

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE DESGASTE DE
CERÂMICAS DE ALUMINA DENSA: EFEITOS DE PARÂMETROS DO
ENSAIO DO TIPO PINO NO DISCO**

Nadetsa Reginato Tedesco

São Carlos

2010

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE DESGASTE DE
CERÂMICAS DE ALUMINA DENSA: EFEITOS DE PARÂMETROS DO
ENSAIO DO TIPO PINO NO DISCO**

Nadetsa Reginato Tedesco

Dissertação apresentada ao Programa
de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE
EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Roberto Tomasi

Co-orientadora: Profa. Dra. Elíria Maria de Jesus Agnolon Pallone

Agência Financiadora: CNPq

São Carlos

2010

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

T256cc

Tedesco, Nadetsa Reginato.

Caracterização do comportamento de desgaste de cerâmicas de alumina densa : efeitos de parâmetros do ensaio do tipo pino no disco / Nadetsa Reginato Tedesco. -- São Carlos : UFSCar, 2011.
197 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2010.

1. Cerâmica. 2. Alumina. 3. Resistência ao desgaste. 4. Pino no disco. 5. Diagrama de desgaste. I. Título.

CDD: 620.14 (20a)

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Edite e Euclides, e ao meu irmão, Igor, por todos os momentos de ajuda e pelas palavras de apoio em todas as minhas caminhadas.

A todos os meus amigos pela paciência em escutar e por sempre estarem dispostos a ajudar e ensinar.

"A água que não corre forma um pântano; a mente que não trabalha forma um tolo." -- Victor Hugo

VITAE DO CANDIDATO

Engenheira de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), 2007.

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
NADETSÁ REGINATO TEDESCO
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 08 DE DEZEMBRO DE 2010.

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. ROBERTO TOMASI
ORIENTADOR
PPG-CEM/UFSCar



Prof. Dr. CLAUDEMIRO BOLFARINI
PPG-CEM/UFSCar



Prof. Dr. JOSÉ DANIEL BIASOLI DE MELLO
FEMEC/UFU

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer ao Prof. Dr. Roberto Tomasi e a Prof^a. Dr^a. Eliria Maria de Jesus Agnolon Pallone pela orientação e incentivo para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos todos os técnicos de laboratórios do DEMa, em especial aqueles da cerâmica, da metais e do LCE pela amizade e colaboração neste trabalho.

Ao colega e amigo Nelson Hiroshi Maruyama pelas orientações e pela produção de peças para este trabalho.

Ao meu amigo Antônio de Medeiros pelos desenhos em AutoCAD e pelas várias discussões de projetos, a amiga Aline Bruna pelas horas ao lado no FEG e ao grande amigo Raphael Fortes pelas várias prensagens isostáticas.

A eterna colega de laboratório Vânia Trombini Hernandez por toda ajuda e também agradeço ao aluno de iniciação científica Flávio Iguthi pela ajuda neste trabalho.

Aos professores Kiminani, Bolfarini e Botta pela utilização e manutenção do equipamento de desgaste assim como Pedro Íris Paulin Filho pelas análises no microscópio de força atômica.

Ao professor Renato Goulart Jasenevicius, professor e coordenador do laboratório de Usinagem de Precisão da EESC-USP pela disponibilidade e realização das perfilometrias óticas.

A todos os amigos de república e agregados pela ajuda e pelos momentos de alegria, descontração e carinho durante o desenvolvimento desse trabalho. Principalmente a aqueles amigos que sempre tiveram palavras, disponibilizaram o ouvido nos os momentos difíceis e inclusive me ajudaram e formataram meu computador quando me foi mais necessário.

Ao CNPq e PPG-CEM pela bolsa de mestrado concedida.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais pela oportunidade de desenvolver esse estudo.

