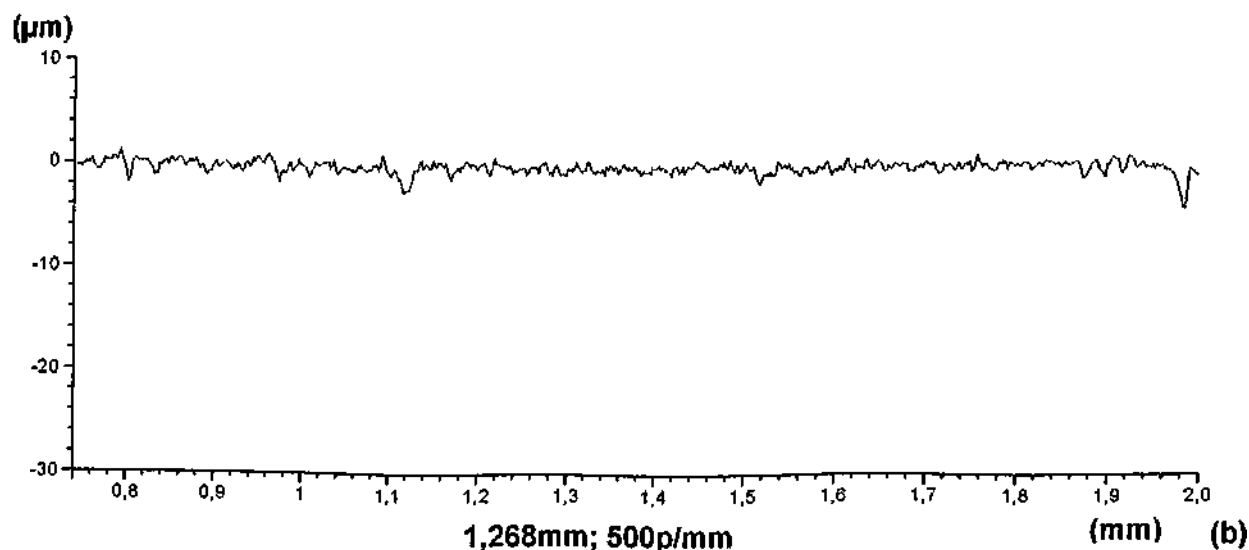
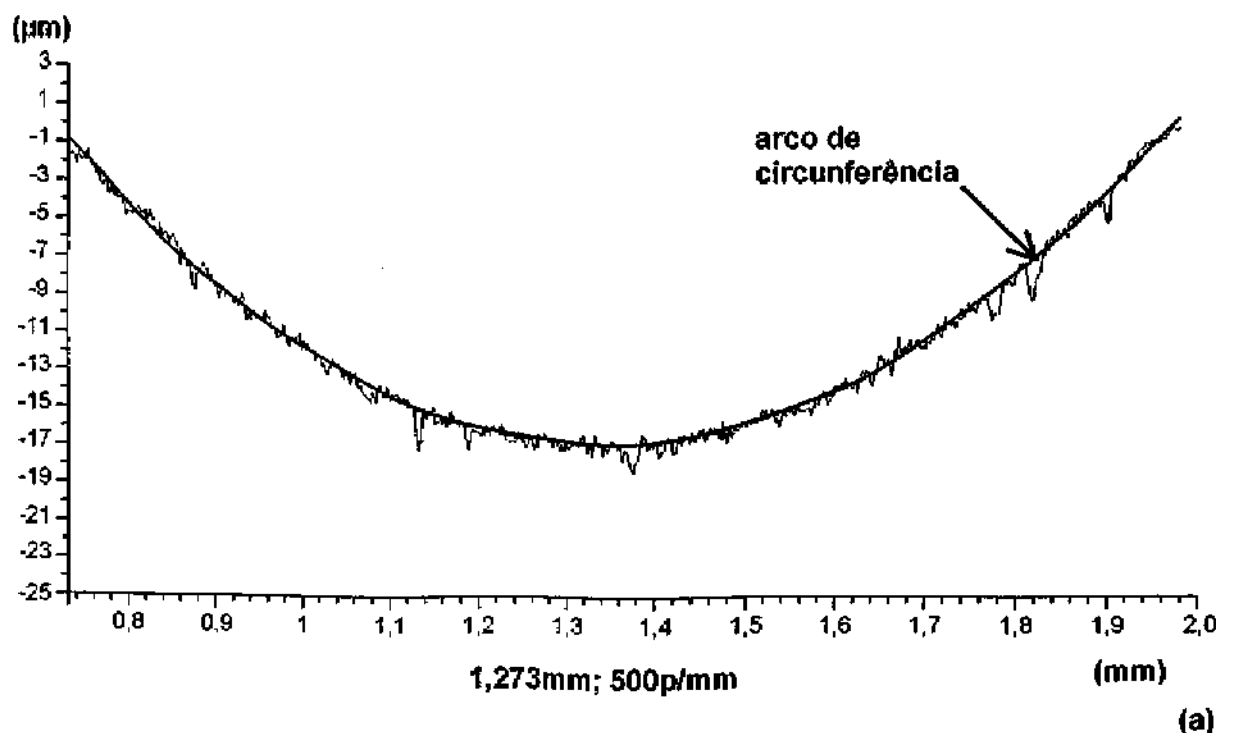


Figura 4.6 - Perfil A ampliado na região da calota esférica: a- aproximação com a equação de uma circunferência; b- perfil linearizado. Amostra: A61. Abrasivo: alumina.

A Figura 4.6a é uma ampliação do perfil A na faixa que compreende a calota de desgaste. Nesta figura, um arco de circunferência é sobreposto ao perfil de rugosidade, como indicado. A Figura 4.6b apresenta o perfil anterior linearizado de acordo com a equação do

arco de circunferência, mostrando que a superfície desgastada se aproxima à forma deste arco. A Figura 4.6 indica que a calota formada durante o desgaste tende a assumir a forma da esfera que a gerou. A Figura 4.7 mostra o perfil que atravessa a região central da superfície desgastada gerada, também na amostra A61, utilizando a hematita como abrasivo.

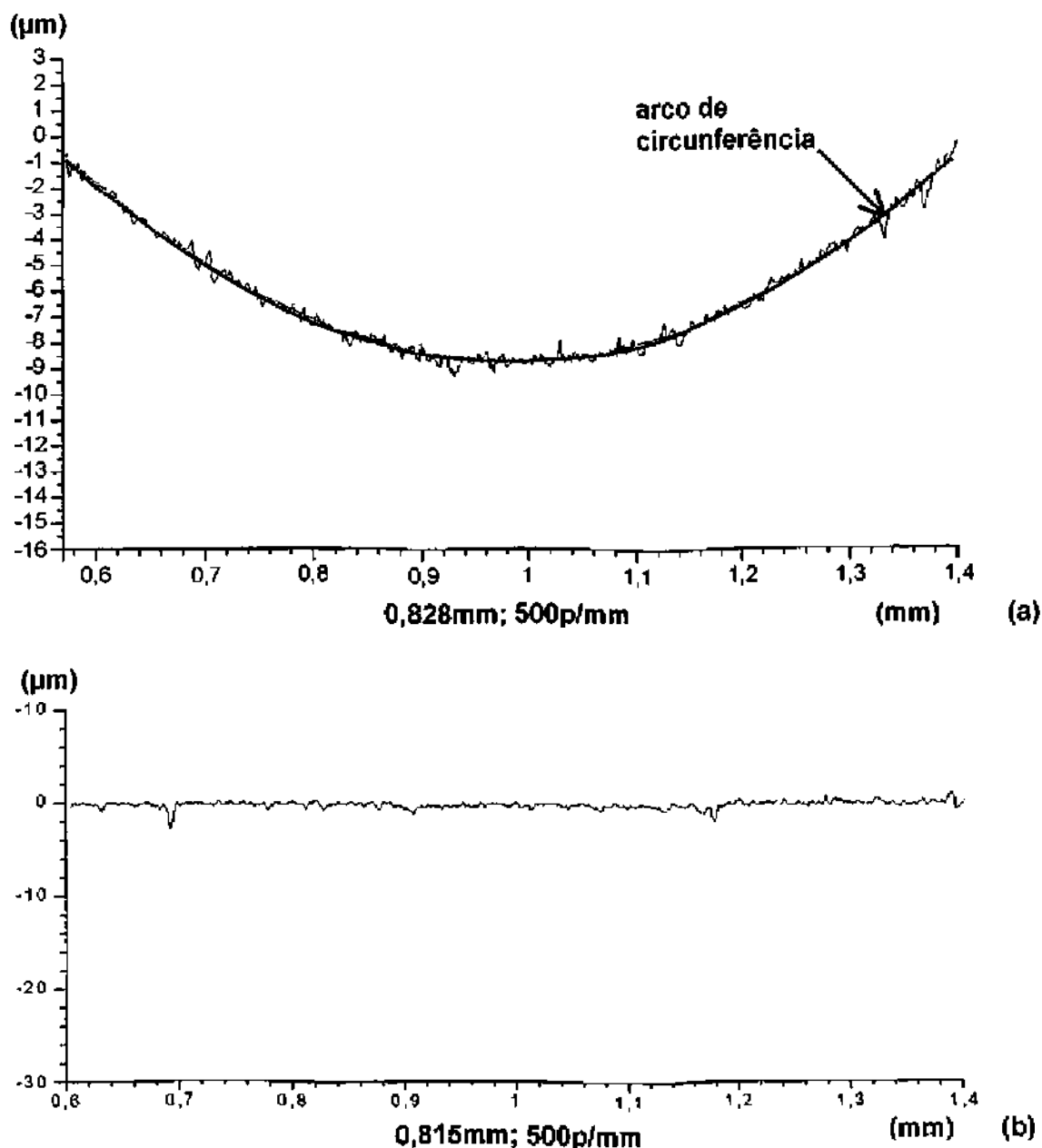


Figura 4.7 - Perfil de rugosidade da calota esférica produzida com a hematita: a- calota superposta de um arco de circunferência; b- perfil linearizado. Amostra: A61. Tempo de teste: 360s.

A Figura 4.7 mostra que para a hematita a calota de desgaste também tende ao formato esférico.

A identidade entre a calota formada na superfície da amostra e o contra-corpo esférico é reportado pela literatura (Rutherford e Hutchings, 1997; Trezona e Hutchings, 1999; Rutherford e Hutchings, 1996). Em seu trabalho, Trezona e Hutchings (1999) mostram que a microabrasão de materiais moles, e não revestidos, pode gerar impressões de desgaste cujo formato não é perfeitamente esférico, contendo alterações na borda da calota. Entretanto, estes autores mostraram que para se obter o coeficiente de desgaste abrasivo de materiais moles é necessário uma análise da forma da calota. Para o cálculo deste coeficiente é considerado somente o diâmetro da parte mais interna da impressão, que reproduz o formato da esfera.

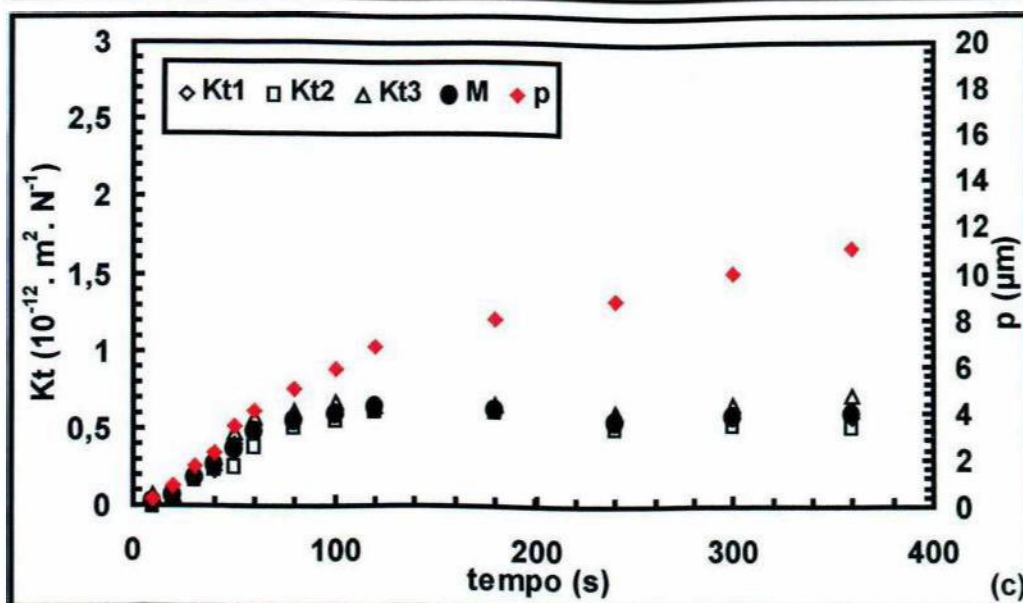
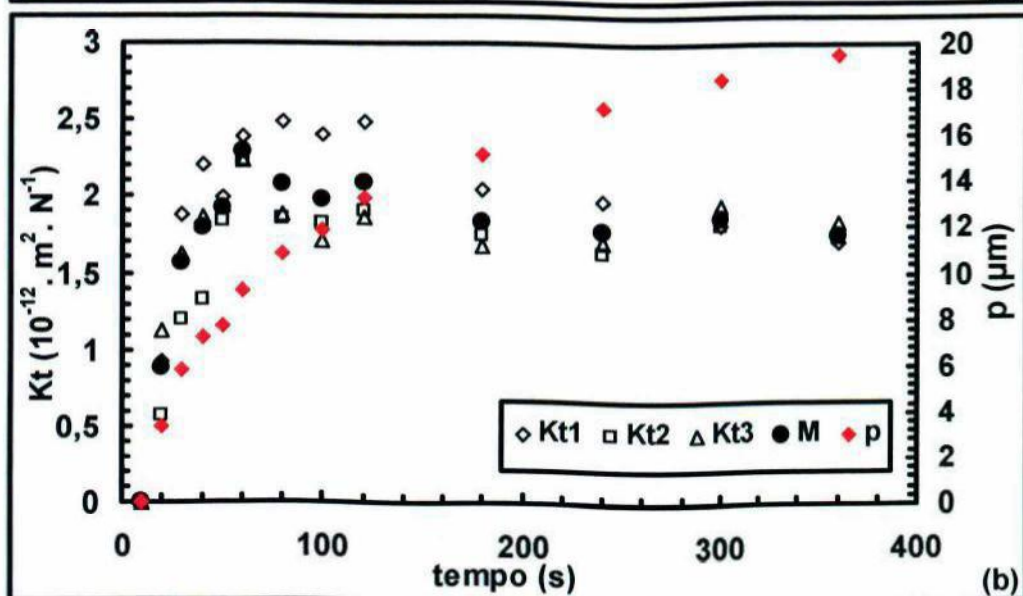
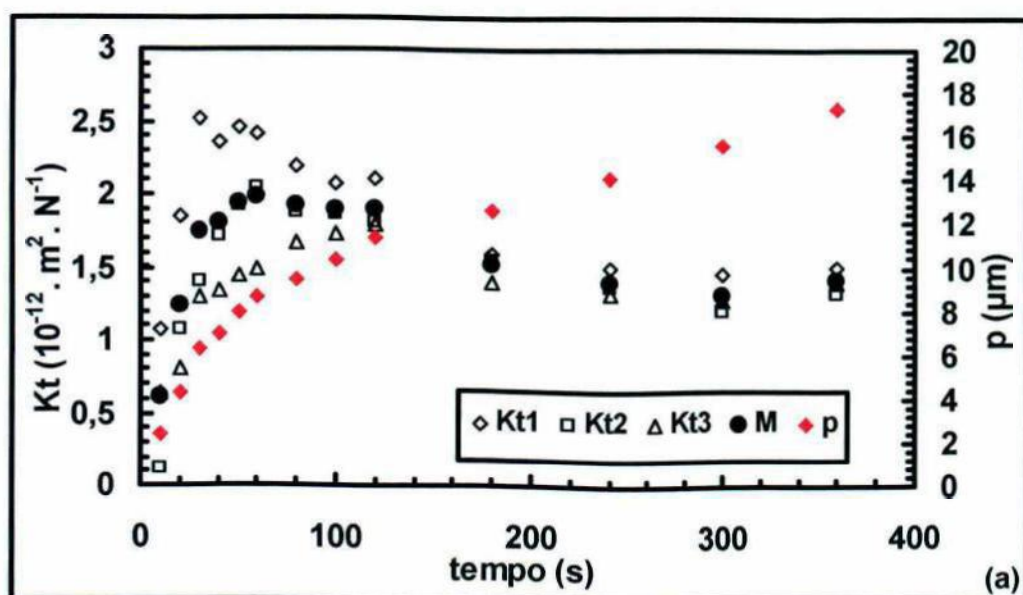
Apesar do ferro puro sinterizado ser um material mole, a ferroxidação promoveu a formação de uma fase dura no material, que contribuiu com a reprodução da forma esférica das calotas. Esse fato garante a validade da abordagem matemática utilizada neste trabalho.

4.3 - Regime Permanente

Os gráficos da Figura 4.8 mostram o comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo (Kt) para as amostras fabricadas em condições extremas de pressão de compactação e tamanho do pó de ferro (A31, A34, A61 e A64.), utilizando o abrasivo sílica. Estes resultados são típicos de todos os diferentes sistemas tribológicos estudados. Os coeficientes de desgaste foram obtidos em três baterias ($Kt1$, $Kt2$ e $Kt3$), de 13 testes cada, em função do tempo. Adicionalmente, foi calculada a média aritmética (M) dos valores do coeficiente de desgaste para cada tempo de teste. A Figura 4.8 também mostra como se comportou a profundidade (p) da calota de desgaste representada pela média dos valores das três baterias.

Observa-se (Figura 4.8) que o desgaste se comportou de maneira diferente para cada amostra. Em geral, o coeficiente de desgaste nos instantes iniciais é disperso em relação a média, aumentando até aproximadamente 80s. Nos instantes finais, a dispersão diminui e o coeficiente de desgaste médio tende a uma constante.

Na menor pressão de compactação, amostras A31 e A34 (Figuras 4.8a e 4.8b), o coeficiente de desgaste apresenta um transiente inicial mais acentuado e estabiliza-se a partir de 180 s. Pode ser observado, Figuras 4.8c e 4.8d, que em pressões compactação mais altas o coeficiente de desgaste tende a estabilizar em um tempo menor, por volta de 100 s. Acima de 180 s, para todas as amostras, o coeficiente de desgaste é estável, ou seja, atingiu-se o regime permanente de desgaste.



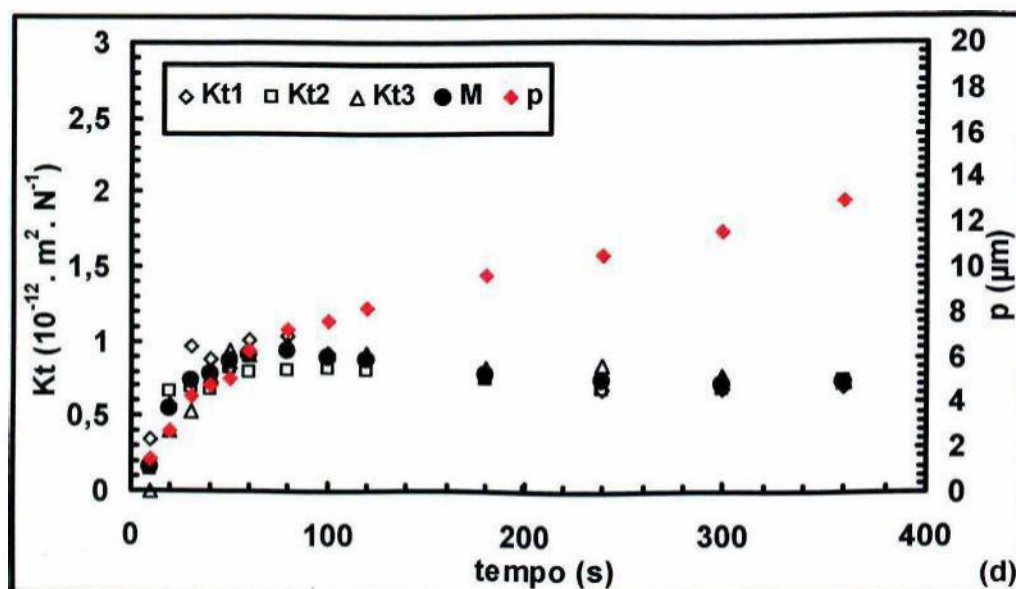


Figura 4.8 - Variação do coeficiente de desgaste e da profundidade da calota em função do tempo de teste. Abrasivo sílica. Amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64.

Assim, para cada situação tribológica (amostra/ abrasivo), foi calculado um coeficiente de desgaste médio (K) quando esta se encontram no regime permanente de desgaste. Esse coeficiente de desgaste médio foi obtido a partir da média dos resultados referentes aos tempos 180 s, 240 s, 300 s e 360 s, ou seja, uma média aritmética dos 12 últimos testes realizados em cada amostra.

A profundidade de penetração, independentemente da amostra, cresce de maneira logarítmica com o tempo de teste. Atingido o regime permanente de desgaste este crescimento pode ser considerado linear. Ressalta-se que, em todos os casos estudados, já houve penetração da camada de óxido quando do estabelecimento do regime permanente de desgaste.

Em anexo (Anexo I), é apresentado o comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo e profundidade de penetração em função do tempo de teste para as amostras A31, A34, A61 e A64, sujeitas a ação dos diferentes abrasivos utilizados neste trabalho.

4.4 - Análise do Desgaste Abrasivo.

Os coeficientes de desgaste abrasivo médio para as 16 amostra são mostrados na Tabela 4.2 com o intuito de caracterizar a influência da pressão de compactação e do tamanho do pó de ferro sobre a resistência ao desgaste abrasivo destas amostras.

Tabela 4.2: Resultados do coeficiente de desgaste abrasivo médio.

Amostra	P. C. (MPa)	T. P.	K alumina $10^{-12}(\text{m}^2 \cdot \text{N}^{-1})$	K SiO ₂ $10^{-12}(\text{m}^2 \cdot \text{N}^{-1})$	K Fe ₂ O ₃ $10^{-12}(\text{m}^2 \cdot \text{N}^{-1})$
A3.1	300	1	4,78 ± 0,28	1,42 ± 0,11	0,67 ± 0,03
A3.2	300	2	5,13 ± 0,17	1,29 ± 0,13	0,71 ± 0,08
A3.3	300	3	5,75 ± 0,23	1,42 ± 0,08	0,77 ± 0,11
A3.4	300	4	6,23 ± 0,50	1,81 ± 0,13	0,91 ± 0,06
A4.1	400	1	4,09 ± 0,10	1,07 ± 0,08	0,35 ± 0,03
A4.2	400	2	4,05 ± 0,33	0,88 ± 0,04	0,53 ± 0,05
A4.3	400	3	4,44 ± 0,26	0,91 ± 0,07	0,54 ± 0,12
A4.4	400	4	4,72 ± 0,22	1,15 ± 0,04	0,78 ± 0,04
A5.1	500	1	3,70 ± 0,06	0,70 ± 0,04	0,33 ± 0,05
A5.2	500	2	3,10 ± 0,08	0,76 ± 0,05	0,45 ± 0,08
A5.3	500	3	3,78 ± 0,20	0,68 ± 0,07	0,49 ± 0,08
A5.4	500	4	4,98 ± 0,17	0,81 ± 0,05	0,73 ± 0,04
A6.1	600	1	3,31 ± 0,16	0,60 ± 0,06	0,31 ± 0,05
A6.2	600	2	3,32 ± 0,18	0,56 ± 0,07	0,39 ± 0,03
A6.3	600	3	3,23 ± 0,18	0,62 ± 0,09	0,45 ± 0,05
A6.4	600	4	3,71 ± 0,26	0,75 ± 0,05	0,71 ± 0,03

A microabrasão é uma técnica capaz de quantificar o coeficiente de desgaste abrasivo de superfícies revestidas fornecendo valores para o revestimento e para o substrato independentemente (Capítulo II – tópico 2.4). Neste trabalho, o coeficiente de desgaste foi calculado de forma global, ou seja, abrangendo tanto substrato quanto a camada de óxidos (Capítulo III – tópico 3.3). Este procedimento foi utilizado pois a presença da porosidade não permitiu distinguir claramente a linha divisória entre a camada de óxidos e o substrato de ferro óxido.