Aos funcionários, professores e amigos do DEMa que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

Na busca por materiais resistente ao desgaste, atenção tem sido dada a cerâmicas como Si_3N_4 , SiC , Al_2O_3 e ZrO_2 , por apresentarem melhores características quando comparadas com outros materiais. Apesar da fragilidade destas cerâmicas, pelo melhoramento no processamento e pela introdução de segundas fases nas matrizes cerâmicas, algumas propriedades mecânicas como a de resistência mecânica foram melhoradas pelo refino microestrutural e provavelmente, a resistência ao desgaste. Dentre os compósitos cerâmicos, grande atenção tem sido dada aos nanocompósitos de matriz de alumina pelos seus resultados excepcionais quanto à tenacidade, a resistência mecânica e a dureza. Alguns estudos de resistência ao desgaste destas cerâmicas densas têm sido feito, porém a comparação dos resultados obtidos é difícil, pois a resistência ao desgaste é uma resposta da microestrutura, do material e das condições dos testes. Visando compreender os parâmetros que afetam o valor de desgaste e melhorar a reprodutibilidade dos resultados de desgaste em cerâmicas densas, o objetivo proposto para a presente dissertação foi o estudo sistemático do desgaste da alumina frente às questões dos parâmetros críticos que devem ser controlados em um ensaio de desgaste do tipo pino no disco. Foram verificadas as condições de ensaio que influenciam a determinação dos parâmetros críticos, entre as condições de desgaste moderado e severo. Dessa, forma, foi possível descrever um procedimento para avaliar a resistência e o comportamento de desgaste de alumina quanto aos parâmetros de ensaios de velocidade de deslizamento, carga aplicada e umidade relativa do ar. Esta metodologia permitiu a construção de um diagrama de transição de desgaste simplificado que possibilitou a definição de limites de combinações destes parâmetros que permitem obter bom desempenho da alumina em situações que necessitem de resistência ao desgaste.

CHARACTERIZATION OF THE WEAR BEHAVIOR OF DENSE ALUMINA CERAMICS: EFFECTS OF THE PIN-ON-DISC TEST PARAMETERS

ABSTRACT

Searching for wear resistant materials, attention has been paid to Si_3N_4 , SiC , Al_2O_3 and ZrO_2 ceramics due to their better properties as compared to other materials. Although ceramic are brittleness, improvements on the processing and by the addition of second phases to the ceramic matrix have lessen this restriction because of microstructure refinement. Therefore, some mechanical proprieties have been optimized e probably the wear resistance also. Among the ceramic composites, greater attention has been given to the alumina nanocomposites due to the improvements on the toughness, hardness and mechanical resistance. Wear research has been made in the literature but, a direct comparison between the many published works regarding this wear improvement is impossible due to the fact that wear resistance is a response of the microstructure, material and testing condition. So the work herein presented aim was to do a systematic study in the alumina wear based on the critical parameters which have to be controlled on a pin-on-disc test concerning about the mild and severe wear regime. Since, it was possible to describe a procedure to evaluate the alumina wear behavior and resistance in terms of applied load, sliding speed and environment. By the use of the study methodology proposed, it was possible to construct a simplify wear transition diagram which allowed to define parameters combination were alumina can be use as a wear resistance material.

PUBLICAÇÕES

- TEDESCO, N. R.; PALLONE, E. M. J. A.; TOMASI, R., Effect of the pin-on-disc parameters on the wear of alumina, **Advances in Science and Technology**, vol. 65, p. 39-44, 2010;
- TEDESCO, N. R; PALLONE, E. M. J. A.; TOMASI, R., Efeitos dos parâmetros do ensaio de desgaste do tipo pino no disco sobre a alumina In: 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, **Anais, v.1 pg 1983-1990**, Campos do Jordão – SP, Novembro, 2010.
- TEDESCO, N. R; PALLONE, E. M. J. A.; TOMASI, R., Characterization of the critical load/speed values to mild to severe wear mode transition in a pin-on-disc test of a dense alumina In: 1st International Brazilian Conference on Tribology, **Proceedings of TriboBr, v.1 pg. 520-529**, Rio de Janeiro – RJ, Novembro, 2010.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

BANCA EXAMINADORA	I
AGRADECIMENTOS	III
RESUMO	V
ABSTRACT	VII
PUBLICAÇÕES.....	IX
ÍNDICE DE ASSUNTOS	XI
ÍNDICE DE TABELAS	XV
ÍNDICE DE FIGURAS	XVII
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	XXV
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 FUNDAMENTOS DE TRIBOLOGIA	5
2.1.1 <i>Contato entre superfícies</i>	7
2.1.2 <i>Tensões no contanto segundo a Teoria de Hertz</i>	9
2.1.3 <i>Atrito</i>	14
2.2 DESGASTE.....	15
2.2.1 <i>Mecanismos de Desgaste</i>	18
2.2.2 <i>Superfície Desgastada</i>	29
2.2.3 <i>Regimes de desgaste</i>	34
2.2.4 <i>Mapas de desgaste</i>	37
2.2.5 <i>Ensaio de desgaste</i>	43
2.2.6 <i>Parâmetros que afetam os ensaios de desgaste deslizantes</i>	47
2.3 APLICAÇÕES DE CERÂMICAS RESISTENTES AO DESGASTE	74
3 MATERIAIS E MÉTODOS	77
3.1 MATERIAL UTILIZADO.....	80
3.2 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	81

3.2.1	<i>Corpos de desgaste: pinos cilíndricos com ponta semi-esférica.</i>	81
3.2.2	<i>Contra-corpos de desgaste: discos planos</i>	91
3.3	ENSAIOS DE DESGASTE DESLIZANTE DO TIPO PINO DO DISCO	93
3.3.1	<i>Métodos de cálculo de volume desgastado (ΔV)</i>	95
3.3.2	<i>Adequação da garra de suporte pino/equipamento</i>	97
3.3.3	<i>Variação dos parâmetros extrínsecos velocidade de deslizamento, carga aplicada e umidade relativa do ar.</i>	98
3.4	CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE DESGASTE	102
3.4.1	<i>Microscopia ótica</i>	102
3.4.2	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura</i>	102
3.4.3	<i>Perfilometria Ótica.</i>	103
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	105
4.1	CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS DE CORPO E CONTRA-CORPO	105
4.1.1	<i>Pino de corpo de desgaste</i>	105
4.1.2	<i>Disco de contra-corpo</i>	110
4.1.1	<i>Comparação entre as aluminas utilizadas e discussão das propriedades</i>	114
4.2	ADEQUAÇÃO DOS ENSAIOS DE DESGASTE	115
4.3	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DESGASTE DO TIPO PINO NO DISCO	115
4.3.1	<i>Ensaio com umidade relativa de 50%:</i>	115
4.3.2	<i>Ensaio com umidade relativa de 23%</i>	139
4.3.3	<i>Comparação dos resultados em função das diferentes umidades relativas</i>	151
4.1	DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS	157
4.1.1	<i>Mecanismos de dano superficial</i>	157
4.1.2	<i>Correlação entre a taxa e regime com os parâmetros de ensaio.</i>	165
5	CONCLUSÕES	167
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	169
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	171
8	APÊNDICES	189

APÊNDICE A	189
ADEQUAÇÃO DOS ENSAIOS DE DESGASTE.....	189
<i>A.1 Método de medida do volume desgastado.....</i>	<i>189</i>
<i>A.2 Garra de suporte pino/equipamento desgaste.....</i>	<i>191</i>
APÊNDICES B.....	195
B.1 GRÁFICOS.....	195