Dessa forma, foi medido o diâmetro da linha externa formada pela calota esférica. Desse diâmetro calcula-se o volume total da calota, que compreende a matriz ferrosa com os poros preenchidos por óxidos (substrato) e a camada de óxidos.

Em uma mesma bateria de testes foram realizadas várias medições de curta duração nos instantes iniciais, com o intuito de avaliar a influência da camada superficial de óxidos sobre o comportamento do desgaste quando a calota esférica tem uma pequena profundidade. Entretanto, não foi possível observar a influência clara da camada sobre o desgaste porque, como mostrado na Figura 4.8 (e Anexo I), nos instantes iniciais o desgaste não se encontra em regime permanente.

Para melhor compreender a influência dos parâmetros de fabricação sobre o comportamento do desgaste das amostras, os resultados são apresentados, primeiramente,

para cada tipo de abrasivo. Dessa forma é possível visualizar como a pressão de compactação e o tamanho do pó de ferro influenciaram no comportamento do coeficiente de desgaste.

É fundamental a análise da evolução do coeficiente de desgaste abrasivo para um mesmo abrasivo, porque a severidade deste sistema também está relacionada com a relação de dureza entre o material desgastado e o abrasivo. Foi utilizado como abrasivo o óxido de ferro, hematita (Fe_2O_3), pois este representa a influência dos fragmentos da camada oxidada sobre o comportamento do desgaste, nesse caso, abrasivo.

Nos sub- tópicos seguintes, são apresentados e discutidos os resultados do coeficiente de desgaste abrasivo em função dos parâmetros de processamento. São mostrados, também, os mecanismos de desgaste atuantes em cada sistema.

No tópico 4.5 deste capítulo a variação do coeficiente de desgaste abrasivo é analisada em função da severidade do sistema, relacionando os coeficientes de desgaste com os vários tipos de abrasivos utilizados.

4.4.1 - Alumina (Al_2O_3)

Neste tópico são apresentados e discutidos os resultados do desgaste abrasivo em função dos parâmetros de processo para a alumina. Estes são mostrados na Tabela 4.2 deste capítulo e, graficamente, nas Figuras 4.9 e 4.10.

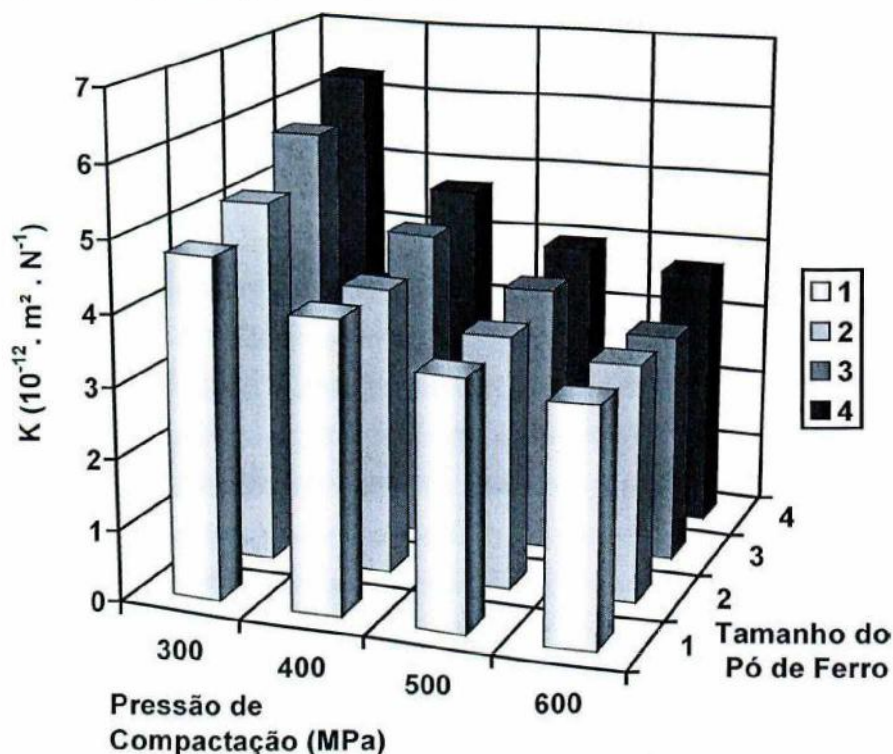


Figura 4.9 – Coeficiente de desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação. Abrasivo: alumina.

Em uma análise geral, a Figura 4.9 mostra que os maiores valores do coeficiente de desgaste se deram para as amostras que combinam os maiores tamanhos de pó com as menores pressões de compactação.

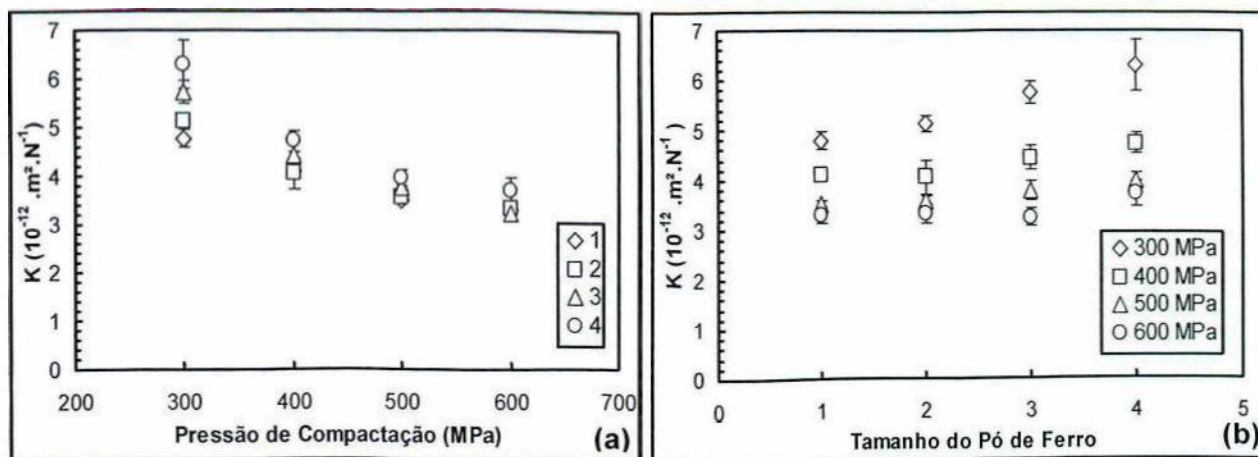


Figura 4.10 - Evolução do desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação: a- pressão de compactação; b- tamanho do pó de ferro. Abrasivo: alumina.

A Figura 4.10 mostra o coeficiente de desgaste em função da pressão de compactação e do tamanho do pó de ferro, separadamente. Para o mesmo tamanho de pó o coeficiente de desgaste diminui sensivelmente com o aumento da pressão de compactação. Ao se manter constante a pressão de compactação, o coeficiente de desgaste aumenta suavemente a medida que o tamanho do pó de ferro aumenta. Para as maiores pressões de compactação (600 MPa em particular) o coeficiente de desgaste praticamente independe do tamanho do pó de ferro.

Os valores do coeficiente de desgaste se mantiveram entre $6,73 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$ (amostra A34) e $3,15 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$ (amostra A61). A diferença entre os valores do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A34 e A61 é de 2,2 vezes, enquanto que para o tamanho de pó 4 a diferença entre a amostra A34 e A64 foi de aproximadamente 2,0 vezes. Na menor pressão de compactação (300 MPa) a diferença entre os valores extremos foi de 1,5 vez.

A forte dependência do coeficiente de desgaste abrasivo com os parâmetros de fabricação está relacionada ao fato de que estes parâmetros influenciam diretamente a morfologia da microestrutura do material (Binder, 1996; de Mello et al, 2001). Para a mesma pressão de compactação, a medida que o tamanho do pó de ferro aumenta, a porosidade do material tem a leve tendência de diminuir; a quantidade de óxidos presentes no volume do material e a dureza também diminuem. Em uma mesma pressão de compactação, o livre caminho médio entre os poros aumenta com o aumento do tamanho do pó de ferro.

Para o mesmo tamanho do pó de ferro, o aumento da pressão de compactação influencia fortemente na diminuição da porosidade; a quantidade de óxidos presentes no

volume acompanha essa diminuição. Entretanto, o efeito sobre a dureza não é direto. Em tamanhos de pó de ferro maiores (3 e 4) a dureza aumenta com a pressão de compactação. Por outro lado, em tamanhos de pó de ferro menores (1 e 2), a dureza tende a diminuir com o aumento da pressão de compactação.

A dureza desse material é influenciada não só pela porosidade mas também pela forma destes poros. O principal parâmetro estudado que se relaciona com a forma do poro e o seu tamanho médio. Em uma pressão de compactação constante, aumentos no tamanho do pó de ferro levam a pequenos aumentos no tamanho do poro. No entanto, em um mesmo tamanho de pó de ferro, aumentos na pressão de compactação proporcionam um forte decréscimo no tamanho do poro.

O livre caminho médio entre os poros aumenta com a pressão de compactação até um valor constante; esse valor máximo aumenta a medida que o tamanho do pó de ferro aumenta.

Esse conjunto de variáveis, atuando simultaneamente, determina a resistência à abrasão dos materiais estudados neste trabalho.

A Figura 4.11 detalha a influência da porosidade sobre o comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo. A Figura 4.11a apresenta os resultados do coeficiente de desgaste abrasivo, destacando a influência da pressão de compactação, enquanto a Figura 4.11b destaca o tamanho do pó de ferro.

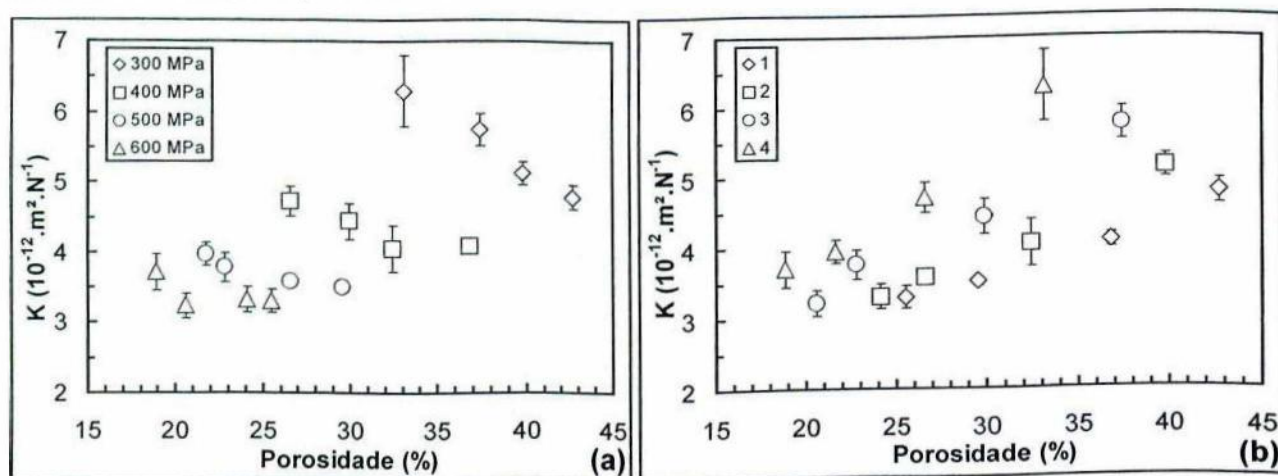


Figura 4.11 - Evolução do desgaste abrasivo com a porosidade: a- destacando a pressão de compactação e b- destacando o tamanho do pó de ferro; Abrasivo: alumina.

Observa-se que, para mesma pressão de compactação, o coeficiente de desgaste abrasivo diminui com o aumento da porosidade (Figura 4.11a). Destaca-se, ainda, que para as altas pressões de compactação o coeficiente de desgaste abrasivo decresce inicialmente com a porosidade e estabiliza-se na sequência. A Figura 4.11b mostra que, para um mesmo tamanho do pó de ferro, o coeficiente de desgaste aumenta com a porosidade. Este aumento é mais sensível para os pós de ferro maiores.

O efeito da quantidade de óxidos (%) sobre o coeficiente de desgaste abrasivo é apresentado na Figura 4.12. A Figura 4.12a mostra o coeficiente de desgaste abrasivo em função da quantidade de óxidos, destacando o efeito da pressão de compactação. A Figura 4.12b enfatiza o tamanho do pó de ferro.

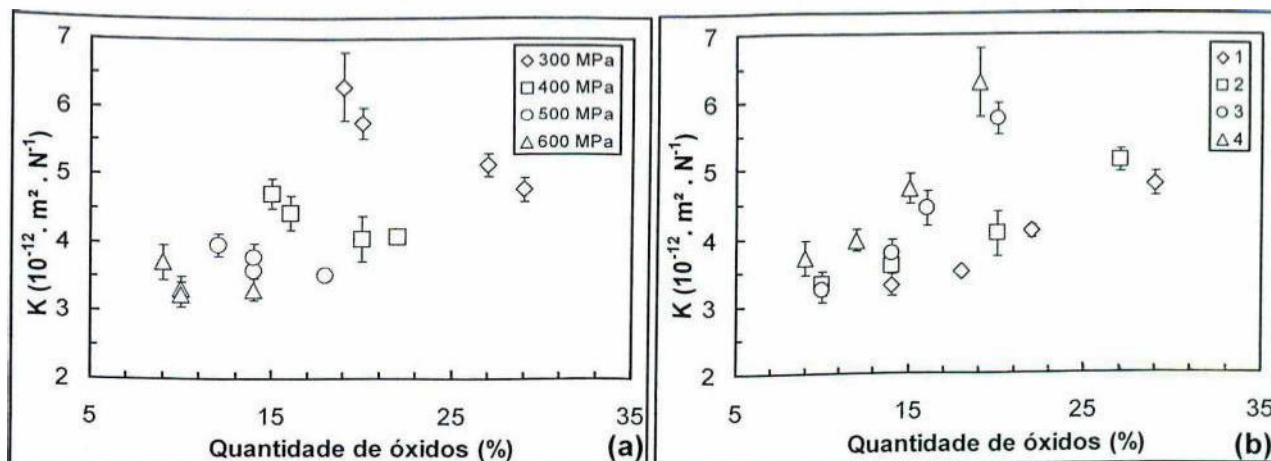


Figura 4.12 - Comportamento do desgaste abrasivo em função da quantidade de óxidos: a- efeito da pressão de compactação; b- efeito do tamanho do pó de ferro. Abrasivo: alumina.

Observa-se, a partir das Figuras 4.12 e 4.11, a identidade entre o comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo em função da quantidade de óxidos e da porosidade. O desgaste diminui com o aumento da quantidade de óxidos, para a mesma pressão de compactação (Figura 4.12a); e, para o mesmo tamanho do pó de ferro, cresce com a quantidade de óxidos (Figura 4.12b).

No processo de ferroxidação, a formação dos óxidos é difusiva, dependendo da área de contato entre o vapor e a superfície ferrosa. Quanto mais poroso é o material, ou seja, menor densidade, maior será a área de contato entre o vapor e a superfície o que determina um maior volume de óxidos, desde que o vapor possa transitar livremente na rede de poros interconectada. Assim, esse parâmetro afeta, quase linearmente, o volume de óxidos formados dentro da rede de poros interconectada (Franklin e Davies, 1977; Razavizadeh e Davies, 1979; Beiss, 1991; Binder, 1996; de Mello et al, 2001).

Pode-se dizer que o fator governante do comportamento do desgaste, para a mesma pressão de compactação, não é somente a quantidade de óxidos presentes e/ou a porosidade, mas uma combinação de vários fatores que afetam a morfologia da matriz porosa e preenchida com óxidos.

A Figura 4.13 mostra o efeito do livre caminho médio entre os poros sobre o coeficiente de desgaste abrasivo. Deste ponto em diante, em alguns gráficos, o tamanho do pó de ferro é indicado pelos números correspondentes a cada ponto do gráfico (tamanhos: 1, 2, 3 e 4).

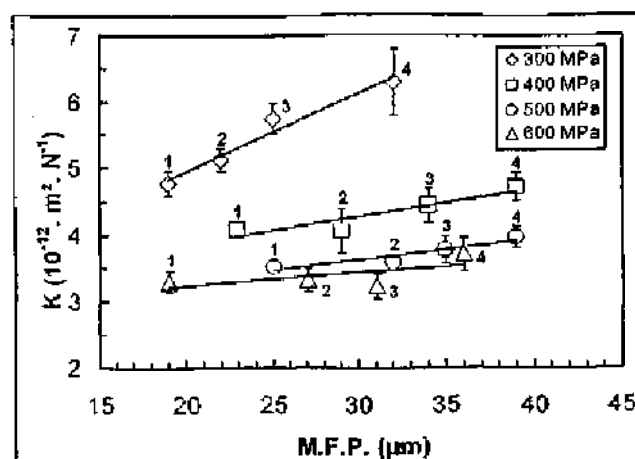


Figura 4.13 - Influência do livre caminho médio entre os poros (MFP) sobre o desgaste abrasivo. Abrasivo: alumina.

Observa-se a tendência de que, para uma mesma pressão de compactação, o coeficiente de desgaste aumenta quando o MFP aumenta. Essa tendência é mais sensível para a menor pressão de compactação. Para um mesmo tamanho pó não foi encontrada nenhuma relação entre o coeficiente de desgaste e o MFP.

A Figura 4.14 mostra a influência da macrodureza sobre o coeficiente de desgaste abrasivo.

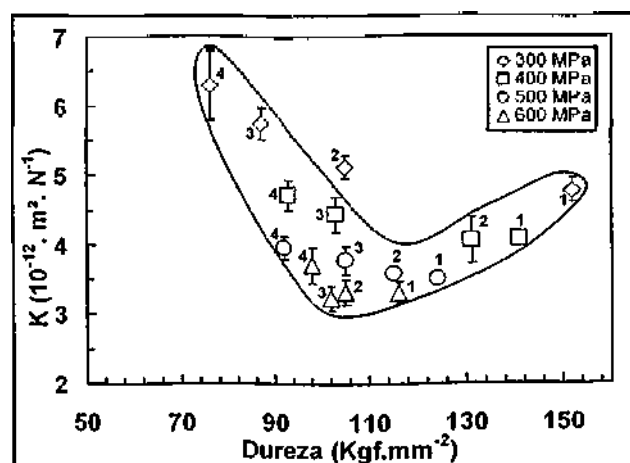


Figura 4.14 - Evolução do desgaste abrasivo em função da dureza. Abrasivo: alumina.

Para uma mesma pressão de compactação, aumentos na macrodureza levam a diminuição do coeficiente de desgaste. A medida que a pressão de compactação aumenta o coeficiente de desgaste tende a um valor mínimo.

A Figura 4.14 mostra que, para o mesmo tamanho do pó de ferro, o coeficiente de desgaste se relaciona de maneira complexa com a dureza. Pode-se dizer que existe um coeficiente de desgaste mínimo que corresponde, aproximadamente, ao valor de dureza 102 Kgf.mm⁻². Para durezas abaixo desse valor mínimo, onde predominam tamanhos de pó de ferro

maiores (3 e 4), existe a forte tendência de diminuição do coeficiente de desgaste abrasivo com o aumento da dureza. Acima de 102 Kgf.mm^{-2} , houve o predomínio de tamanhos de pó de ferro menores (1 e 2) e o coeficiente de desgaste aumentou com o aumento da dureza.

A oxidação a vapor leva a alteração das propriedades mecânicas do ferro sinterizado e oxidado a vapor (Beiss, 1991). A presença de óxidos preenchendo a porosidade interconectada promoveu um considerável aumento na dureza desse tipo de material (Razavizadeh e Davies, 1979; Beiss, 1991; Binder 1996; de Mello et al, 2001).

Razavizadeh e Davies (1979) definiram que a dureza de um material pode ser compreendida como a resistência da superfície a deformação por compressão. Eles mostraram que o parcial, ou completo, preenchimento da rede de poros interna por óxidos pode servir de suporte para a superfície durante a deformação compressiva.

Em seu trabalho, Beiss (1991) mostrou perfis de dureza de materiais sinterizados e oxidados a vapor, acentuando o efeito da diminuição da dureza em função da distância da superfície. Essa curva de diminuição da dureza é influenciada pela densidade do material, a medida que a densidade aumenta a profundidade endurecida diminui até uma distância da superfície de aproximadamente 5mm. Este último fato ressalta a influência do fechamento da rede de poros sobre a dureza.

De Mello e co-autores (de Mello et al, 2001) mostraram que, para estas amostras, a dureza possui um compromisso efetivo com a porosidade e o fechamento da rede de poros interconectada por óxidos. Assim, amostras produzidas com pequenos tamanho de pó de ferro mostraram um contínuo decréscimo na dureza a medida que a pressão de compactação aumentou, enquanto que para maiores tamanhos do pó de ferro há um aumento da dureza até um valor máximo. Estes autores mostraram, ainda, que a presença da camada externa de óxidos não influencia a dureza.

A Figura 4.14 deixa claro que o comportamento em desgaste abrasivo é afetado pela dureza de forma complexa, indicando a existência de um compromisso entre a dureza (induzida pela formação da camada de óxidos na rede interconectada da porosidade) e a distribuição destes óxidos no volume ou seja quantidade, tamanho e morfologia dos poros.

A Figura 4.15 apresenta uma visão geral do aspecto da impressão de desgaste, produzidas por microabrasão, utilizando como abrasivo a alumina. Esta Figura mostra a borda e a parte central da superfície desgastada via microabrasão da amostra A31.

Na Figura 4.15a, observa-se o contorno da calota esférica formada durante o teste. A calota apresenta um contorno suave e bem definido. A ausência de riscos decorrentes da abrasão é uma característica observada em todas as amostras testadas com alumina. O aspecto da superfície indica que o mecanismo de desgaste predominante é a intensa deformação plástica decorrente das indentações geradas pelo rolamento das partículas

abrasivas entre as superfícies móveis (Figura 4.15). A Figura mostra, ainda, que existe porosidade remanescente após o ensaio. A presença desta porosidade remanescente associada ao compromisso evidenciado pela Figura 4.15b direcionam uma maior atenção ao efeito do tamanho do poro no desempenho das amostras.

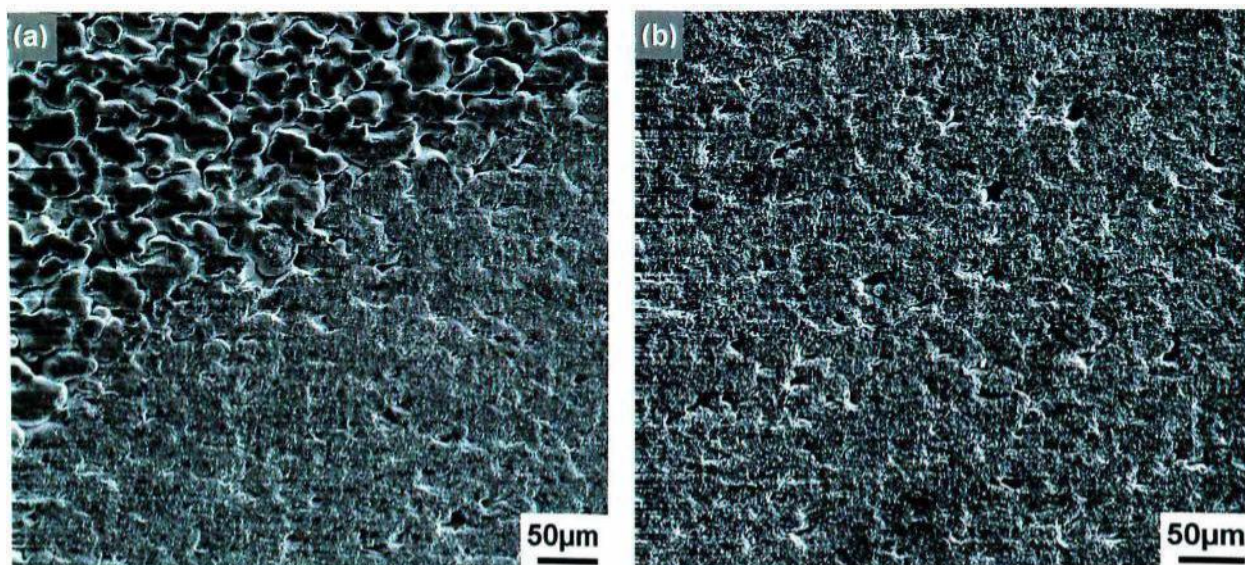


Figura 4.15 - Amostra A31. Superfície desgastada produzida por microabrasão: a- borda; b- centro. Abrasivo: alumina. MEV.

A Figura 4.16 mostra como o coeficiente de desgaste abrasivo é influenciado pelo tamanho do poro.

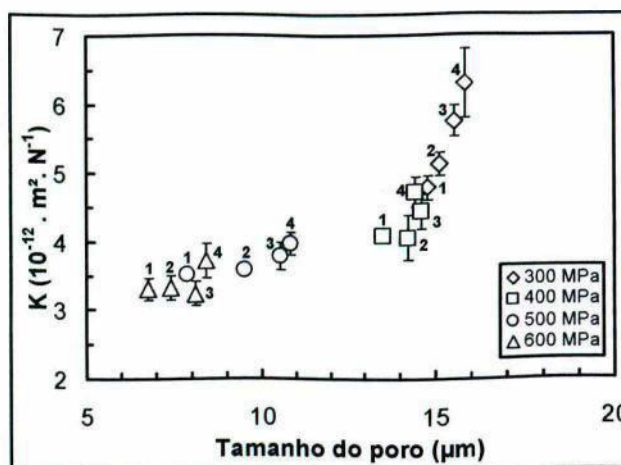


Figura 4.16 - Desgaste abrasivo em função do tamanho do poro. Abrasivo: alumina.

Observa-se que o tamanho do poro influencia fortemente os valores do coeficiente de desgaste abrasivo. Para os pequenos tamanhos de poro, correspondentes a maiores pressões de compactação, o desgaste é pouco afetado pelo tamanho do poro. No entanto a partir de 13µm o desgaste abrasivo aumenta de forma considerável. Ressalta-se que as menores

pressões de compactação (300 e 400MPa) estão associadas diretamente a estes poros maiores que, aparentemente, induzem um maior coeficiente de desgaste abrasivo.

Lim e Brunton (1986) estudaram o desgaste adesivo não lubrificado do tipo pino sobre disco de materiais sinterizados. Seus resultados mostraram que a porosidade superficial tem grande influência no processo de desgaste. Em um modelo simples estes autores mostraram que o escoamento do material, que ocorre na borda do poro, é responsável pela geração de grande parte das partículas presentes na interface durante o desgaste. Estes poros podem, ainda, exercer a função de coletores das partículas produzidas durante o desgaste adesivo.

De Mello e Hutchings (2001a), em estudos sobre o desgaste adesivo, realizados em um equipamento do tipo alternativo, de materiais sinterizados e ferroxidados, também chegaram a conclusão de que grandes poros, que não são completamente preenchidos por óxidos, tem grande influência no comportamento do desgaste. Estes poros, presentes na superfície de desgaste, podem atuar como geradores de partículas de óxidos ou metal, ou como espaços que podem ser preenchidos por estas partículas.

Na simulação de uma partícula abrasiva atuando sobre o ferro sinterizado em comparação com o ferro sinterizado e oxidado a vapor, Razavizadeh e Davies (1981) mostraram que a porosidade presente na superfície de desgaste atua como uma trinca. Nas amostras tratadas a vapor a formação de trincas ocorre mais prontamente devido a presença da fase dura (óxidos). Esse processo de trincamento criado durante a deformação plástica da interface matriz-partícula leva a geração de partículas duras que atuam durante o desgaste.

Para a mesma pressão de compactação, a medida que o tamanho do poro aumenta é provável que a presença da porosidade aberta durante a abrasão influencie no sentido de aumentar o desgaste. Esse efeito é diminuído quando a pressão de compactação aumenta. O aumento da pressão de compactação influencia tanto na diminuição do tamanho do poro quanto no aumento relativo do livre caminho médio entre os poros (de Mello et al, 2001).

A Figura 4.17 mostra a parte central da impressão de desgaste referente as amostras fabricadas sob condições extremas de pressão de compactação e de tamanho do pó de ferro, a saber: amostra A31; A34; A61 e A64.

É possível observar que em pressões de compactação menores, que correspondem a maiores tamanhos de poro, houve um maior nível de porosidade aberta após o desgaste (Figuras 4.17a e 4.17b). Adicionalmente, observa-se que os poros remanescentes são grandes. Essa porosidade pode ter atuado como uma fonte geradora de partículas e/ ou como um reservatório de abrasivos durante o desgaste.

Esta porosidade remanescente atua, como já reportado pela literatura, como regiões de instabilidade afetando o comportamento em abrasão destes materiais. Os mecanismos de atuação destes poros ainda não foram elucidados, devendo ser objeto de estudos futuros.

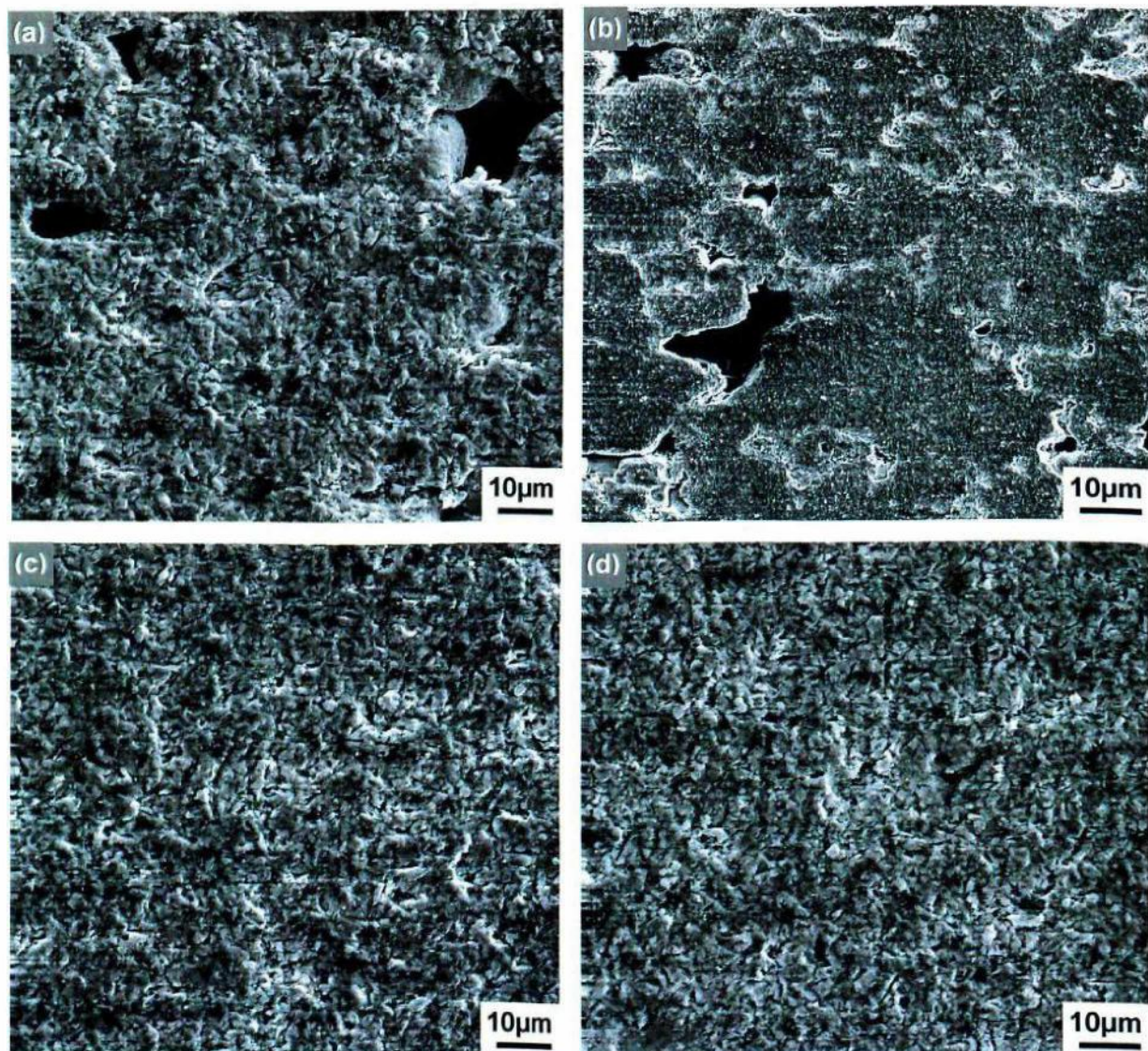


Figura 4.17 - Superfícies desgastadas produzidas por microabrasão: amostras a- A31; b- A34; c- A61; d- A64. Parte central. Abrasivo: alumina. MEV.

A relação entre o desgaste abrasivo e a dureza apresentada na Figura 4.14 mostra a ocorrência de um valor mínimo de desgaste que corresponde aproximadamente a dureza 102 Kgf.mm^{-2} . Abaixo desse valor de dureza, o coeficiente de desgaste diminui com o aumento da dureza, este fato está relacionado com o aumento da pressão de compactação. A partir dessa dureza (102 Kgf.mm^{-2}), há o predomínio de amostras com tamanhos de pó de ferro menores (1 e 2), e o valor do coeficiente de desgaste aumenta em função da dureza. Observa-se que a porosidade aberta passa a atuar efetivamente durante o desgaste, pois, independente do aumento da dureza, a pressão de compactação diminui e o tamanho do poro aumenta, como mostrado nas Figuras 4.16 e 4.17. Ou seja, em amostras fabricadas com tamanho de pó de

ferro pequeno, o efeito do aumento da dureza sobre o desgaste é sobreposto pelo efeito do aumento do tamanho do poro.

4.4.2 - Sílica (SiO_2)

Neste tópico estuda-se o comportamento do desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação, agora usando o Dióxido de Silício (SiO_2) ou sílica como abrasivo. A Tabela 4.2 mostra a quantificação do desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação. Estes resultados são apresentados, graficamente, nas Figuras 4.18 e 4.19.

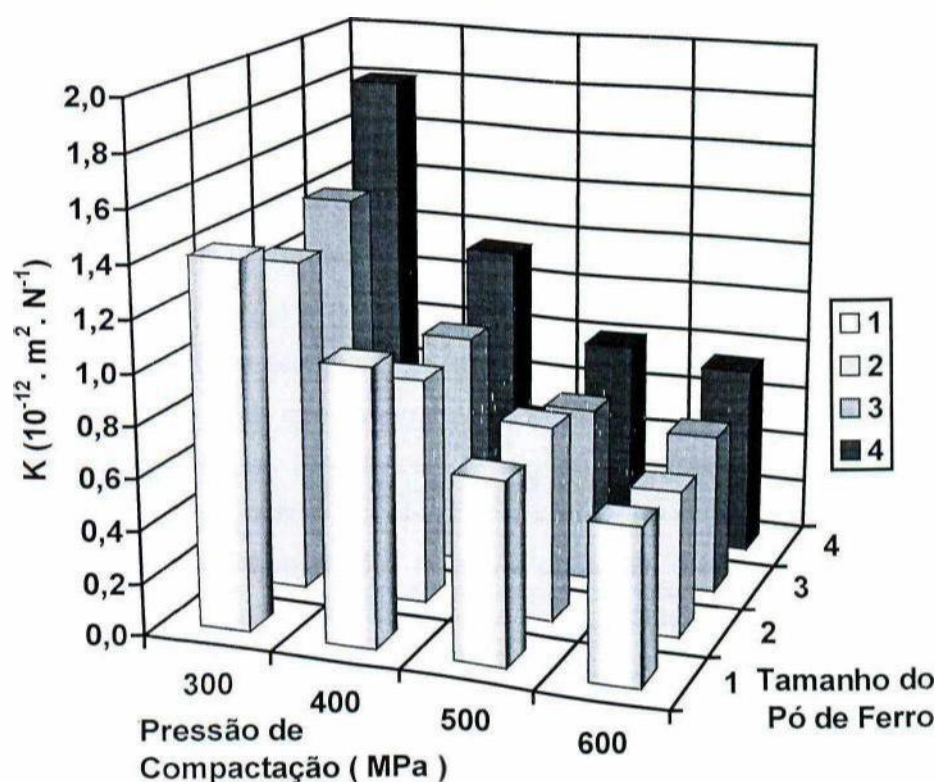


Figura 4.18 – Coeficiente de desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação. Abrasivo: sílica (SiO_2).

A Figura 4.18 mostra que, assim como a alumina, os maiores valores do coeficiente de desgaste se deram para as amostras que combinam os maiores tamanhos de pó e menores pressões de compactação. A Figura 4.18 é detalhada na Figura 4.19.

Na Figura 4.19 observa-se que, para um mesmo tamanho do pó de ferro, o desgaste abrasivo diminui até um valor constante com o aumento da pressão de compactação (Figura 4.19a). O comportamento do desgaste abrasivo para uma mesma pressão de compactação (Figura 4.19b) apresentou uma certa variação: em pressões mais altas (500 e 600 MPa) o coeficiente de desgaste diminui com a diminuição do tamanho de pó até um valor constante.

Em pressões de compactação mais b
apresenta um mínimo para o tamanho de

de desgaste

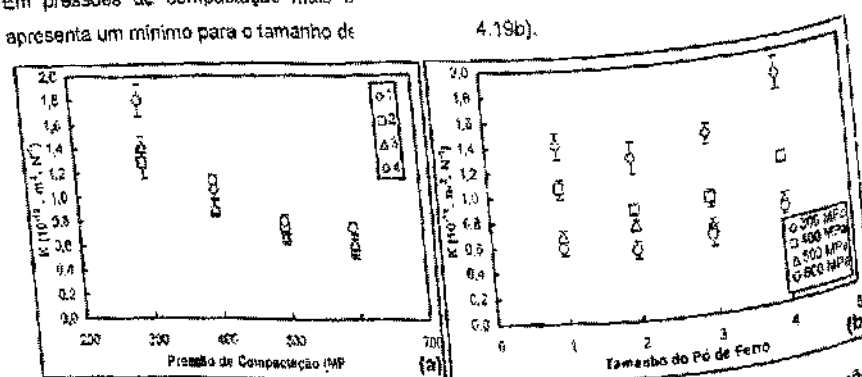


Figura 4.19 - Resultados do coeficiente de desgaste em função dos parâmetros de fabricação: a- pressão de compactação, b- tamanho do pó de ferro. Abrasivo: sílica (SiO_2).

A sílica apresentou taxas de desgaste mais suaves do que a alumina, se mantendo numa faixa de valores entre $1,9 \cdot 10^{-12} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1}$ (amostra A34) a $0,5 \cdot 10^{-12} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1}$ (amostras A61 e A62). A diferença entre os valores do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A61 e A34 é de 3,8 vezes. Para a menor pressão de compactação (300 MPa) a diferença entre o maior e menor valor do coeficiente de desgaste é de até 1,5 vez, enquanto que com o maior tamanho de pó (4) a diferença foi de aproximadamente 2,8 vezes (Figura 4.19).

Assim como no desgaste utilizando alumina, o comportamento em desgaste abrasivo deste material, quando desgastado pela sílica, é fortemente dependente das variáveis microestruturais que atuam em conjunto. Estas são definidas pelos parâmetros de processo.

As Figuras 4.20 a e b mostram os valores do coeficiente de desgaste abrasivo em função da porosidade e da quantidade de óxidos presentes no volume, respectivamente.

A Figura 4.20a mostra que em baixas pressões de compactação (especialmente a 600 MPa) o coeficiente de desgaste diminui com o aumento da porosidade. A medida que a pressão de compactação diminui o coeficiente de desgaste tende a um comportamento independente da porosidade. Observa-se que, para um mesmo tamanho do pó de ferro, o coeficiente de desgaste aumenta a medida que a porosidade aumenta.

A Figura 4.20b mostra o comportamento do desgaste abrasivo em função da quantidade de óxidos presentes. No caso da sílica, também é observada a identidade entre o comportamento do desgaste abrasivo com a quantidade de óxidos e a porosidade.

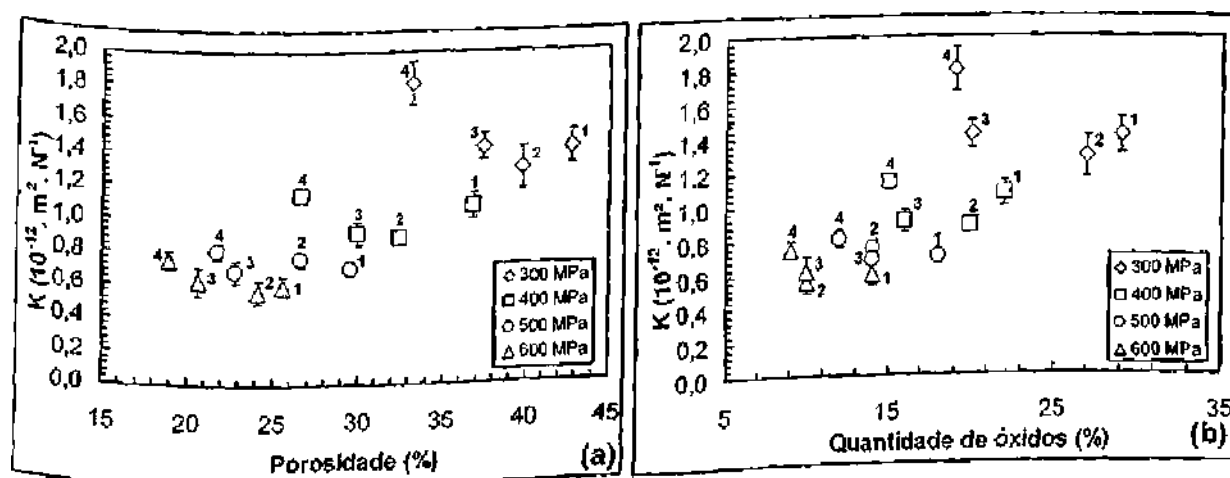


Figura 4.20 - Desgaste abrasivo em função: a- da porosidade, b- da quantidade de óxidos. Abrasivo: sílica (SiO_2).

A Figura 4.21 mostra o desgaste abrasivo em função do livre caminho médio entre os poros.

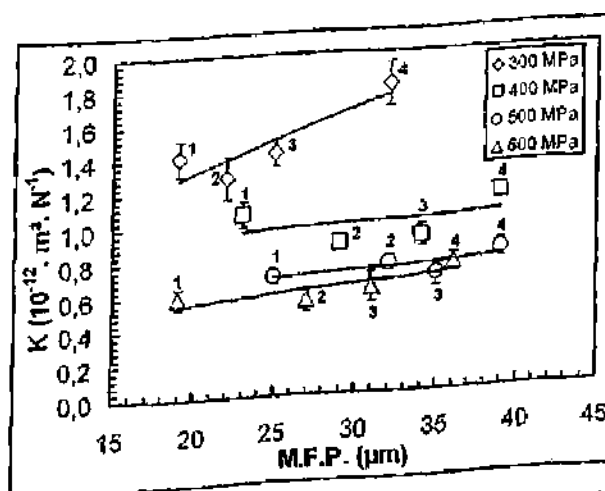


Figura 4.21 - Evolução do desgaste abrasivo em função do livre caminho médio entre os poros. Abrasivo: sílica (SiO_2).

Nota-se, principalmente em pressões mais baixas, a tendência de que, para uma mesma pressão de compactação, o coeficiente de desgaste aumenta quando o livre caminho médio entre os poros aumenta.

Os gráficos da Figura 4.22 relacionam a dureza deste material com o desgaste abrasivo.

Para uma mesma pressão de compactação (Figura 4.22), a medida que a macrodureza aumenta, existe uma leve tendência de que o coeficiente de desgaste diminui.

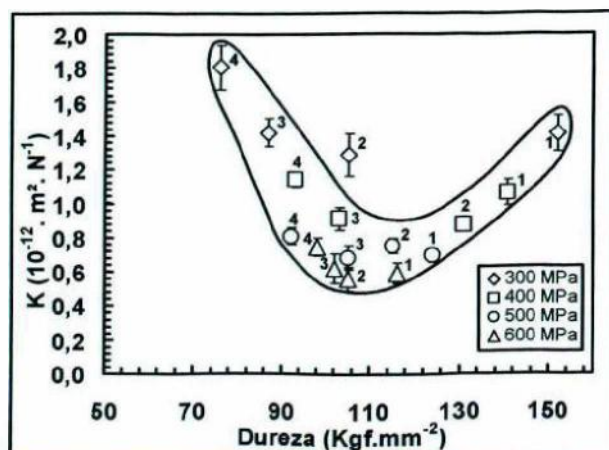
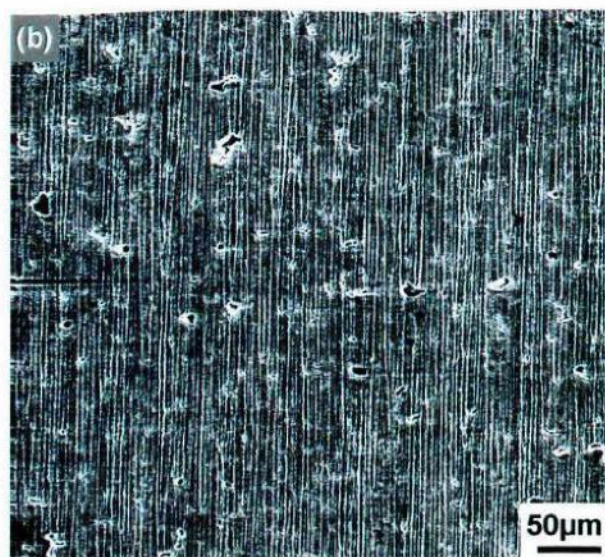
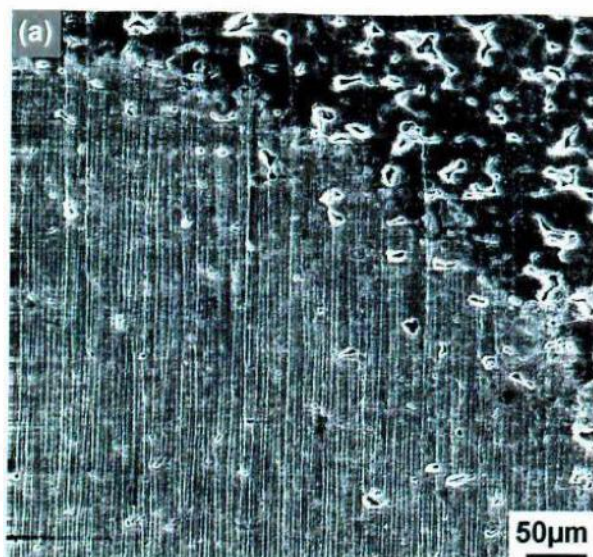


Figura 4.22 - Efeito da dureza sobre o desgaste abrasivo. Abrasivo: sílica.