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 Distinção entre os regimes de desgaste moderado e severo.....	37
Tabela 2.2 Tipos de ensaios deslizantes e suas aplicações [adaptado de 74]	44
Tabela 3.1 Composição química da Al ₂ O ₃ -AKP-53 fornecida pelo fabricante..	80
Tabela 3.2 Atmosfera e temperatura de patamar secundário utilizado para os testes de sinterização.	84
Tabela 4.1 Densidade aparente, dada em porcentagem da densidade teórica DA(%DT), tamanho médio e fator de forma de grãos das amostras sinterizadas por diferentes temperaturas e atmosferas.	106
Tabela 4.2 Tabela comparativa entre os valores medidos das propriedades para o pino e o disco.....	114
Tabela 4.3 Valores de taxa específica de desgaste, dispersão média da taxa específica de desgaste e regime de desgaste conforme diferentes combinações de velocidade/carga para umidade relativa de 50%.	117
Tabela 4.4 Valores de carga crítica para três valores de velocidade de deslizamento para umidade relativa de 50%.	118
Tabela 4.5 Valores de velocidade crítica para valores de carga aplicada para umidade relativa de 50%.....	120
Tabela 4.6 Superfície desgastada visualizada via microscopia ótica, carga aplicada, velocidade de deslizamento e taxa específica de desgaste correspondente ao regime moderado.	122
Tabela 4.7 Superfície desgastada visualizada via microscopia ótica, carga aplica, velocidade de deslizamento e taxa específica de desgaste correspondente ao regime severo.	123
Tabela 4.8 Superfície desgastada visualizada via microscopia ótica, carga aplica, velocidade de deslizamento e taxa específica de desgaste correspondente para a transição entre os regimes.....	124
Tabela 4.9 Classificação do regime de desgaste dos pontos duvidosos após MEV e perfilometria.	134

Tabela 4.10 Valores de taxa específica de desgaste, dispersão média da taxa específica de desgaste e regime de desgaste conforme diferentes combinações de velocidade/carga para umidade relativa de 23%.....	140
Tabela 4.11 Microscopia ótica da superfície desgastada representativa de amostras com taxa específica de desgaste correspondente ao regime moderado.	144
Tabela 4.12 Classificação do regime de desgaste dos pontos duvidosos após MEV.....	149
Tabela 4.13 Valores de taxa específica de desgaste e regime de desgaste para mesmas combinações de velocidade/carga para duas umidades relativas do ar: 50% e 23%.....	152

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Representação esquemática das irregularidades superficiais ressaltando as regiões dos picos e dos vales [adaptado de 9].....	7
Figura 2.2 (a) Representação de duas superfícies em contato sob a ação de uma força normal N e (b) formação da área de contato real devido a deformação dos maiores picos das superfícies [10].	8
Figura 2.3 Exemplos de contatos conformes e não conformes [adaptado de 16].	10
Figura 2.4 Esquema de distribuição de tensões para um contato elástico não uniforme em uma situação de uma esfera e um disco plano devido a (a) carga normal e (b) combinação de força normal e tangencial (F_T) nas quais $F_T = 0,3 F_N$ [9].	12
Figura 2.5 Imagens esquemáticas representando os quatro mecanismos de desgaste [2].	19
Figura 2.6 Micro-mecanismos de abrasão ilustrado para um sistema a dois corpos [9,41].	21
Figura 2.7 Dois modos diferentes de micro-mecanismos de desgaste abrasivo observados por microscopia eletrônica de varredura: a) modo de micro-corte e b) modo de micro-sulcamento [42].....	21
Figura 2.8 Modelo de desgaste abrasivo para material frágil [adaptado de 2].	22
Figura 2.9 Modelo de desgaste por fratura frágil, governado por propagação de trincas [adaptado de 2].....	23
Figura 2.10 Aparência da superfície de desgaste de uma alumina na qual há: a) destacamento da camada superficial de detritos e b) trincas sub-superficiais que promoveram esse processo (indicadas pelas setas) [44].	25
Figura 2.11 a) Rota de desidratação para os hidróxidos de alumínio e b) Diagrama de fase para o sistema $Al_2O_3-H_2O$ [50].....	27
Figura 2.12 Representação esquemática da formação das camadas de hidróxido. [50].	28