Para um mesmo tamanho de pó de ferro (Figura 4.22) o coeficiente de desgaste se comporta de maneira semelhante ao apresentado quando desgastado com pela alumina. Observa-se um mínimo do coeficiente de desgaste que corresponde, aproximadamente, ao valor de dureza 106Kgf.mm⁻². Abaixo desse valor mínimo, faixa correspondente a tamanhos grandes do pó de ferro (3 e 4), o coeficiente de desgaste abrasivo diminui fortemente com o aumento da dureza. Acima de 106Kgf.mm⁻², região associada a tamanhos de pó de ferro menores (1 e 2), o coeficiente de desgaste aumenta com o aumento da dureza.

O coeficiente de desgaste produzido com o abrasivo sílica e a dureza se relacionam de maneira complexa. Fica evidente que a dureza também não é o principal parâmetro que define o comportamento do desgaste abrasivo, e sim que um conjunto de parâmetros morfológicos governam esse comportamento.

A Figura 4.23 mostra a impressão de desgaste quando se utiliza a sílica. A Figura 4.23a ressalta a borda da impressão, enquanto que as Figuras 4.23 b e c mostram a parte central da superfície desgastada. Nesta Figura é apresentada a marca de desgaste da amostra A61.



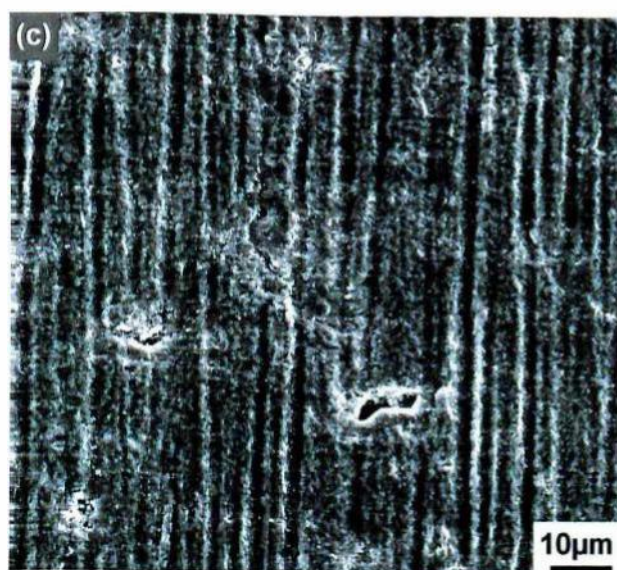


Figura 4.23 - Amostra A61. Superfície desgastada produzida por microabrasão: a- borda; b- centro; c- mecanismo de desgaste. Abrasivo: sílica. MEV.

A Figura 4.23a revela o contorno da impressão de desgaste suave e bem definido. É notável a presença de riscos/sulcos no sentido do movimento da esfera. Essa característica foi observada em todas as amostras estudadas com a sílica. Os riscos/sulcos são originados do deslizamento dos abrasivos sobre a superfície desgastada. A Figura 4.23c mostra que este é o mecanismo de desgaste predominante neste sistema tribológico. Adicionalmente a Figura 4.23b mostra uma pequena quantidade de poros abertos após o desgaste.

A Figura 4.24 mostra como o tamanho do poro influencia o coeficiente de desgaste abrasivo.

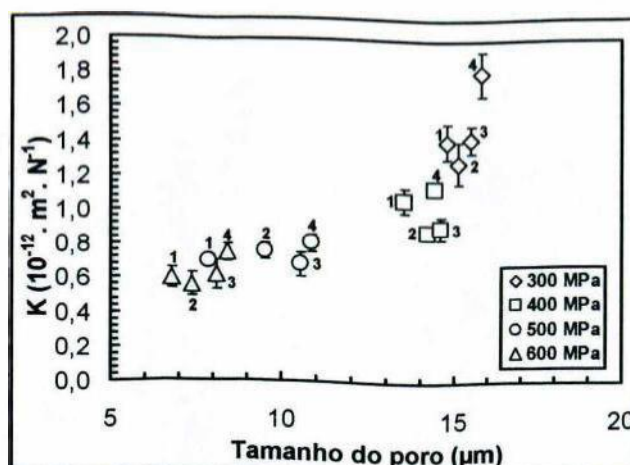


Figura 4.24 - Desgaste abrasivo em função do tamanho do poro. Abrasivo: sílica (SiO_2).

O tamanho do poro influencia fortemente os valores do coeficiente de desgaste abrasivo, a medida que o poro cresce o coeficiente de desgaste também aumenta. O desgaste abrasivo aumenta sensivelmente a partir de poros que apresenta o diâmetro maior que $13\mu\text{m}$.

Os valores de tamanho de poro que estão acima deste ponto correspondem as menores pressões de compactação (Figura 4.24).

Assim como para o desgaste utilizando o abrasivo alumina, a Figura 4.22 mostra que o coeficiente de desgaste diminui com o aumento da dureza até atingir um desgaste mínimo (110 Kgf.mm^{-2}), esta diminuição se relaciona com o aumento da pressão de compactação. As Figuras 4.22 e 4.24 mostram que em amostras fabricadas com tamanho de pó de ferro pequeno (1 e 2) a influência do aumento da dureza sobre o comportamento do desgaste é sobreposto pelo efeito do aumento do tamanho do poro.

A parte central da impressão de desgaste decorrentes dos ensaios de microabrasão utilizando o abrasivo sílica são apresentados na Figura 4.25. São mostradas as amostra fabricadas sob condições extremas: A31; A34; A61 e A64.

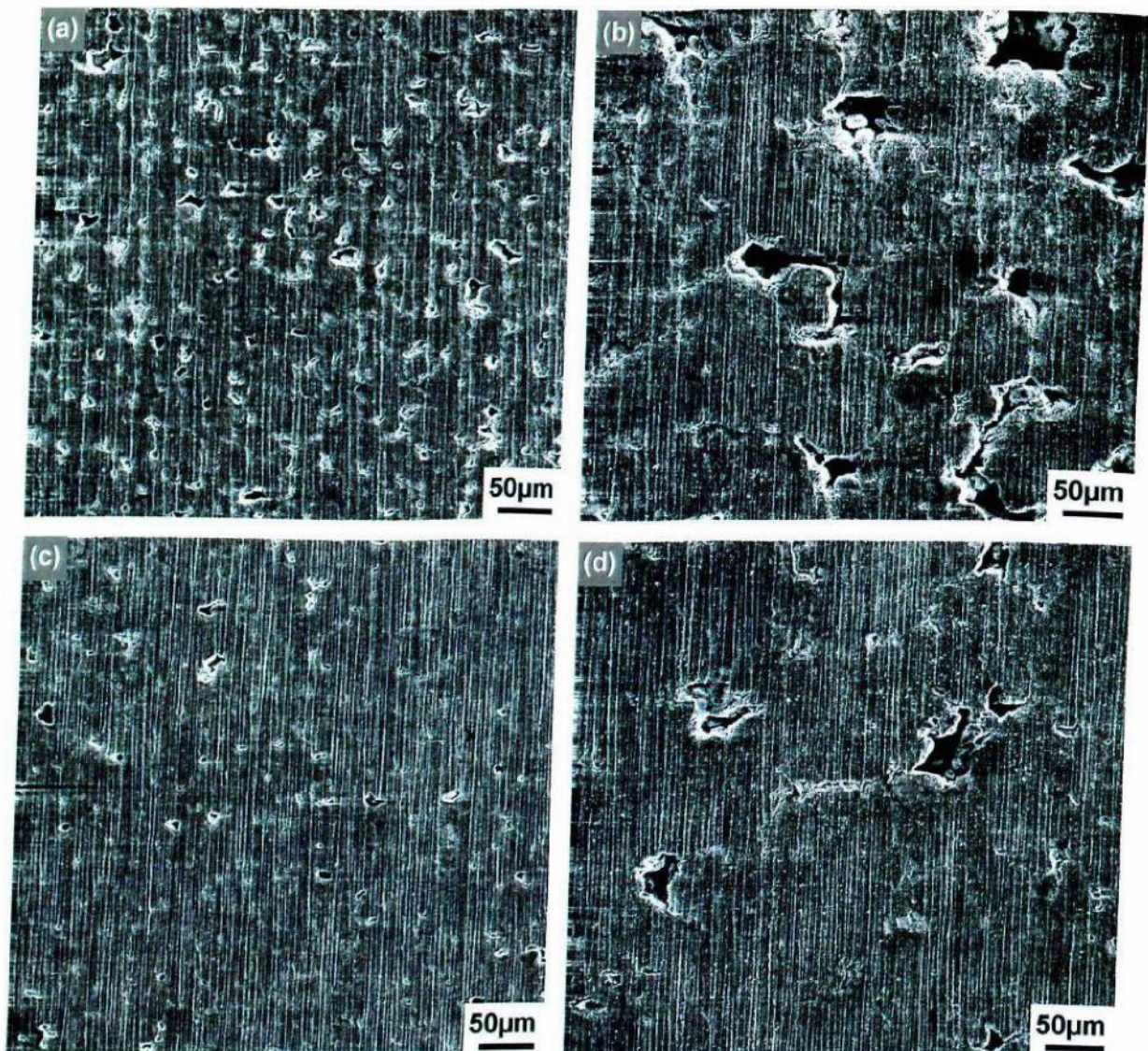


Figura 4.25 - Parte central das marcas de desgaste produzidas por microabrasão das amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64. Abrasivo: sílica. MEV.

Para todos os casos o mecanismo de desgaste dominante foi o riscamento/sulcamento. Este mecanismo é característico do desgaste onde o abrasivo desliza entre as superfícies móveis deformando-as.

Estas Figuras confirmam o efeito, já relatado na abrasão com a alumina, do tamanho do poro remanescente. As menores pressões de compactação correspondem aos maiores tamanhos de poro, e a maior quantidade de poros abertos após o ensaio (Figuras 4.25a e 4.25b).

A mudança do mecanismo de desgaste predominante não alterou o comportamento do coeficiente de desgaste destas amostras.

4.4.3 - Hematita (Fe_2O_3)

O comportamento do desgaste abrasivo em relação aos parâmetros microestruturais e de fabricação é apresentado, neste tópico, para o desgaste utilizando a hematita (Fe_2O_3). Os resultados do desgaste em função da pressão de compactação e do tamanho do pó de ferro mostrados na Tabela 4.2 deste capítulo são apresentados nos gráficos das Figuras 4.26 e 4.27.

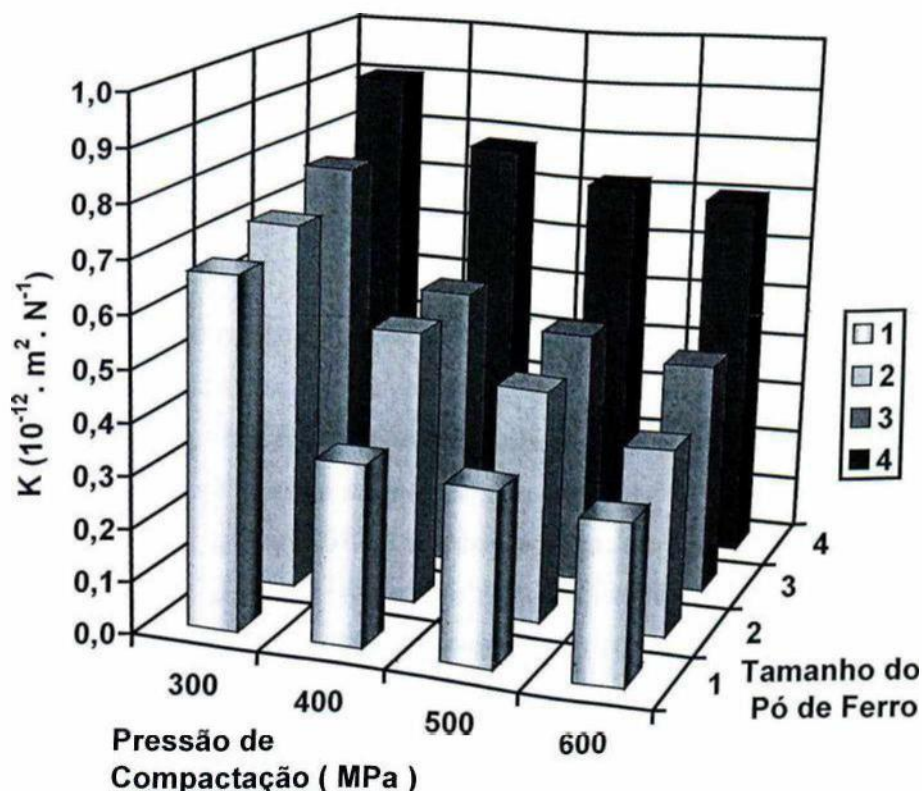


Figura 4.26 - Evolução do desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação. Abrasivo: hematita.

Observa-se, na Figura 4.26, que para um mesmo tamanho de pó o coeficiente de desgaste abrasivo diminui até um valor constante a medida que a pressão de compactação aumenta. Este fato é mais evidente nos pós de ferro pequenos. É notável que o maior tamanho de pó de ferro (4) se destaca dos demais, com valores de coeficientes de desgaste maiores. Para uma mesma pressão de compactação o coeficiente de desgaste tende a aumentar com o tamanho do pó de ferro. A Figura 4.26 mostra que, assim como nos abrasivos anteriores, o coeficiente de desgaste atingiu os valores mais altos em amostras que combinam os maiores tamanhos de pó e as menores pressões de compactação.

Na Figura 4.27 é possível avaliar a evolução do desgaste em função dos parâmetros de fabricação.

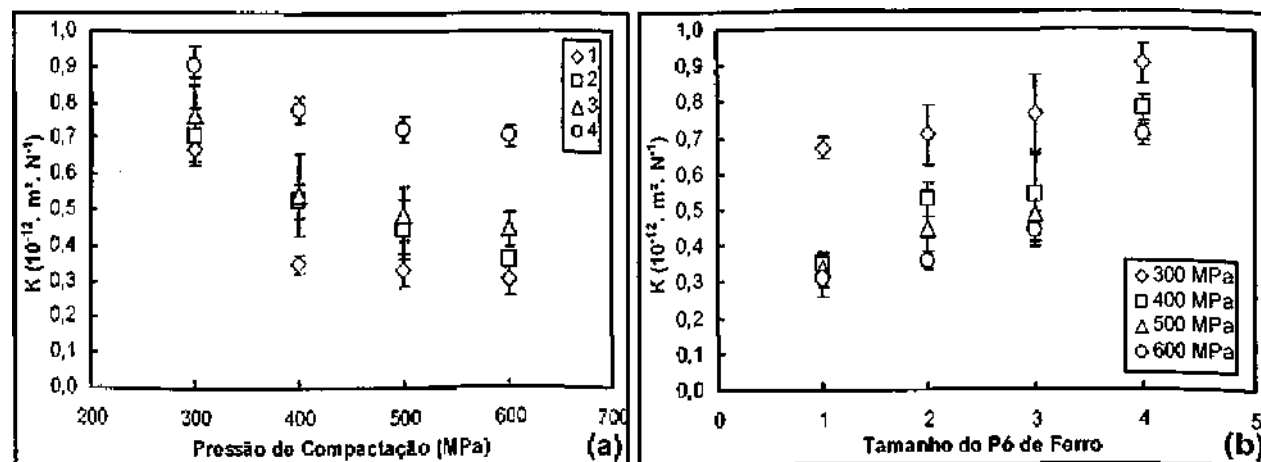


Figura 4.27 - Desgaste abrasivo em função dos parâmetros de fabricação: a- pressão de compactação; b- tamanho do pó de ferro. Abrasivo: hematita.

Observa-se que o efeito do tamanho do pó de ferro para uma mesma pressão de compactação é mais evidente nas maiores pressões de compactação. Destaca-se ainda o fato que na pressão de 300 MPa a variação é mais suave e aproximadamente linear.

As taxas de desgaste são ainda menores que as apresentadas quando ensaiadas pela sílica, se mantendo numa faixa de valores entre $0,96 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$ (amostra A34) e $0,26 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$ (amostra A61). Quantitativamente, a diferença entre os valores do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A61 e A34 pode ser até de 3,72 vezes. Para a menor pressão de compactação (300 MPa) a diferença entre o maior e menor valor de coeficiente de desgaste é de até 1,5 vez, enquanto que com o maior tamanhos de pó (4) a diferença foi de aproximadamente 1,4 vez (Figura 4.27).

O efeito da porosidade e da quantidade de óxidos presentes no volume sobre coeficiente de desgaste abrasivo é mostrado na Figura 4.28 a e b, respectivamente.

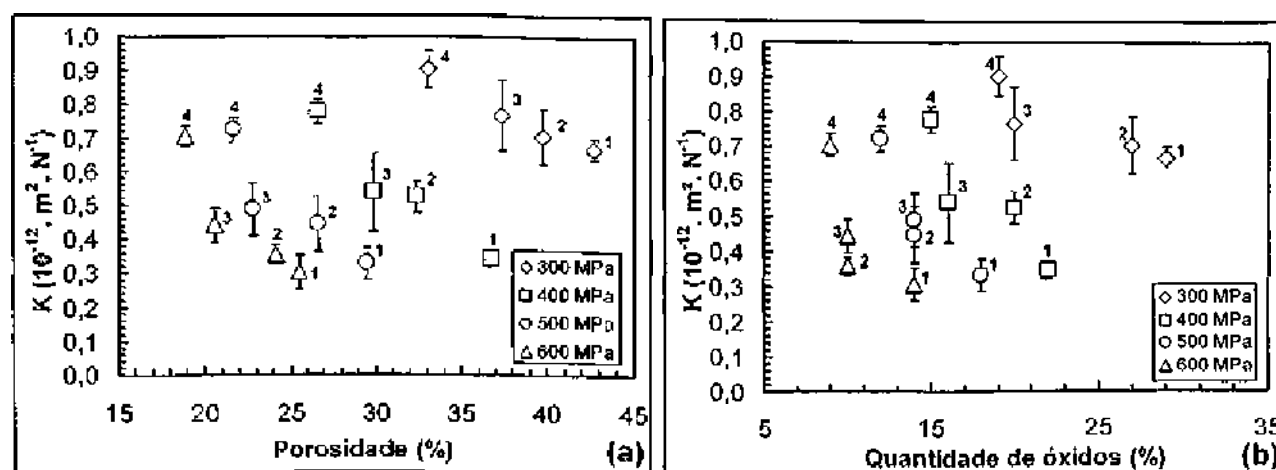


Figura 4.28 - Coeficientes de desgaste em função: a- da porosidade; b- da quantidade de óxido no volume. Abrasivo: hematita.

Mais uma vez observa-se que os efeitos da porosidade e da quantidade de óxidos sobre o coeficiente de desgaste abrasivo são equivalentes. A Figura 4.28a mostra que para a mesma pressão de compactação o coeficiente de desgaste diminui à medida que a porosidade aumenta. Em um mesmo tamanho do pó de ferro o coeficiente de desgaste abrasivo aumenta com a porosidade. Nestes gráficos (Figura 4.28) é possível notar o comportamento diferenciado do pó de ferro 4.

A Figura 4.29 detalha o desgaste abrasivo em função do livre caminho médio entre os poros.

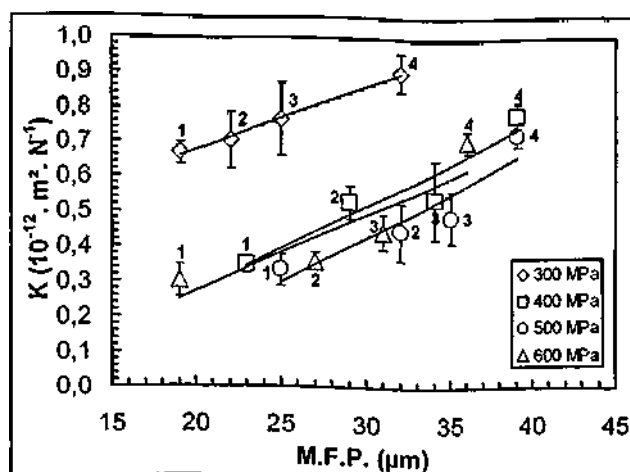


Figura 4.29 - Evolução do livre caminho médio entre os poros sobre o desgaste abrasivo. Abrasivo: hematita.

Para a mesma pressão de compactação, observa-se a tendência de que o coeficiente de desgaste aumenta quando o caminho livre entre os poros aumenta (Figura 4.29).

O gráfico da Figura 4.30 apresenta a influência da dureza sobre o desgaste.

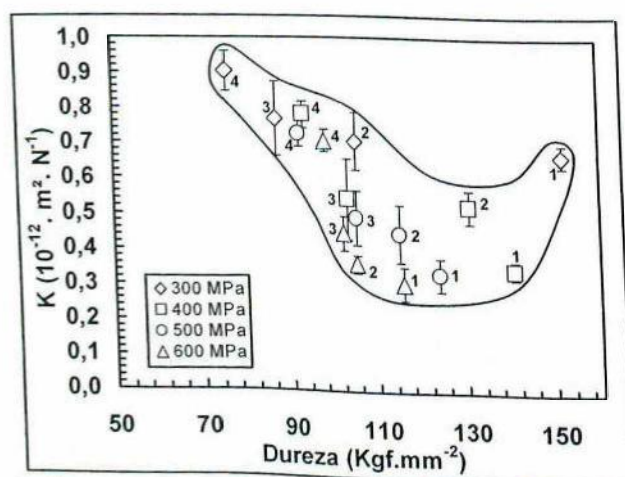


Figura 4.30 - Relação da dureza com o desgaste abrasivo. Abrasivo: hematita.

Para um mesmo tamanho de pó de ferro o coeficiente de desgaste obtido usando a hematita se comporta de maneira diferente do dois últimos abrasivos estudados. Neste caso não foi observada de forma marcante, um mínimo no coeficiente de desgaste. Entretanto observa-se que inicialmente o coeficiente de desgaste abrasivo decresce, até que a partir da dureza de cerca de 106 Kgf.mm^{-2} o coeficiente de desgaste tende a estabilizar, até que acima de 140 Kgf.mm^{-2} apresenta uma leve tendência a aumentar o desgaste. Novamente, as durezas maiores que 106 Kgf.mm^{-2} representam as amostras que apresentam os menores tamanhos de pó de ferro.

É notável que os coeficientes de desgaste das amostras produzidas com o maior tamanho do pó de ferro (4) possuem valores de coeficiente de desgaste maiores que as outras amostras, porém estas ainda mantêm a tendência de diminuir o valor do desgaste com o aumento da dureza.

Os coeficientes de desgaste produzidos com a hematita e a dureza das amostras também se relacionam de maneira complexa. É ressaltada também a evidência de que não existe um parâmetro único que governa o comportamento do desgaste abrasivo, e sim um conjunto de parâmetros morfológicos.

A Figura 4.31 mostra a impressão de desgaste formada ao se utilizar a hematita sobre a amostra A64. A Figura 4.31a ressalta a borda da impressão, enquanto as Figuras 4.31 b e c mostra a parte central da calota de desgaste.

A Figura 4.31a revela um contorno da impressão de desgaste suave e bem definido. É notável a presença de riscos/sulcos no sentido do movimento da esfera (Figura 4.31c). Assim como nas amostras desgastadas utilizando a sílica como abrasivo, observa-se que o mecanismo de desgaste predominante foi o deslizamento dos abrasivos sobre a superfície desgastada. Esse mecanismo de desgaste foi observado em todas as amostras estudadas utilizando a hematita.

Na Figura 4.31 também se observa a presença de porosidade aberta após o ensaio.

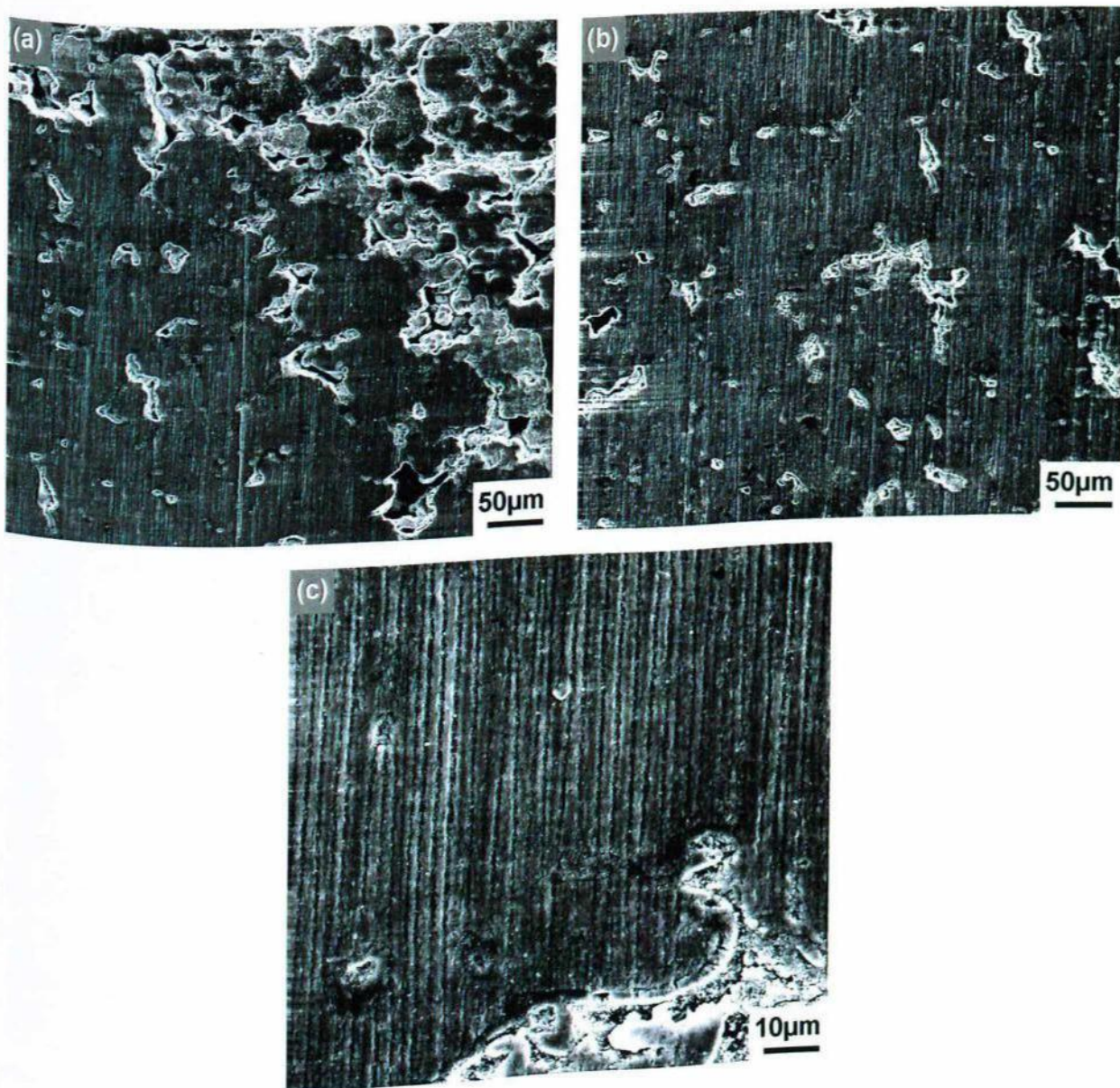


Figura 4.31 - Superfície abrasonada da amostra A64: a- borda; b- centro; c- mecanismo de desgaste. Abrasivo: hematita. MEV.

A Figura 4.32 mostra o coeficiente de desgaste em função do tamanho do poro.

A Figura 4.32 mostra que o coeficiente de desgaste das amostras que correspondem aos pós de ferro menores (1, 2 e 3) se comportaram como nos casos anteriores (abrasivos alumina e sílica), onde o coeficiente de desgaste aumenta, uniformemente, em conjunto com o tamanho do poro. As amostras que correspondem ao pó de ferro de tamanho 4 tem um comportamento similar, se distinguindo dos outros pós por apresentarem valores de coeficiente de desgaste em um nível maior. Este fato indica que o desgaste utilizando o abrasivo hematita é sensível ao aumento do tamanho do poro gerado pelo aumento do tamanho do pó de ferro.

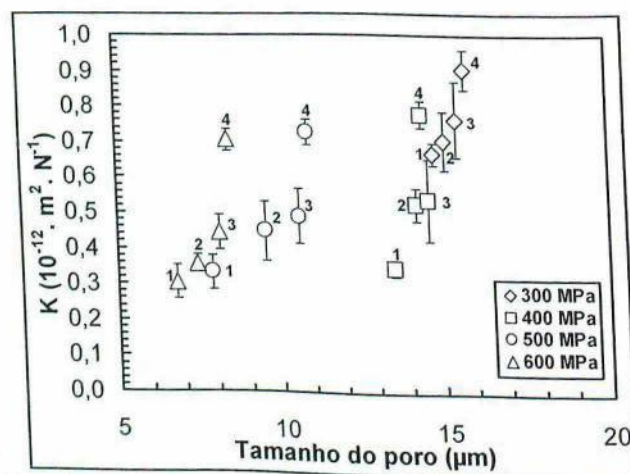


Figura 4.32 - Evolução do desgaste abrasivo em função do tamanho do poro. Abrasivo: hematita.

Em todos os tamanhos de pó de ferro o coeficiente de desgaste é pouco afetado pelo tamanho do poro para altas pressões de compactação (500 e 600 MPa). O aumento é mais sensível em pressões de compactação menores (300 e 400 MPa), que correspondem a tamanhos de poro maiores que 13μm.

A utilização de um abrasivo endógeno gerou um comportamento de desgaste diferente dos casos anteriores (abrasivos alumina e sílica). A diminuição do valor do coeficiente de desgaste com o aumento da dureza, até o valor aproximado de 106 Kgf.mm⁻², está relacionado com o aumento da pressão de compactação (Figura 4. 30). As Figuras 4.30 e 4.32 mostram que a partir da dureza 106 Kgf.mm⁻², onde predominam amostras com tamanhos de pó de ferro pequenos (1 e 2), o desgaste passa a um comportamento constante, com a tendência de um pequeno aumento a partir da dureza 140 Kgf.mm⁻². Esse fenômeno mostra que, em tamanhos do pó de ferro pequenos, a diminuição da pressão de compactação, levando a um aumento no tamanho do poro, também influencia o valor do coeficiente de desgaste abrasivo. Este efeito se sobrepõe ao aumento da dureza do material.

Entretanto, o tamanho pequeno das partículas de hematita pode gerar uma maior dificuldade de fechar os poros por abrasivo durante o processo de desgaste. A utilização desse abrasivo promoveu um desgaste menos agressivo, o que reduziu o efeito do tamanho do poro, levando a estabilidade do valor de desgaste na faixa de dureza aproximada de 106 Kgf.mm⁻² a 140 Kgf.mm⁻².

A Figura 4.33 mostra a parte central da impressão de desgaste produzida via microabrasão das amostras A31; A34; A61 e A64. Nestas fotos é possível visualizar, com maior detalhe, o mecanismo de desgaste predominante neste sistema.

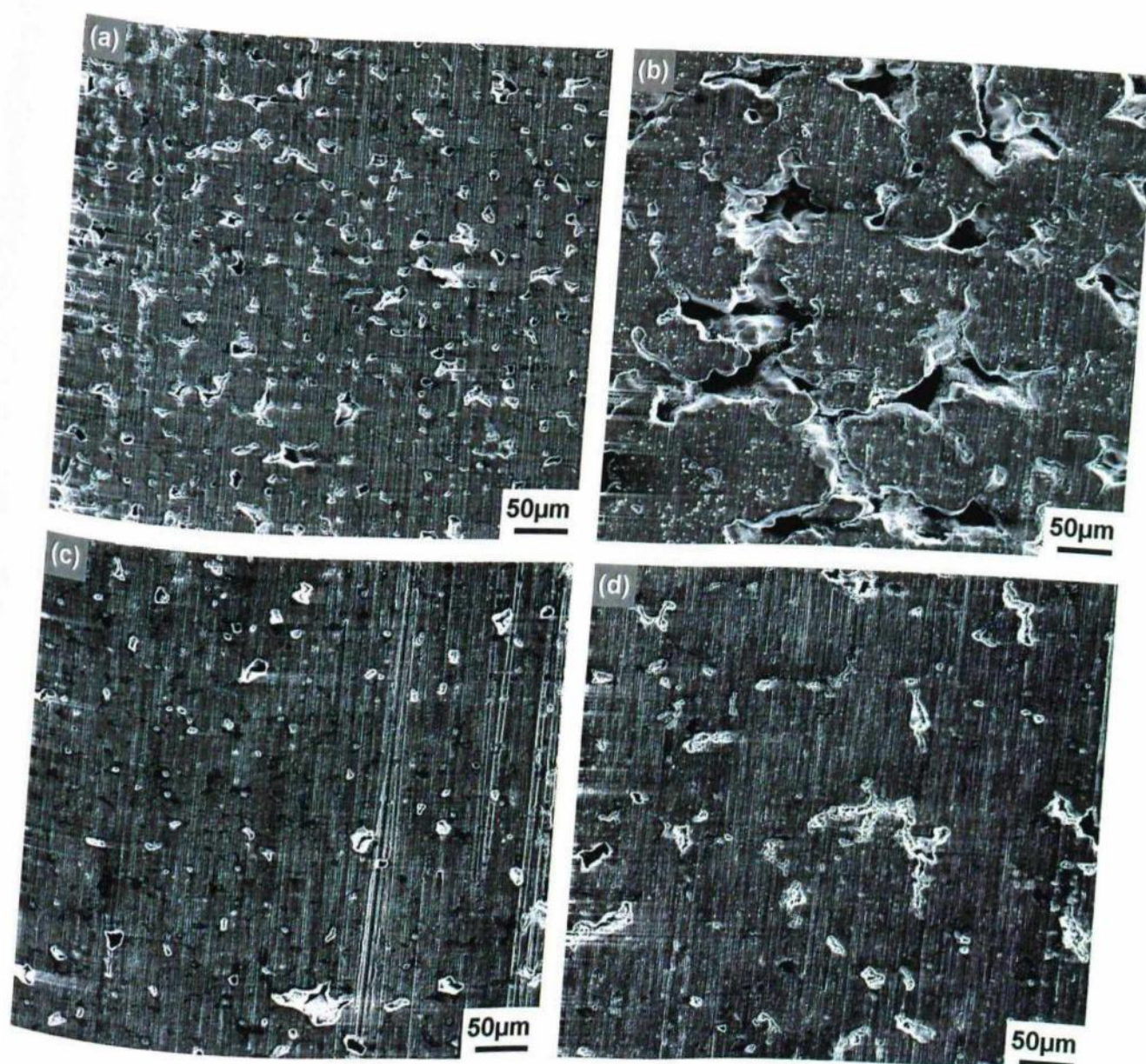


Figura 4.33 - Mecanismo de desgaste observado na microabrasão das amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64. Parte central. Abrasivo: hematita. MEV.

Em todas as amostras é visível o grande número de pequenos riscos/sulcos, confirmando que o mecanismo de desgaste predominante foi o de deslizamento das partículas abrasivas sobre a amostra. Nas Figuras 4.33b e 4.33d observa-se que as amostras fabricadas com um maior tamanho do pó de ferro (4) apresentam uma grande quantidade de grande poros abertos após o desgaste. A porosidade aberta remanescente pode estar induzindo o aumento dos valores do coeficiente de desgaste. Este fato, aliado ao gráfico da Figura 4.32, reforçam a hipótese de que o tamanho do poro é um dos parâmetros determinantes dos valores do coeficiente de desgaste.

4.5 - Influência da Natureza do Abrasivo no Comportamento em Abrasão.

A Figura 4.34 sintetiza o efeito da natureza do abrasivo sobre o comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo para todas as amostras.

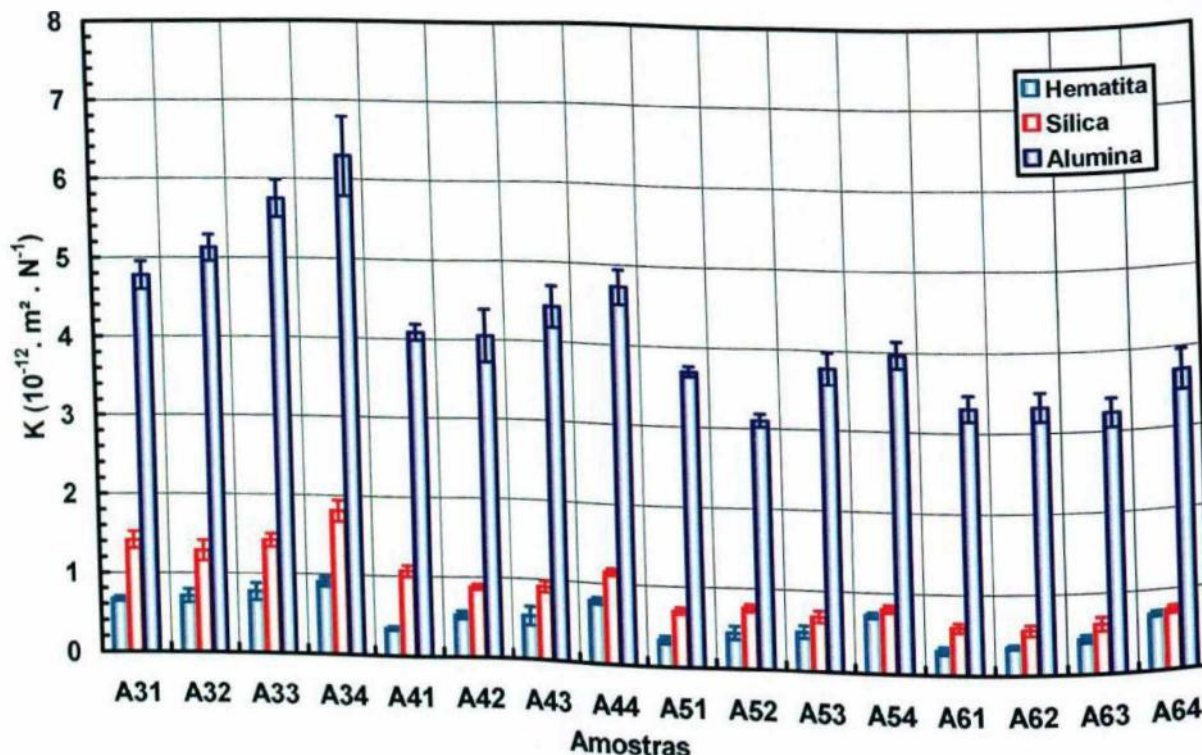


Figura 4.34 – Coeficientes de desgaste abrasivo. Abrasivos: hematita, sílica, alumina.

De modo geral observa-se que os resultados dos coeficientes de desgaste médio referentes ao abrasivo alumina foram os maiores, seguidos pela sílica, sendo que os coeficientes de desgaste abrasivo utilizando a hematita resultaram nos menores valores.

Para melhor entender a influência do tipo de abrasivo sobre o comportamento do desgaste abrasivo a Figura 4.35 mostra os valores do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras produzidas sob condições de fabricação extremas: A31, A34, A61 e A64.

Acompanhando a evolução da amostra A31 observa-se que o valor do coeficiente de desgaste diminui da alumina para a sílica e decresce pouco mais da sílica para a hematita.

Na amostra A61 o valor do coeficiente de desgaste decresce da alumina para a sílica e se mantém constante da sílica para a hematita.

O coeficiente de desgaste abrasivo da amostra A34 se comporta analogamente ao da A31. Decresce da alumina para a sílica, e permanece constante da sílica para a hematita.

A amostra A64 por sua vez tem um comportamento análogo ao da A61, onde o valor do coeficiente de desgaste diminui do abrasivo alumina para a sílica e praticamente não se altera da sílica para a hematita.

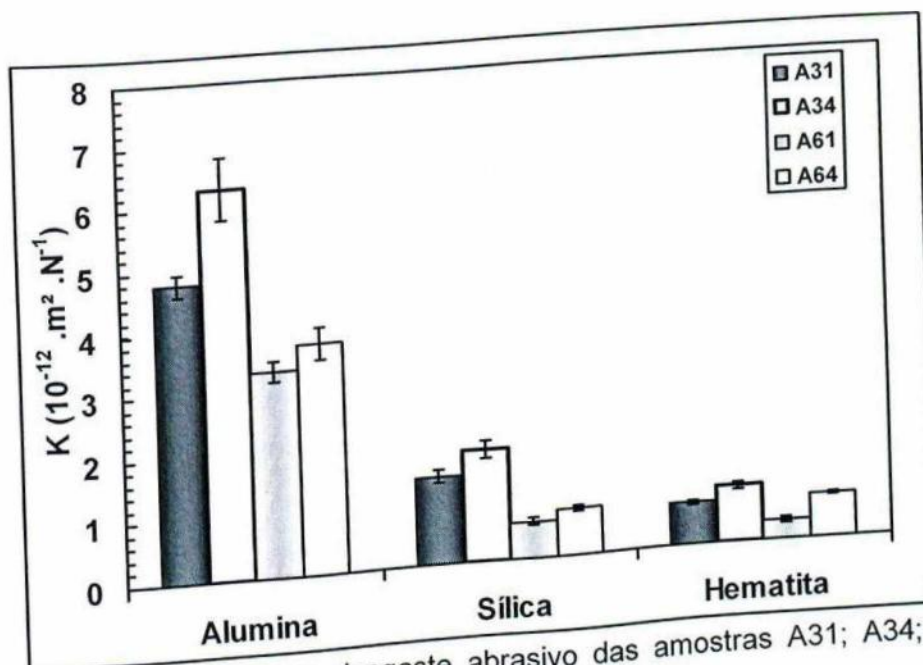


Figura 4.35 - Comportamento do desgaste abrasivo das amostras A31; A34; A61; A64 em função do abrasivos alumina, sílica e hematita.

A comparação descrita acima sugere que as amostras produzidas com as menores pressões de compactação (300 MPa) são mais sensíveis às alterações de abrasivo que amostras produzidas com maiores pressões de compactação (600 MPa). Reforçando esta idéia, o anexo II mostra a variação do comportamento entre abrasivos para as várias pressões de compactação.

Em todos os casos o aumento do tamanho do pó de ferro representa um ligeiro aumento nos valores do coeficiente de desgaste. Este aumento é mais sentido quando se utiliza o abrasivo alumina em amostras produzidas em baixas pressões de compactação (300 e 400 MPa).

4.5.1 - Severidade do Sistema Tribológico

As relações de severidade dos sistemas abrasivos são estudadas de acordo com alguns critérios. A razão entre a dureza do abrasivo e do material desgastado (Habrasivo/Hmaterial) pode ser um dos parâmetros de análise da severidade do sistema. Outro critério de severidade envolve a forma da partícula abrasiva, onde é analisado se o formato desta tende ao esferoidal ou ao angular. O tamanho da partícula também implica na severidade do sistema abrasivo (Zum Gahr, 1987; Hutchings, 1992).

A análise do mecanismo de desgaste predominante, pode ajudar na compreensão de como o desgaste ocorreu para cada sistema.

➤ **Dureza relativa: $H_{\text{abrasivo}} / H_{\text{material}}$.**

Os gráficos da Figura 4.9 e o Anexo I mostram que para os tempos de teste referentes ao regime permanente de desgaste a profundidade da calota é maior que a espessura da camada (de 3 a 4 μm). A análise da profundidade da calota ressalta a influência do substrato no comportamento do desgaste abrasivo. Dessa forma, para o cálculo da dureza relativa entre o abrasivo e o material das amostras foram utilizadas as macrodurezas das amostras não polidas apresentadas no capítulo II (Tabela 3.2). Para isso tomou-se uma faixa de valores que compreende o maior e o menor valor de dureza deste material.

No capítulo III (Tabela 3.3) foi apresentada uma Tabela que mostra as durezas dos três abrasivos utilizados neste trabalho. Estes dados foram obtidos da literatura e compreendem uma faixa de durezas para cada abrasivo.

A dureza do material desgastado ocupa uma faixa que vai de 76 ± 2 (amostra A34) até 152 ± 4 HV (amostra A31). A Tabela 4.3 mostra as relações entre a dureza dos abrasivos e do material.

Tabela 4.3: Severidade do Sistema.

Abrasivo	Dureza do abrasivo (HV)	$H_{\text{abrasivo}} / H_{\text{material}}$
Alumina	1800 - 2000	11,53 – 27,02
Silica	750 – 1260	4,81 – 17,02
Hematita	1000 - 1050	6,41 – 14,18

Em seu trabalho Zum Gahr (1987) sintetizou estudos sobre a severidade do desgaste abrasivo de materiais homogêneos e não homogêneos, e apresentou que a razão entre a dureza do abrasivo e do material revela a transição entre desgaste abrasivo suave e severo. Adicionalmente, Hutchings (1992) mostrou que sistemas abrasivos onde a razão $H_{\text{abrasivo}} / H_{\text{material}}$ é menor que 1,2 são chamados de 'abrasão suave', em contraste para sistemas em que a razão $H_{\text{abrasivo}} / H_{\text{material}}$ é maior que 1,2 vem a ser 'abrasão severa'.