Figura 2.13 Representação esquemática de superfície do perfil de rugosidade (a) antes e (b) após processo de desgaste por deslizamento para alumina [adaptado de 45].	29
Figura 2.14 Aparência característica de uma superfície desgastada visualizada via MEV mostrado os mecanismos de desgaste [52].	30
Figura 2.15 Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta que sofreu desgaste por mecanismo abrasivo de: (a) riscamento e (b) rolamento [adaptado de 53].	31
Figura 2.16 MEV de superfícies desgastadas de alumina após ensaios de desgaste mostrando: (a) polimento da superfície e (b) arrancamento de grão e acúmulo de detritos [adaptado de 54].	31
Figura 2.17 MEV de superfícies desgastadas de alumina sub-micrométrica após ensaios de desgaste mostrando: (a) camada compactada de detritos, (b) sulcamento da camada compacta, (c) fratura intergranular parcialmente coberta por detritos e (d) detritos gerados [55].	32
Figura 2.18 MEV de superfícies desgastadas de uma alumina com tamanho de grão médio de 4 μm após ensaios de desgaste mostrando: (a) estrutura do tipo escama de peixe gerando pela junção de micro-trincas da camada compactada e (b) fratura frágil abaixo da camada compactada [55].	32
Figura 2.19 Formato de vários detritos cerâmicos: (a) detritos individuais soltos na superfície (SiALON), (b) aglomerados formando flocos (SSC), (c) aglomerados densos formando plaquetas (PSZ) [adaptado de 54] e (d) detritos em forma de rolos (Al_2O_3) [adaptado de 55].	34
Figura 2.20 Aparência da superfície de desgaste em regime: (a) moderado e (b) severo [44,57].	36
Figura 2.21 Perfil de rugosidade de uma trilha de desgaste em regime: (a) moderado e (b) severo [36].	37
Figura 2.22 Mapas de desgaste para a alumina em (a) ar seco e (b) água [68].	41
Figura 2.23 Diagramas de transição para a alumina em: (a) ar seco e (b) água [68].	42

Figura 2.24 Comparação entre quatro materiais utilizando os diagramas de transição ao ar seco baseados na transição do regime moderado para severo de desgaste [68].	43
Figura 2.25 Representação de tribômetros de ensaio de deslizamento do tipo pino no disco.	47
Figura 2.26 Dependência entre a taxa de desgaste e o tamanho de grão no desgaste erosivo de uma alumina cristalina pura [80].	49
Figura 2.27 (a) Variação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento para três tamanhos de grão e (b) taxa de desgaste das aluminas usadas no estudo [adaptado de 55].	50
Figura 2.28 Representação esquemática da influencia do modo de fratura (a) intergranular e (b) transgranular [95].	53
Figura 2.29 Representação esquemática da relação entre coeficiente de atrito e resistência ao desgaste em diferentes contatos em contato deslizante a temperatura ambiente [9].	57
Figura 2.30 Taxa de desgaste em função da carga aplicada [15].	60
Figura 2.31 Taxa de desgaste em função da carga aplicada a uma velocidade de deslizamento de 1,0 m/s para ensaio pino no disco. □ representa valores de taxa para o disco e ◇ para o pino [44].	61
Figura 2.32 Taxa de desgaste em função da carga aplicada para alumina monolítica e nanocompósitos de alumina/carbeto silício [81].	62
Figura 2.33 Coeficiente de atrito e taxa de desgaste como uma função da velocidade de deslizamento do Si_3N_4 numa configuração de pino no disco [10].	63
Figura 2.34 Curva de coeficiente de atrito em testes do tipo pino no disco correspondente a (a) baixa e (b) alta velocidade de deslizamento [76].	64
Figura 2.35 Três tipos de curvas representando o volume desgastado com a duração do ensaio [2].	66
Figura 2.36 Volume desgastado para uma alumina em deslizamento em função da distância de deslizamento [110].	66
Figura 2.37 Taxa específica de desgaste de uma alumina em função da distância de deslizamento [adaptado de 113].	67