A Tabela 4.3 mostra que, de acordo com essa classificação, todos os sistemas tribológicos estudados nesta dissertação possuem o caráter de abrasão severa.

➤ **Forma do abrasivo.**

Além da dureza do abrasivo, a severidade de um sistema pode ser fortemente afetada pela forma das partículas duras (Zum Gahr, 1987; Hutchings, 1992). É reportado que partículas

com o formato anguloso tendem a desgastar mais que as partículas esféricas (Hutchings, 1992).

No início deste capítulo a Figura 4.1 mostra que a alumina tende ao formato anguloso enquanto que a sílica e a hematita são mais esféricas. Assim, por esse critério, a forma das partículas de alumina levam a um desgaste mais severo.

➤ Tamanho do abrasivo.

O tamanho do abrasivo se relaciona com a severidade do sistema no sentido de que o aumento do tamanho médio das partículas diminui a quantidade de partículas presentes na interface. A diminuição da quantidade de abrasivo atuantes no desgaste gera um aumento substancial da carga por abrasivo que intensifica as iterações físicas entre o abrasivo e a superfície levando a uma maior severidade do sistema tribológico.

A Tabela 4.1 deste capítulo mostra que o maior valor de diâmetro médio das partículas é do abrasivo alumina, seguido pela sílica e a hematita possui o menor valor de diâmetro médio.

Esta sequência de tamanho das partículas abrasivas acompanha, diretamente, a variação do desgaste para os três abrasivos. O que sugere que este parâmetro tem uma forte influência sobre o comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo.

➤ Carga por abrasivo e mecanismo de desgaste.

O comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo pode ser relacionado com a carga individual do abrasivo, que é um dos principais parâmetros que determinam o mecanismo de desgaste atuante na microabrasão.

Trezona et al (1999) estudaram a influência das condições de ensaio da microabrasão sobre transição entre o desgaste abrasivo a dois corpos e três corpos. Estes autores concluíram que a força normal e a concentração do abrasivo são determinantes do mecanismo de desgaste abrasivo predominante. Altos níveis de força normal levam a formação de riscos/ sulcos, enquanto que em uma força normal mais baixa observa-se a indentação múltipla. Altas concentrações de abrasivo sugerem uma menor força atuando sobre cada abrasivo o que leva ao rolamento deste, produzindo indentações sobre a superfície desgastada (indentação múltipla). Lamas com baixas concentrações de abrasivo proporcionam altas cargas por abrasivo que promovem o engastamento das partículas duras no contra-corpo e deslizamento destas sobre a superfície. Este deslizamento de partículas engastadas vai produzir riscos/sulcos sobre a superfície de desgaste.

A Figura 4.36 mostra a variação dos mecanismos de desgaste, de acordo com a natureza do abrasivo.

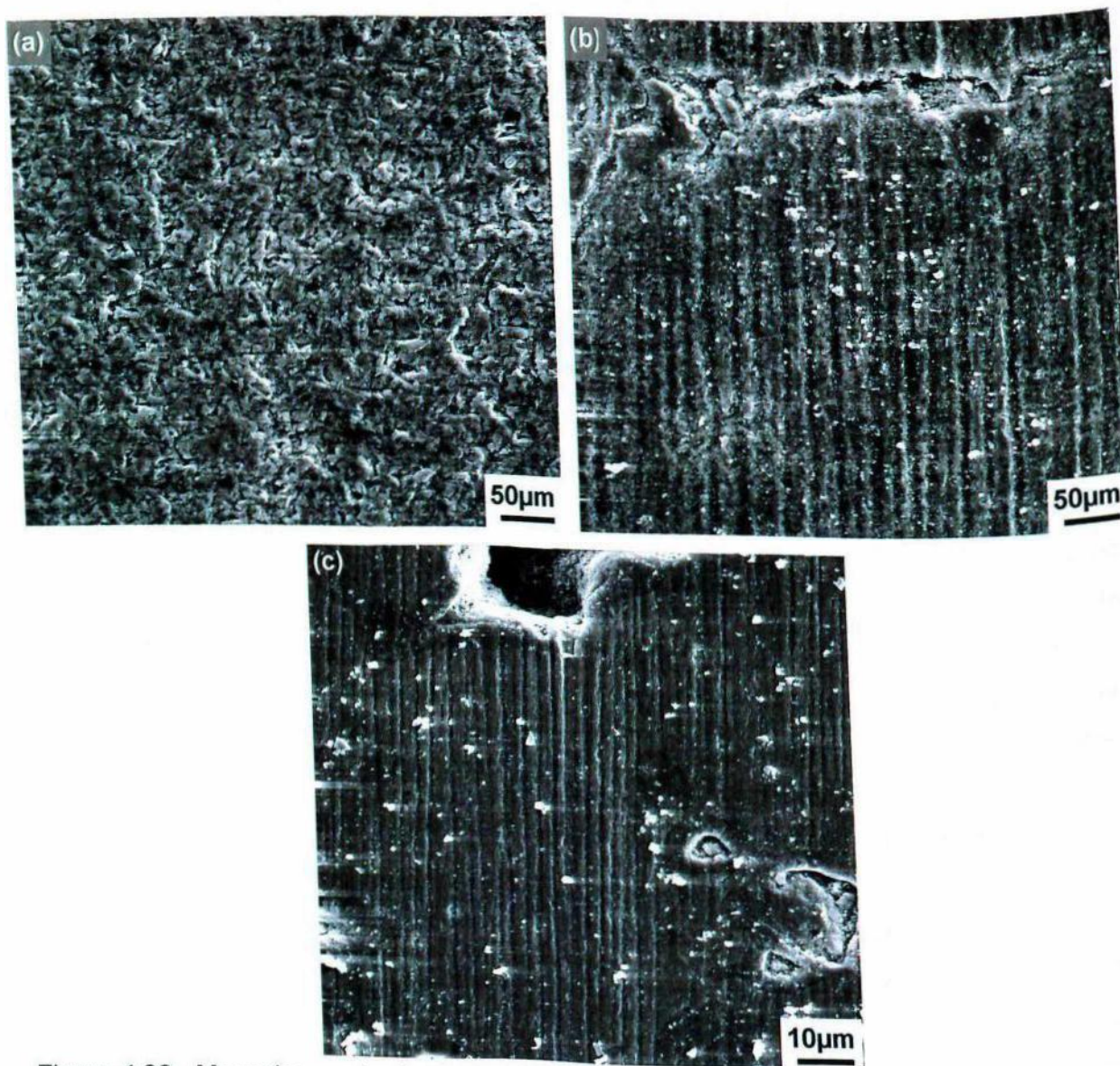


Figura 4.36– Mecanismos de desgaste. Sistemas: a- A61 e alumina; b- A64 e sílica; c- A34 e hematita.

Nos ensaios realizados nesta dissertação foi observado que no desgaste utilizando a alumina como abrasivo (Figura 4.36a) o mecanismo de desgaste predominante foi a indentação múltipla. Para o desgaste utilizando a sílica e a hematita (Figuras 4.36 b e c) o mecanismo principal de desgaste foi o deslizamento de abrasivos gerando riscos.

Trezona e co-autores (Trezona et al 1999) apresentaram que a comparação da severidade do sistema entre os mecanismos de desgaste de onde o abrasivo desliza ou rola sobre a superfície é inconsistente. Em alguns ensaios, onde se variou somente a concentração do abrasivo, o mecanismo de indentação múltipla gerado pelo rolamento dos abrasivos sobre a

superfície apresentou um nível maior de desgaste do que o riscamento/sulcamento gerado pelo deslizamento dos abrasivos (Figura 2.15 do tópico 2.5).

Segundo estes autores (Trezona et al, 1999) é possível modificar o mecanismos de desgaste abrasivo de um sistema ao se variar a carga por abrasivo. Estes autores mostraram que a transição entre mecanismos de desgaste é diferente para cada tipo de abrasivo (Figura 2.14 do tópico 2.5). Mesmo em condições de ensaio fixas (força normal e concentração do abrasivo) podem ocorrer diferentes mecanismos de desgaste se o abrasivo for modificado.

A Figura 4.37 apresenta o desgaste em função da dureza para os três abrasivos.

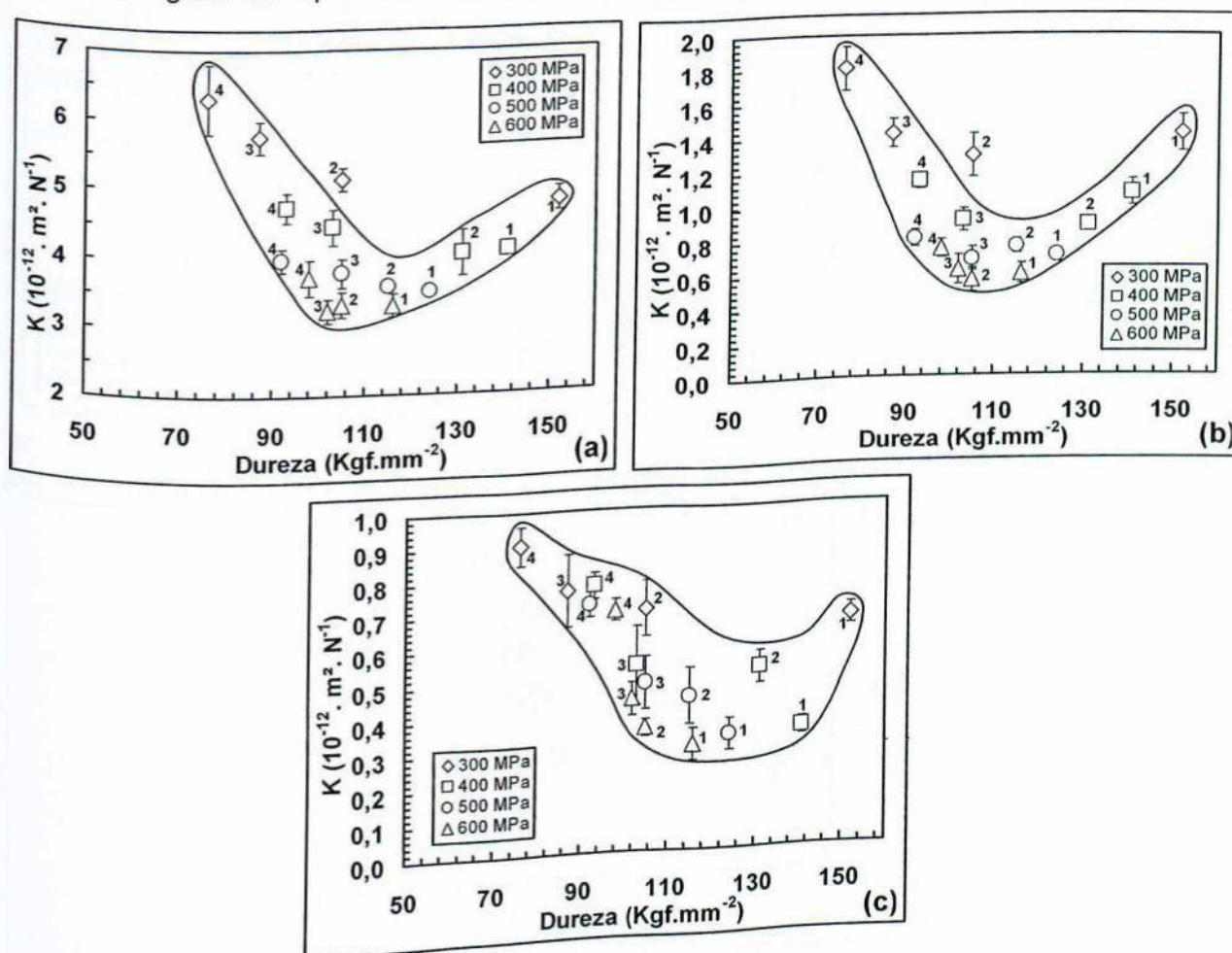


Figura 4.37 - Efeito da dureza. Abrasivos: a- alumina; b- sílica; c- hematita.

O desgaste utilizando a alumina e a sílica como abrasivos (exógenos) apresentaram valores de dureza onde o desgaste é mínimo. É notável que para as durezas abaixo do valor que representa o desgaste mínimo há o predomínio de amostras produzidas com os maiores tamanhos de pó de ferro (3 e 4), enquanto que acima desse valor há a ocorrência de tamanhos de pó de ferro menores.

No desgaste utilizando como abrasivo a hematita (endógeno) é observado que o coeficiente de desgaste abrasivo decresce com o aumento da dureza até $106 \text{ Kgf} \cdot \text{mm}^{-2}$. A partir desse ponto o valor do coeficiente de desgaste se apresenta aproximadamente constante em

função do aumento da dureza até que acima de 140 Kgf.mm² este aumenta ligeiramente. Este efeito diferenciado do coeficiente de desgaste em função da dureza do material corresponde as amostras produzidas com os menores tamanhos de pó de ferro.

Em todos os casos o tamanho do pó de ferro é o parâmetro de fabricação que mais afeta a variação dos valores do coeficiente de desgaste abrasivo em relação a dureza das amostras.

Nos tópicos anteriores foi apresentado que o tamanho do poro afeta diretamente o coeficiente de desgaste. A Figura 4.38 mostra esse comportamento para os três abrasivos.

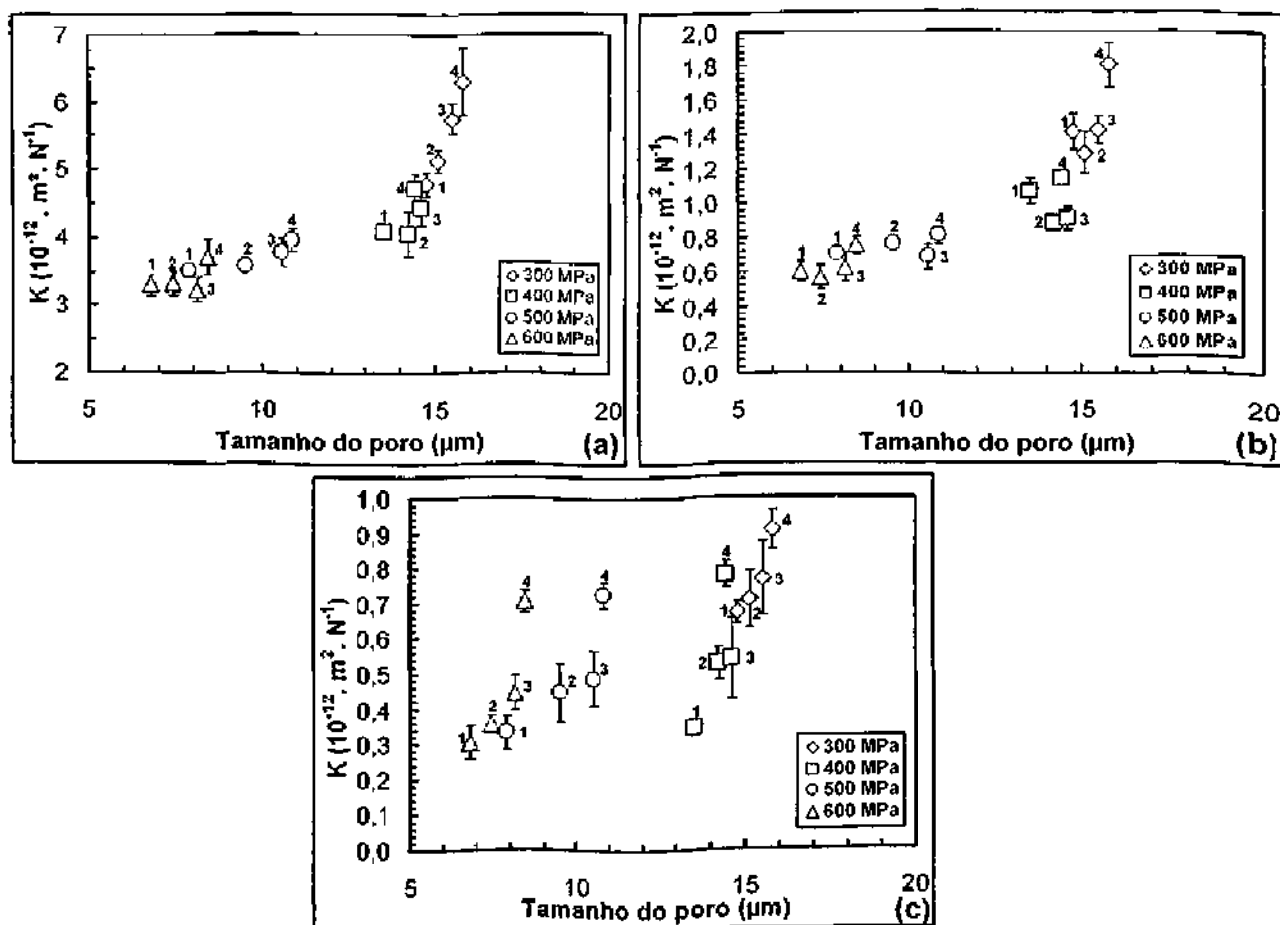


Figura 4.38 – Efeito do tamanho do poro. Abrasivos: a- alumina; b- sílica; c- hematita.

Em todos os casos apresentados neste trabalho o tamanho do poro influenciou fortemente os resultados do coeficiente de desgaste abrasivo. A Figura 4.38 mostra que o desgaste aumenta com o tamanho do poro. Esse aumento é mais sensível em tamanhos de poro maiores que 13 μm , que corresponde as amostras fabricadas com as menores pressões de compactação (300 e 400 MPa).

Como já mencionado anteriormente, o poro aberto pode estar agindo como uma região de instabilidade no desgaste desse tipo de material.

Assim, para os três abrasivos, o comportamento complexo do coeficiente de desgaste em função da dureza (Figura 4.37) é justificado pelo aumento do tamanho do poro. O coeficiente de desgaste diminui com aumento da dureza até que o aumento do tamanho do poro passa a ter uma influência mais significativa sobre o desgaste. Esse fenômeno ocorre em amostras com tamanhos de pó de ferro pequenos em função da diminuição da pressão de compactação.

Em tópicos anteriores foi mostrado que para estas amostras, a dureza possui um compromisso efetivo com a porosidade e fechamento da rede de poros interconectada por óxidos. Tanto a porosidade quanto o tamanho médio dos poros dependem dos parâmetros de fabricação (pressão de compactação e tamanho do pó de ferro). Dessa forma os parâmetros de processamento das amostras, em consequência da microestrutura final, direcionam o comportamento do desgaste abrasivo.

As menores taxas de desgaste abrasivo ocorreram para a combinação de maiores pressões de compactação e menores tamanhos do pó de ferro.

CAPÍTULO V

5 - Conclusões

De acordo com a análise dos resultados, sintetizam-se as seguintes conclusões:

- A impressão de desgaste produzida sobre as amostras pode ser considerada uma calota esférica apesar da presença da porosidade característica deste tipo de material.
- A microabrasão se mostra suficientemente sensível para identificar as variações do coeficiente de desgaste abrasivo entre as amostras. É possível acompanhar a evolução do coeficiente de desgaste de acordo com a profundidade em que a calota se encontra da superfície da amostra.
- O regime permanente de desgaste foi observado em testes com duração maior que 180s, para todas as condições tribológicas estudadas (amostra – abrasivo).
- Os parâmetros de fabricação das amostras influenciaram significativamente o coeficiente de desgaste abrasivo. As maiores taxas de desgaste, para os três tipos de abrasivos, ocorreram nas amostras fabricadas em baixas pressões de compactação e grandes tamanhos do pó de ferro.
- Em geral, o aumento do tamanho do pó de ferro, para a mesma pressão de compactação, leva ao aumento do coeficiente de desgaste abrasivo.
- Em geral, para o mesmo tamanho do pó de ferro, o aumento da pressão de compactação promove uma significativa diminuição no coeficiente de desgaste abrasivo.
- Em todos os abrasivos testados, é observado que, para mesma pressão de compactação, o coeficiente de desgaste abrasivo diminui com o aumento da porosidade e/ou quantidade de óxidos. Entretanto, para o mesmo tamanho do pó de ferro o coeficiente de desgaste abrasivo aumenta com a porosidade e/ou quantidade de óxidos.
- Em geral, o coeficiente de desgaste abrasivo aumenta em conjunto com o livre caminho médio entre os poros, para a mesma pressão de compactação.

- O tamanho do poro se mostrou como um parâmetro de grande relevância sobre o comportamento do desgaste abrasivo. O desgaste cresce com o tamanho do poro, sendo que, em todos os casos, a partir de $13\mu\text{m}$ o coeficiente de desgaste aumentou sensivelmente. Esse aumento brusco está relacionado a presença de poros grandes que permanecem abertos durante o ensaio de desgaste.
- A dureza se relaciona de maneira complexa com o coeficiente de desgaste. Em tamanhos maiores do pó de ferro (3 e 4) o coeficiente de desgaste abrasivo tem a forte tendência de diminuir com o aumento da dureza até um valor mínimo. A partir desse ponto, em tamanhos menores do pó de ferro (1 e 2), o valor do coeficiente de desgaste aumenta com a dureza.
- O aumento do coeficiente de desgaste abrasivo com o aumento da dureza para amostras fabricadas com o tamanho de pó de ferro pequeno (1 e 2) é justificado pela influência do aumento do tamanho do poro. Para estes tamanhos de pó de ferro aumentos da dureza correspondem a diminuição da pressão de compactação, que leva tamanhos de poro maiores. Dessa forma o efeito do aumento do tamanho do poro se sobrepõe ao efeito do aumento da dureza.
- A análise comparando o comportamento do desgaste entre os três abrasivos permite concluir que as amostras produzidas com as menores pressões de compactação (300 e 400 MPa) são mais sensíveis às alterações de abrasivo que amostras produzidas com maiores pressões de compactação (500 e 600 MPa). Em todos os casos o aumento do tamanho do pó de ferro representa um ligeiro aumento nos valores do coeficiente de desgaste.
- A mudança das características das partículas abrasivas promoveu diferentes mecanismos de desgaste. Quando se utilizou o abrasivo alumina observou-se o mecanismo de rolamento do abrasivo sobre a amostra, gerando indentações múltiplas. Ao se utilizar a sílica e a hematita como abrasivos houve o deslizamento dos abrasivos, gerando riscos/sulcos unidirecionais sobre a superfície.
- O valor do coeficiente de desgaste acompanhou o tamanho do abrasivo. A dureza e a forma do abrasivo também influenciaram os valores de coeficiente de desgaste. A maior severidade se deu quando foi utilizado o abrasivo alumina.

CAPÍTULO VI

6 - Sugestões para Trabalhos Futuros

Para a continuidade deste trabalho, sugere-se uma análise mais detalhada dos mecanismos de atuação dos poros sobre a resistência ao desgaste abrasivo do ferro sinterizado e oxidado a vapor. Pode ser enfocando a relação da microestrutura desse material com o tamanho e natureza do abrasivo.

A utilização da hematita (Fe_2O_3) como abrasivo representa a atuação das partículas originadas do destacamento da camada de óxidos durante o desgaste por deslizamento. Entretanto, sabe-se que a camada de óxidos é composta em grande parte pela Magnetita (Fe_3O_4), e que partículas deste óxido também fazem parte desse sistema. Sugere-se, então, uma pesquisa detalhada sobre o comportamento do desgaste em função dos parâmetros de fabricação, e do mecanismo de desgaste atuante, utilizando o óxido de ferro Magnetita (Fe_3O_4) como abrasivo.