Figura 2.38 Taxa específica de desgaste em função da distância de deslizamento para várias cargas aplicadas de uma alumina em deslizamento à seco [81].	68
Figura 2.39 Comportamento do coeficiente de atrito em atmosfera de (a) nitrogênio e (b) oxigênio [adaptado de 117].	70
Figura 2.40 (a) Taxa específica de desgaste e (b) coeficiente de atrito em função da umidade relativa do ar para uma alumina [adaptado de 117].	71
Figura 2.41 Corrosão sob tensão causada pela água em cerâmicas óxidas [adaptado de 14].	72
Figura 2.42 Coeficiente de atrito e volume desgastado em função da temperatura para α -alumina [10].	73
Figura 2.43 Morfologia típica de uma camada de tribofilme do tipo I em alumina: (a) superfície e (b) seção transversal [121].	74
Figura 3.1 Diagrama de bloco representado as etapas de ensaios do trabalho.	79
Figura 3.2 (a) Desenho do pino cilíndrico com ponta semi-esférica e (b) fotografia do pino antes e após ensaio e sistema pino + garra de suporte no equipamento de desgaste.	83
Figura 3.3 Micrografia de corpo em prova em forma de pino após a sinterização: (a) imagem de superfície polida e atacada termicamente obtida por MEV e (b) imagem final após tratamento de imagens em software e contornos delimitados manualmente.	87
Figura 3.4 (a) Desenho do disco plano de contra-corpo de alumina de composição comercial e (b) fotografia do disco antes e após ensaio de desgaste.	92
Figura 3.5 Tribômetro do tipo pino no disco PLINT TE67 operando em sistema de peso morto.	94
Figura 3.6 Imagem via microscopia ótica da cicatriz de desgaste de uma amostra após ensaio.	97
Figura 3.7 a) Pino + garra de fixação no equipamento de desgaste e b) conjunto de garras de suporte pino/equipamento usadas e desenvolvidas para este trabalho.	98

Figura 3.8 Ilustração do procedimento utilizado escolha das combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada para o procedimento e como resultado final, descrição do diagrama de desgaste.	100
Figura 3.9 Tribômetro com sistema de controle de umidade.	101
Figura 4.1 Micrografias obtidas por MEV de alumina sinterizada por 2 horas a: a) 1400°C ao ar e b) 1370°C alto vácuo.	107
Figura 4.2 Distribuição de tamanho de grãos das amostras sinterizadas a 1400°C/ar e 1370°C/alto vácuo.....	108
Figura 4.3 Imagem da superfície do pino obtida por microscopia de força atômica.	109
Figura 4.4 Imagem da superfície obtida por perfilometria ótica. Em destaque perfil da superfície na direção (x,y) na ponta do pino.	110
Figura 4.5 Micrografias obtidas por MEV dos discos planos.....	111
Figura 4.6 Distribuição de tamanho de grãos dos discos planos.	112
Figura 4.7 Imagem da superfície obtida por perfilometria ótica. Em destaque perfil da superfície na direção (x,y) do disco.....	113
Figura 4.8 Comparação entre as duas microestruturas obtidas para o (a) pino e (b) disco.	115
Figura 4.9 Taxa específica de desgaste específica em função da carga aplicada para varias velocidade de deslizamento para umidade relativa do ar de 50%.....	118
Figura 4.10 Taxa específica de desgaste em função da velocidade de deslizamento para vários valores de carga aplicada para UR 50%.	119
Figura 4.11 Microscopia eletrônica da superfície de desgaste para amostras submetidas a desgaste moderado, para as combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: a) 0,4 m/s e 10 N, b) 0,6 m/s e 5N e c) 0,2 m/s e 40 N.....	126
Figura 4.12 Microscopia eletrônica das superfícies de desgaste para amostras submetidas a desgaste severo, para as combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: (a) 0,2 m/s e 70 N, (b) 0,4 e 40 N, (c) e (d) 0,6 m/s e 10N.....	129