Pode-se utilizar microscopia ótica com luz polarizada para observar, com destaque, a camada de óxidos. Esta metodologia pode ser útil para distinguir a camada de óxidos do substrato de ferro-óxido.

Sugere-se, ainda, a realização de testes de desgaste em mancais comumente fabricados com ferro sinterizado e oxidado a vapor (buchas, engrenagens, etc.), que possuem características similares a das amostras utilizadas neste trabalho.

CAPITULO VII

7 - Referências Bibliográficas

Allsopp, D. N., Trezona, R. I. and Hutchings, I. M., 1998, "The Effects of Ball Surface Conditions in the Micro-scale Abrasive Wear Test.", *Tribology Letters*, Vol 5, pp 259 – 264.

Amsallem, C., Gaucher, A. and Guillot, G., 1973, "The Unlubricate Frictional Behavior of Sintered Iron", *Wear*, Vol 23, pp 97 – 112.

Beiss, P., 1991, "Steam Treatment of Sintered Parts", *Powder Metallurgy*, Vol 34, pp 173 – 177.

Bell, T., 1997, "Realising the Potential of Duplex Surface Engineering", *Proceedings of 1st World Tribology Congress*, Mechanical Engineering Publications Limited, London, UK, pp 121-133.

Bhushan, B. and Gupta, B. K., 1991, "Handbook of Tribology – Materials, Coatings and Surface Treatments", McGraw – Hill, New York, pp 4.57.

Binder, R., 1996, "Influência dos Processos de Ferroxidação nas Propriedades do Ferro Sinterizado.", *Dissertação de Mestrado*, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, 121p.

Bozzi, A. C., Binder, R., de Mello, J. D. B., 2001, "Efeito dos Parâmetros Industriais de Processamento na Durabilidade da Camada Superficial de Óxidos do Ferro Sinterizado e Oxidado a Vapor", *XVI COBEM- Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica*, Uberlândia, MG, *Tribologia*, Vol: 3, pp 225 – 234.

Bozzi, A. C., Binder, R., de Mello, J. D. B., 2002, "Effect of Industrial Processing Parameters on the Surface Durability of Steam Oxidised Sintered Iron", *Proceedings of the 6th International Tribology Conference – AUSTRI 02*, Perth, Austrália, p 383 – 390.

Bozzi, A. C., 2002, "Comportamento Tribológico de Materiais Ferrosos Sinterizados e Oxidados a Vapor", *Relatório de Qualificação*, DEEME - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 133 p

de Mello, J. D. B., Binder, R., Klein, A. N. and Hutchings, I. M., 2001, "Effect of Compaction Pressure and Powder Grade on Microstructure and Hardness of Steam Oxidised Sintered Iron", Powder Metallurgy, Vol.44, pp 53 - 61.

de Mello, J. D. B. and Hutchings, I. M. , 2001a, "Effect of Processing Parameters on the Surface Durability of Steam-Oxidized Sintered Iron", Wear, Vol 250, pp 435 - 448.

de Mello, J. D. B. and Hutchings, I. M. , 2001b, "Surface Durability of Steam Oxidised Sintered Iron: Effect of Surface Topography", Proceedings of the 2nd World Tribology Congress, Viena, Austria, pp 105 – 112.

Eyre, T. S. and Walker, R. K., 1976, "Wear of Sintered Materials", Powder Metallurgy, Vol 19, pp 22 – 30.

Ferrari, A., Veronesi, V., Gazzanica, G. C., 1981, "A Study of the Influence of Steam Treatment on the Tribological Behaviour of Steel Specimens", Wear, Vol. 66, pp 195 – 207.

Franklin, P. and Davies, B. L., 1977, "The Effects of Steam Oxidation on Porosity in Sintered Iron", Powder Metallurgy, Vol 20, pp 11-16.

Gopinath, K., 1981, "The Influence of Speed on the Wear of Sintered Iron Based Materials", Wear, Vol 71, pp 161 – 178.

Gundlach, R. B. and Parks, J. L., 1978, "Influence of Abrasive Hardness on the Wear Resistance of High Chromium Irons" Wear, Vol 46, pp 97 – 108.

Huppmann, W. J., Dalal, K., Wellner, P. and Elssner, G., 1983, "Metallographic Characterization of PM Material", Powder Metallurgy., Vol 26, pp 23 – 30.

Hutchings, I. M., 1992, "Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials", CRC Press Inc., Boca Raton, USA, 273 p.

Insley, G., Turner, I., Fisher, J. and Streicher, R., 2001, "The Next Generation Bearing - Zirconia Toughened alumina", 47th Annual Meeting, Orthopaedic Research Society, San Francisco, California, pp 1063.

Leheup, E. R., Zhang, D., Moon, J. R., 1994a, "Low Amplitude Reciprocating Wear of Sintered Iron", *Wear*, Vol. 176, pp 121 – 130.

Leheup, E. R., Zhang, D., Moon, J. R., 1994b, "The Effect of Density on Fretting Wear of Sintered Iron", *Wear*, Vol. 176, pp 111 – 119.

Leheup, E. R., Zhang, D., Moon, J. R., 1998, "Fretting Wear of Sintered Iron Under Low Normal Pressure", *Wear*, Vol. 221, pp 86 – 92.

Lim, S. C. and Brunton, J. H., 1986, "The Unlubricate Wear of Sintered Iron", *Wear*, Vol 113, pp 371 – 382.

Loung, L. H. and Heijkoop, T., 1981, "The Influence of Scale on Friction in Hot Metal Working", *Wear*, Vol:71, pp 91 -102.

Metals Handbook: Powder Metallurgy Technologies and Applications, 1998, Vol 7, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 1146 p.

Molinari, A. and Straffelini, G., 1992, "Dry sliding Behaviour of Steam Treated Sintered Iron Alloys", *Wear*, Vol 159, pp 127 – 134.

Molinari, A. and Straffelini, G., 1994, "Wear Process in Highstrength Sintered Alloys Under Dry Rolling-Sliding", *Wear*, Vol 173, pp121 – 128.

Molinari, A. and Straffelini, G., 1995, "Surface Durability of Steam Treated Sintered Iron Alloys", *Wear*, Vol 181 – 183, pp 334 – 341.

Molinari, A. and Straffelini, G., 1997, "Tribological Behavior of Steam Treated Ferrous Parts", *Int. J. Powder Metallurgy*, Vol 32, pp 55 – 62.

Molinari, A. and Straffelini, G., 1998, "Quality Control of Steam Treated Sintered Iron: Importance of Oxide Characterisation.", *Surface Engineering*, Vol 14, pp 331 – 333.

Molinari, A. and Straffelini, G., 2001, "Dry Sliding Wear of Ferrous PM Materials", *Powder Metallurgy*, Vol 44, pp 248 – 252.

Neville, A. M. and Kennedy, J. B., 1964, "Basic Statistical Methods for Engineers and Scientists", International Textbook Company, pp 125 – 128.

Razavizadeh, K. and Davies, B. L., 1979, "Influence of Powder Type and Density on Pore Closure and Surface Hardness Changes Resulting from Steam Treatment of Sintered Iron", Powder Metallurgy, Vol 22, pp 187 – 192.

Razavizadeh, K. and Davies, B. L., 1981, "The Effects of Steam Treatments on the Wear Resistance of Sintered Iron and Fe-Cu Alloys", Wear, Vol 69, pp 355 – 367.

Razavizadeh, K. and Davies, B. L., 1982, "Combined Effects of Steam Treatment and Age Hardening on Mechanical Properties of Sintered Fe-Cu Alloys", Powder Metallurgy, Vol 25 (1), pp 11 – 16.

Rickerby, D. S. and Matthews, A., 1991, "Advanced Surface Coatings: A Handbook of Surface Engineering", Blackie & Limited, Glasgow, Scotland, 368 p.

Rutherford, K. L. and Hutchings, I. M., 1996, "A Micro-abrasive Wear Test, With Particular Application to Coated Systems", Surface and Coatings Technology, Vol 79, pp 231-239.

Rutherford, K. L. and Hutchings, I. M., 1997 "Theory and Application of a Micro-Scale Abrasive Wear Test", Journal of Testing and Evaluation, Vol 25, pp 250 – 260.

Schat, W. and Wieters, K. P., 1997, "Powder Metallurgy: Processes and Materials", Shrewsbury, UK, EPMA.

Skoczynski, R. J., Walmag, G. and Breyer, J. P., 1997, "Improvement of the Work Roll Performance on 2050mm Hot Strip Mill at Iscor Flat Steel Products", Saruck Conference. Vanderbijlpark, Gauteng, South Africa, pp 19 – 25.

Stachowiak, G. W. and Batchelor, A. W., 2001, "Engineering Tribology", Butterworth – Heinemann, 2^a edition, 744 p.

Stott, F. H., 1997, "The Influence of Oxidation on the Wear of Metals and Alloys", Proceedings of the First World Tribology Congress: 'New Directions in Tribology', London, UK, pp 391 – 401.

Trezona, R. I. and Hutchings, I. M., 1999, "Three-body Abrasive Wear Testing of Soft Materials", *Wear*, Vol 233 – 235, pp 209 – 221.

Trezona, R. I., Allsopp, D. N. and Hutchings, I. M., 1999, "Transition Between Two-body and Three-body Abrasive Wear: Influence of Test Conditions in the Microscale Abrasive Wear Test.", *Wear*, Vol 225 – 229, pp 205 – 214.

Tumbler, F. and Oberacker, R., 1993, "An Introduction to Powder Metallurgy", The University Press, Cambridge, U.K., 332p.

Voleník, K., Volrábová, H., Neid, J., Seberini, M. and J. Cirák, 1978, "Structure of Oxidation Products of Sintered Steel in Superheated Steam", *Powder Metallurgy*, Vol. 21, pp 149 – 154.

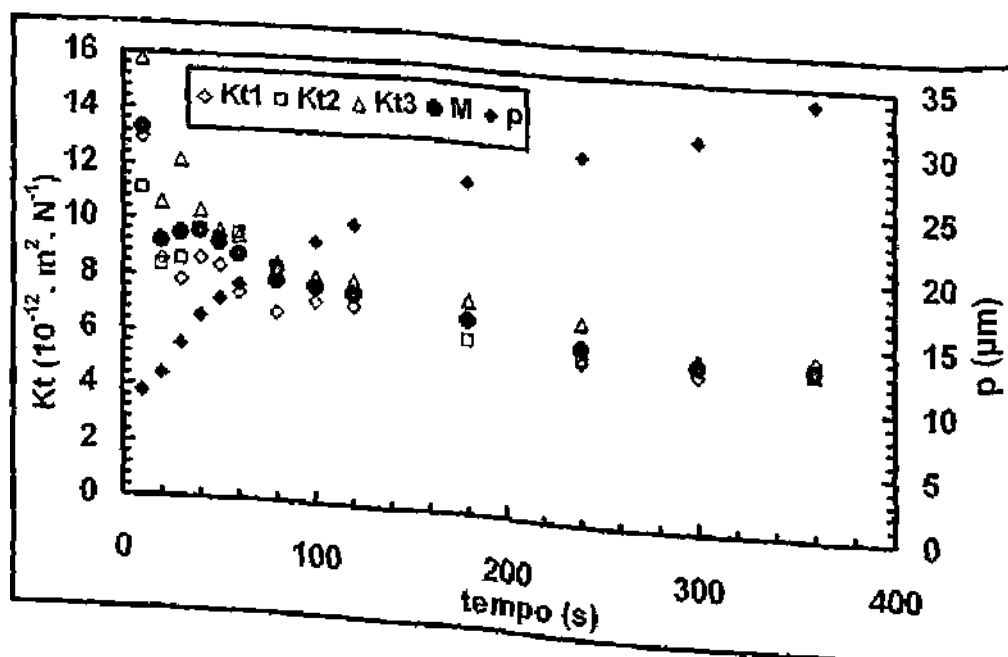
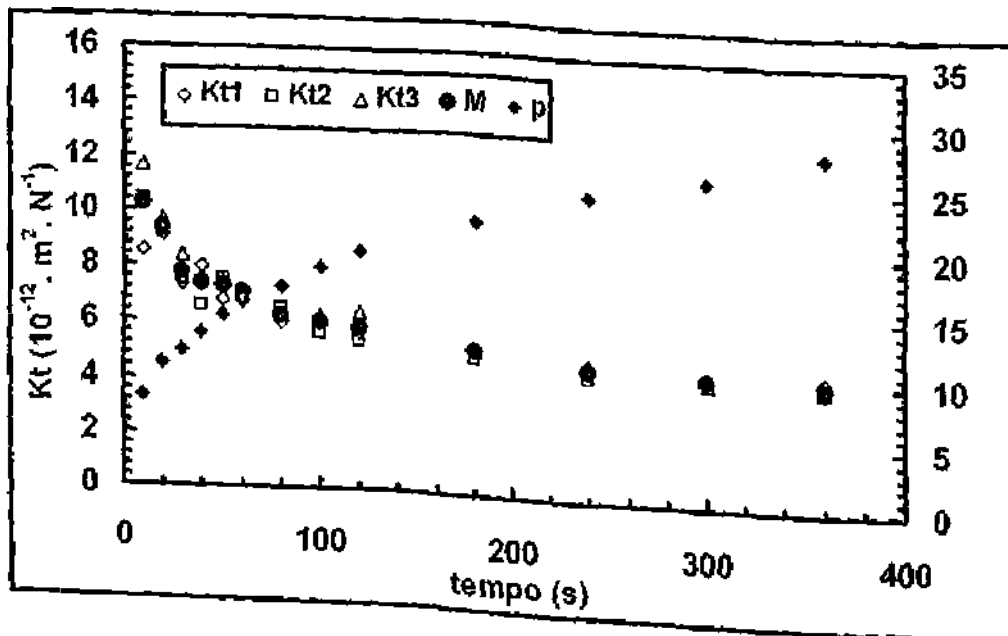
Williams, J. A. and Hyncica, A. M., 1992, "Abrasive Wear in Lubricated Contacts" *J. Phys. D: Appl. Phys.* 25, A81 – A90.

Young, J. F. and Shane, R. S. , 1985, "Materials and Processes: Part B: Processes", Marcel Dekker, Inc., 3^a edition, 1626 p.

Zum Gahr, K. L., 1987, "Microstructure and Wear of Materials", *Tribology Series*, Vol 10, Elsevier Science Publishers B. V., 560 p.

ANEXO I

Coefficientes de desgaste (K_t) e profundidade de penetração em função do tempo (p).
Abrasivos: alumina; sílica; hemalita.



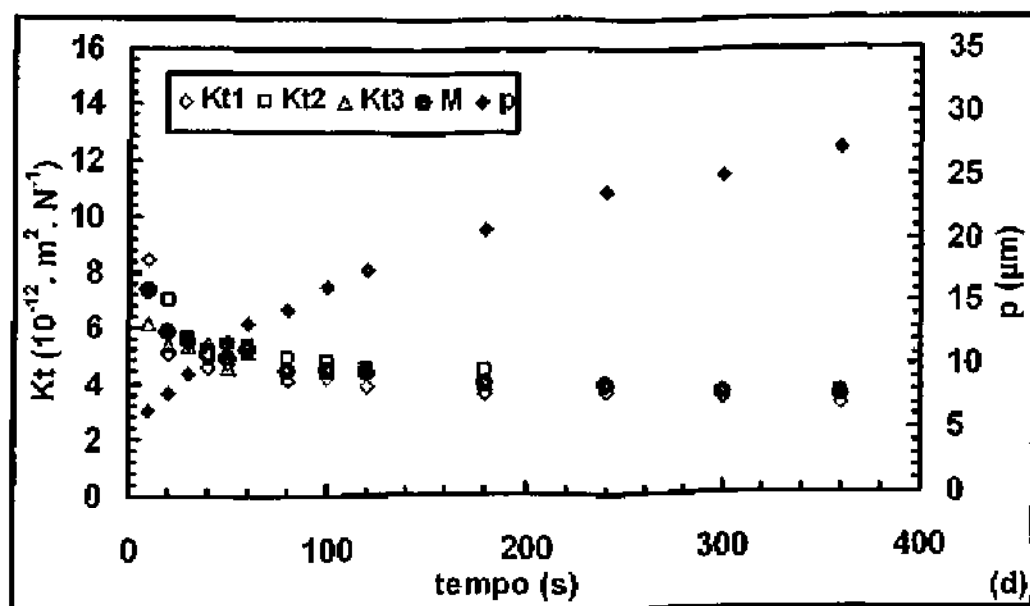
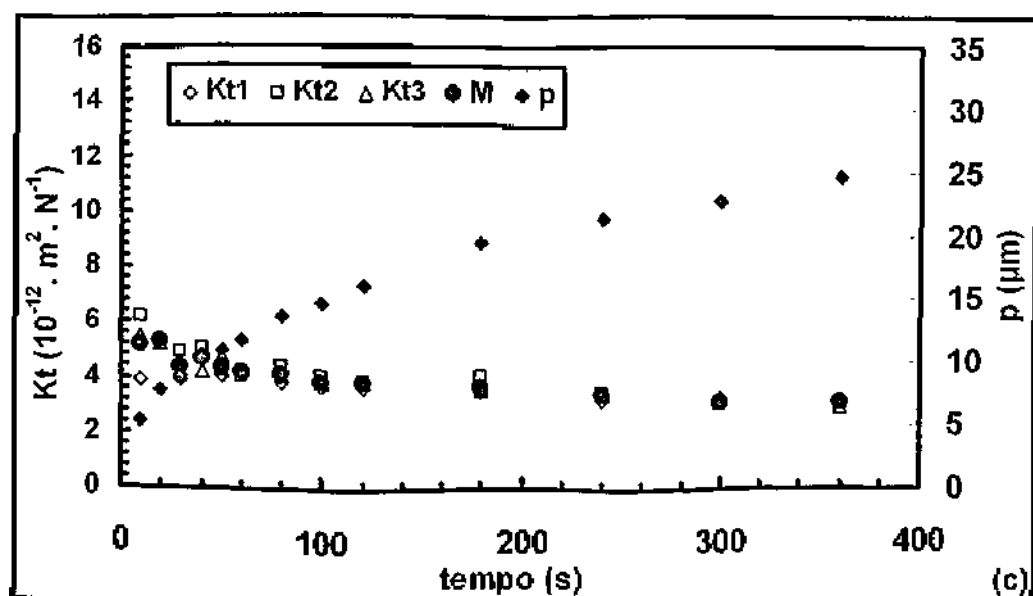
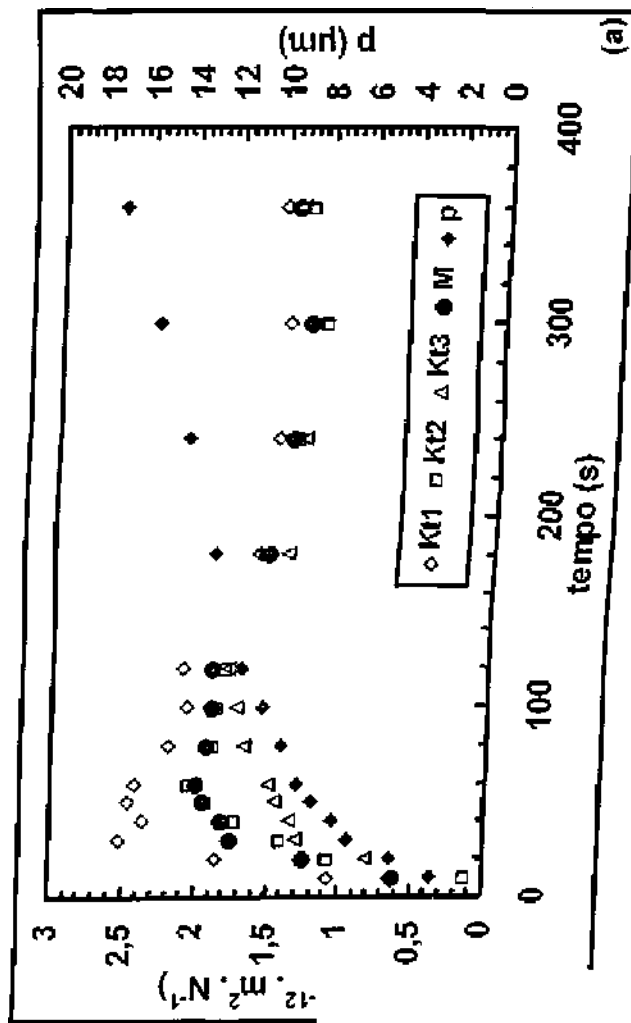
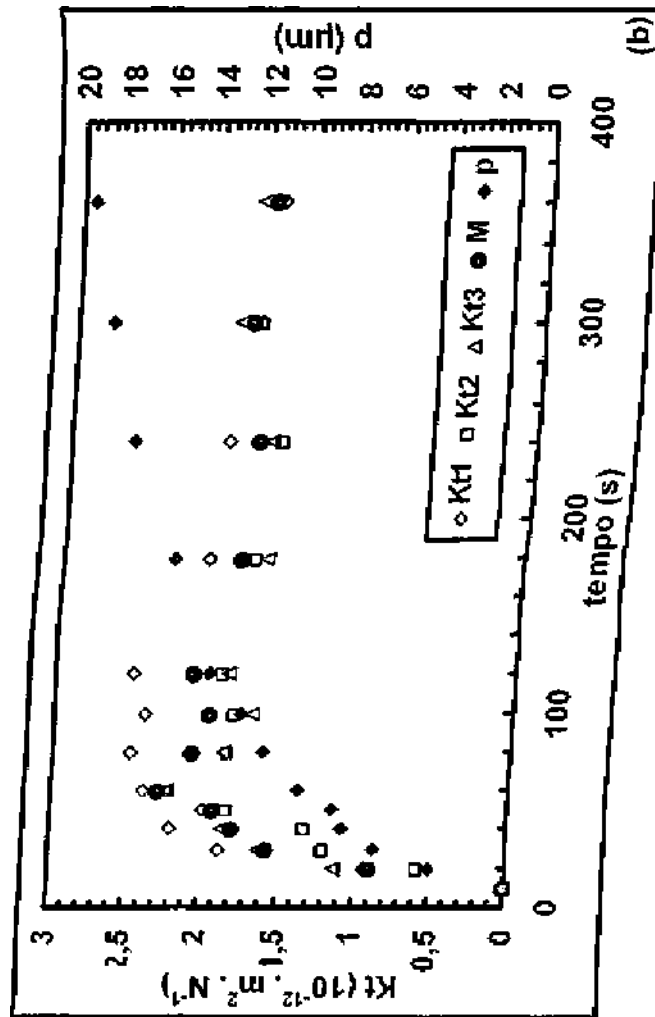


Figura I. 1 - Comportamento do coeficiente de desgaste e da profundidade de penetração em função do tempo de teste. Abrasivo alumina. Amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64.





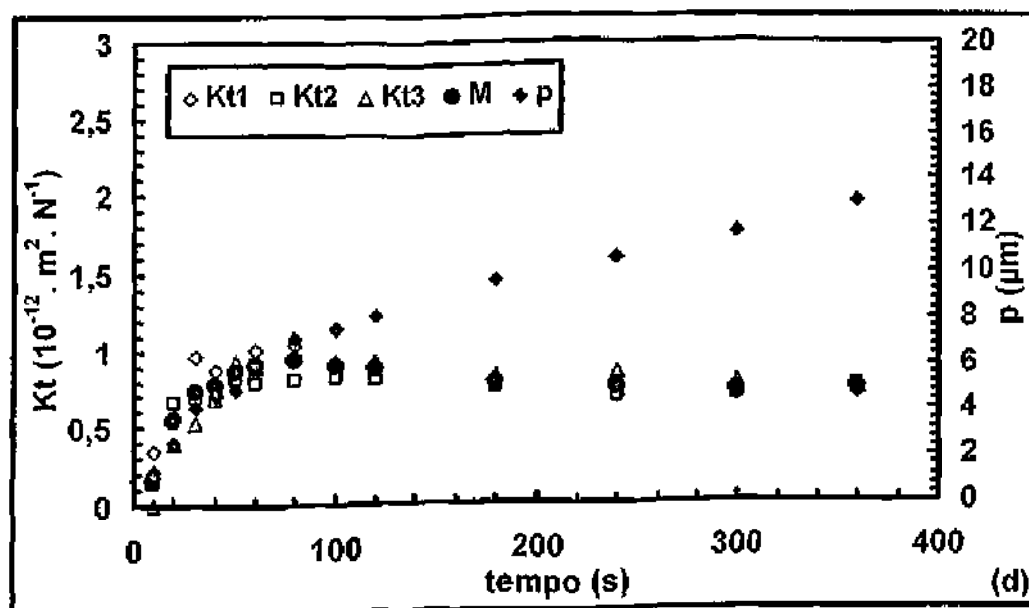
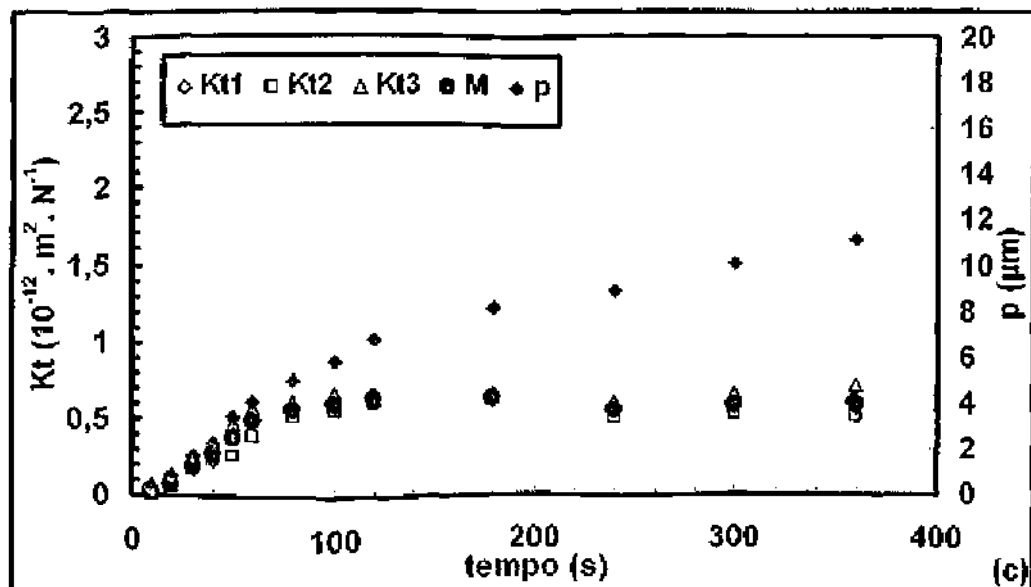
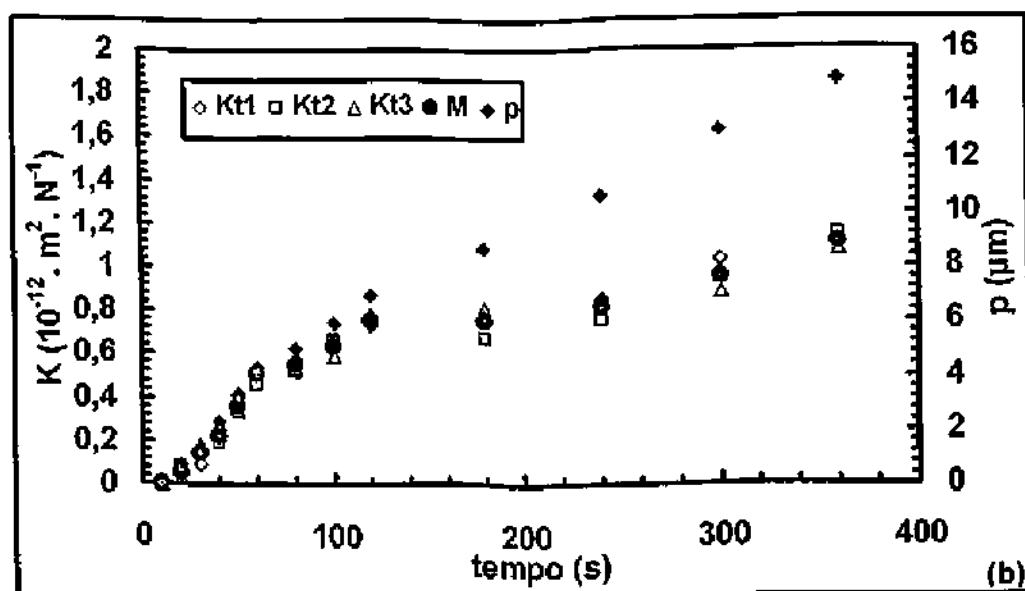
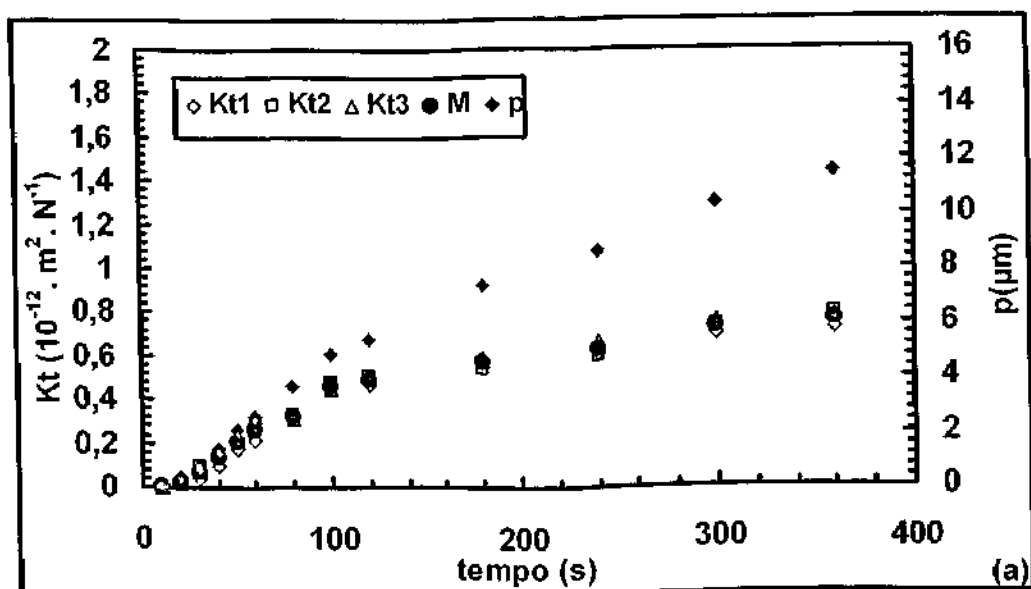


Figura 1. 2 - Variação do coeficiente de desgaste e da profundidade da calota em função do tempo de teste. Abrasivo sílica. Amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64.



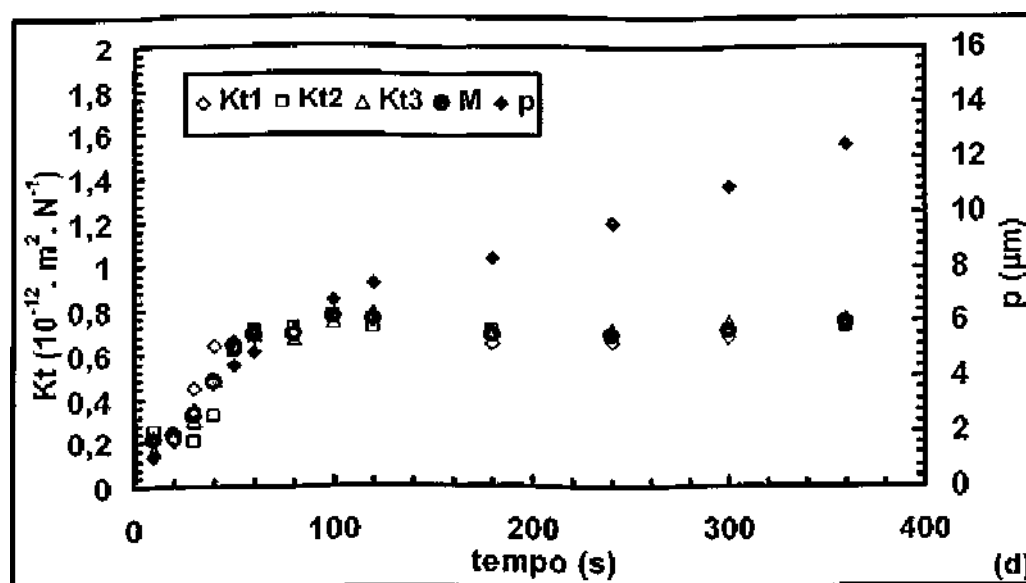
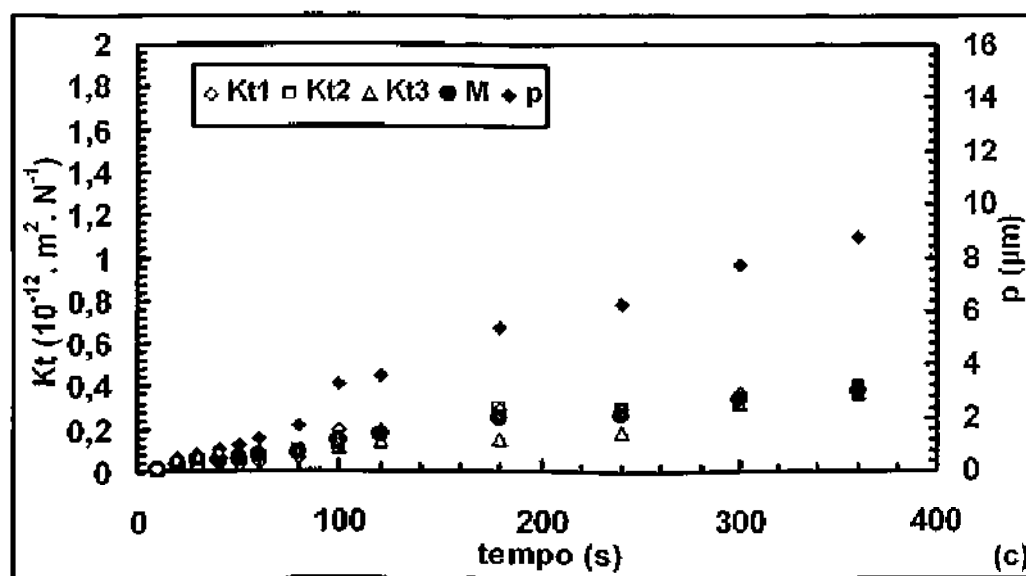


Figura I. 3 - Coeficiente de desgaste e profundidade de penetração em função do tempo de teste. Abrasivo hematita. Amostras: a- A31; b- A34; c- A61; d- A64.

ANEXO II

Efeito do tipo de abrasivo sobre o comportamento do desgaste abrasivo:

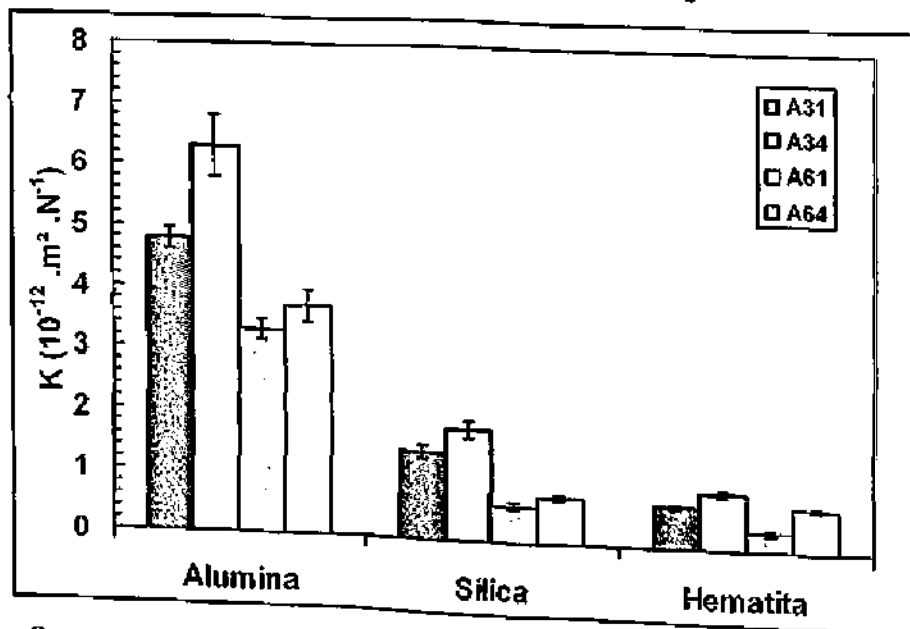


Figura II.1 - Comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A31; A34; A61;A64. Abrasivos: alumina; sílica; hematita.

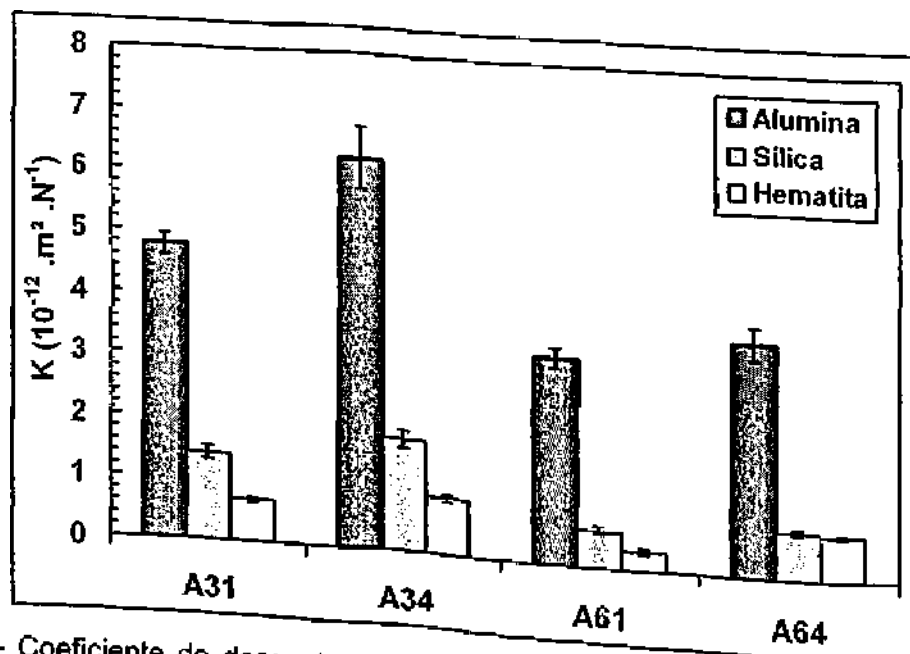


Figura II.2 - Coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A31; A34; A61;A64. Abrasivos: alumina; sílica; hematita.

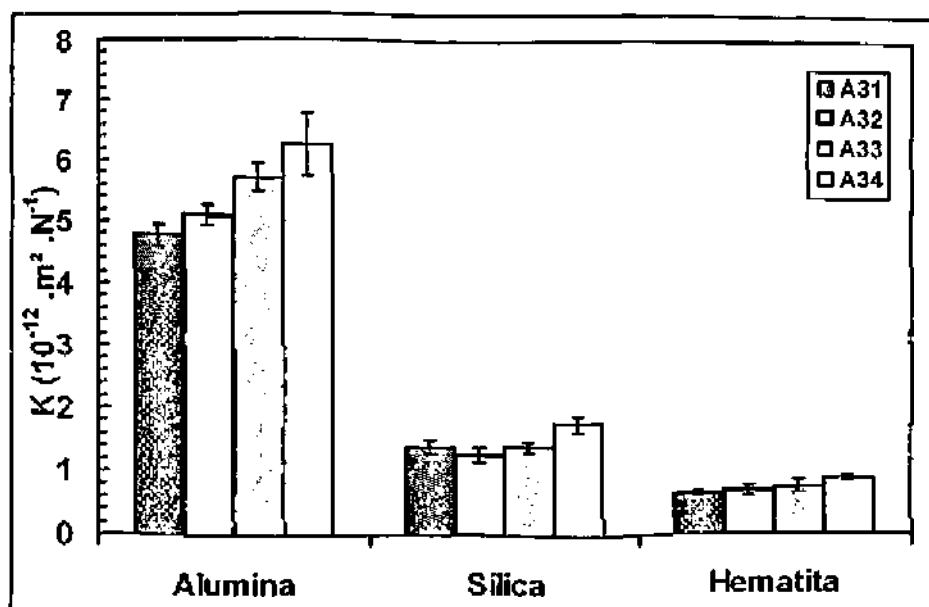


Figura II.3 - Evolução do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A31; A32; A33; A34. Abrasivos: alumina; sílica; hematita.

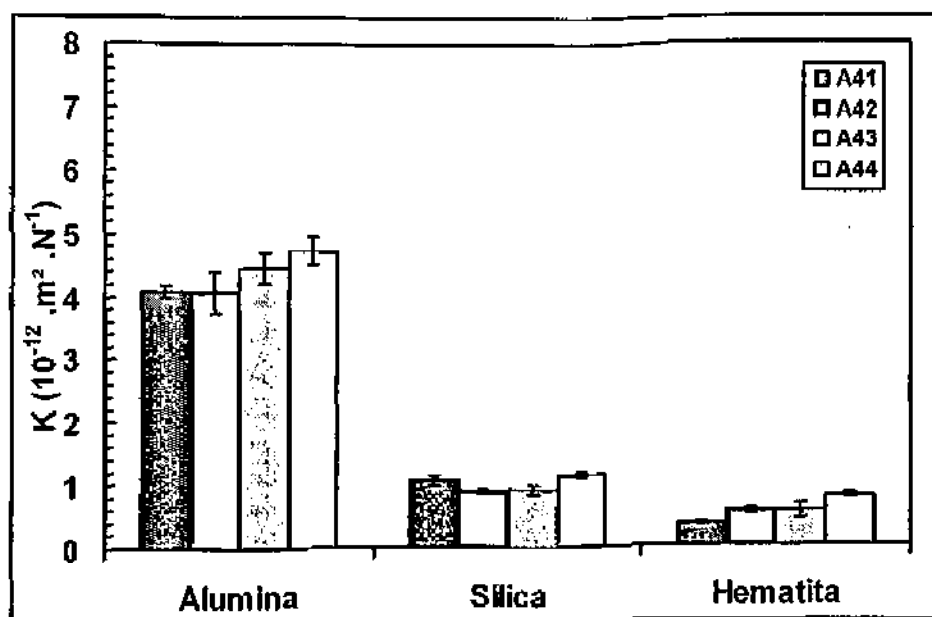


Figura II.4 - Comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A41; A42; A43; A44. Abrasivos: alumina; sílica; hematita.

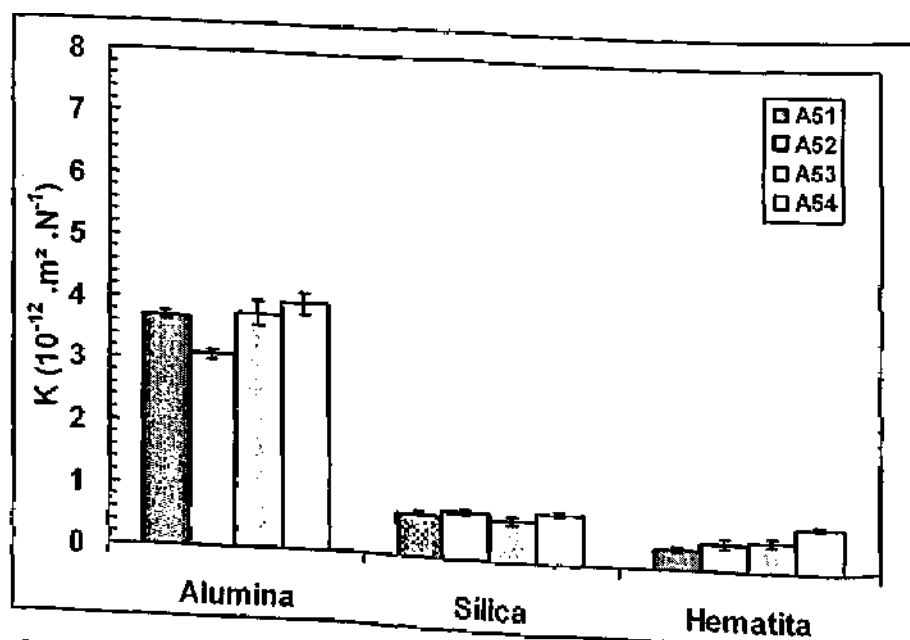


Figura II.5 - Coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A51; A52; A53; A54. Abrasivos: alumina; sílica; hematita.

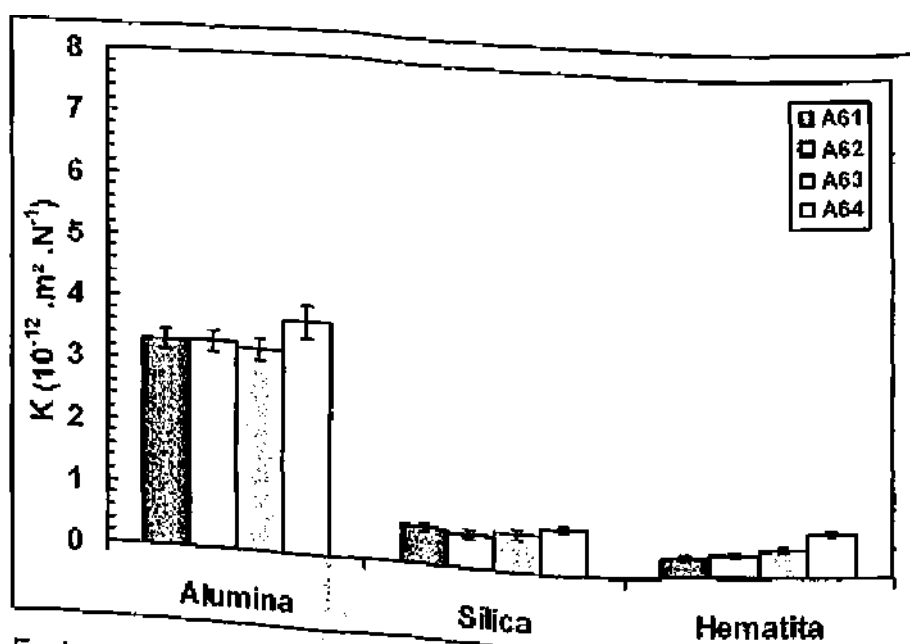


Figura II.6 - Evolução do coeficiente de desgaste abrasivo das amostras A61; A62; A63; A64. Abrasivos: alumina; sílica; hematita.