- Figura 4.13 Microscopia eletrônica da superfície de desgaste para amostras submetidas a desgaste em regime de transição, para combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: a) 0,3 m/s e 50 N, b) 0,4 m/s e 20N e (c) 0,37 m/s e 30 N. 130
- Figura 4.14 Microscopia eletrônica da superfície da trilha no disco de desgaste: (a) 0,2 m/s e 50 N, (b) 0,6 m/s e 5 N, (c) região alisada e (d) região com aparência de “escama de peixe” para 0,2 m/s e 50 N e (e) maior magnitude para uma trinca para 0,2 m/s e 40 N. 132
- Figura 4.15 Perfilometria ótica da trilha de desgaste no disco após ensaio sob regime de desgaste moderado. (a) representa a superfície tridimensional para ensaio a 0,2 m/s e 30 N e (b) perfil de rugosidade na direção (x,y) na trilha de desgaste para severidade de ensaio a 0,2 m/s e 40 N. 135
- Figura 4.16 Perfilometria ótica de amostras em condições de ensaio que resultaram em regime de desgaste severo e região de transição para cargas altas e velocidades baixas: (a) representa a superfície tridimensional para ensaio a 0,1 m/s e 70 N e (b) perfil de rugosidade na direção (x,y) na trilha de desgaste para severidade de ensaio a 0,2 m/s e 60 N. 136
- Figura 4.17 Perfilometria ótica de amostras em condições de ensaio que resultaram em regime de desgaste severo e região de transição para cargas baixas e velocidades altas: (a) representa a superfície tridimensional para ensaio a 0,6 m/s e 5 N e (b) perfil de rugosidade na direção (x,y) na trilha de desgaste para severidade de ensaio a 0,7 m/s e 5 N. 137
- Figura 4.18 Diagrama de transição de regime de desgaste para a alumina em umidade relativa de 50%. 138
- Figura 4.19 Taxa específica de desgaste em função da carga aplicada para dois valores de velocidade de deslizamento para UR 23%. 141
- Figura 4.20 Taxa específica de desgaste em função da velocidade de deslizamento para valores de carga aplicada para umidade relativa de 23%. 142

Figura 4.21 Microscopia eletrônica de varredura de desgaste para amostras submetidas a desgaste moderado, para as combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: (a) 0,05 m/s e 40 N (b) 0,1 m/s e 10 N e (c) 0,1 m/s e 20 N.....	145
Figura 4.22 Microscopia eletrônica da superfície de desgaste para amostras submetidas a desgaste severo, para combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada de: (a) 0,4 m/s e 5 N, (b) 0,2 m/s e 50N, (c) 0,4 m/s e 10 N.....	147
Figura 4.23 Microscopia eletrônica da superfície desgasta para amostras submetidas a desgaste no regime de transição, para combinações de velocidade de deslizamento e carga: (a) 0,1 m/s e 40 N, (b) e (c) 0,3 m/s e 20 N e (d) 0,05 m/s e 50 N.....	149
Figura 4.24 Diagrama de transição de regime de desgaste para a alumina em umidade relativa de 23%.....	150
Figura 4.25 Taxa específica de desgaste em função da carga aplicada para valores de velocidade de deslizamento para umidade de 23% e 50%. ..	153
Figura 4.26 Taxa específica de desgaste em função da velocidade de deslizamento para valores de carga aplicada para umidade de 23% e 50%.	153
Figura 4.27 Superfícies desgastadas para diferentes severidades de ensaio representando os regime de desgaste e os respectivos mecanismos UR 50%: (a) 0,2 m/s e 70 N, fratura frágil, (b) 0,6 m/s e 10 N, cisalhamento, (c) 0,4 m/s e 30 N, cisalhamento e fratura frágil e (d) 0,2 m/s e 60 N, cisalhamento e fratura frágil.....	156
Figura 4.28 Comparação entre espessuras de camadas superficiais para: (a) UR 23 %, 0,2 m/s e 40 N e (b) UR 50%, 0,6 m/s e 10 N.	156
Figura 4.29 Superfície alisada pela formação dos tribofilmes na alumina em (a) e (b) detritos em formato de rolos.	157
Figura 4.30 Seqüência de imagens obtidas via MEV representando o mecanismos de destacamento dos tribofilmes e conseqüente fratura frágil para alumina em deslizamento.	160

Figura 4.31 Seqüência de imagens obtidas via MEV representados o mecanismos de cisalhamento dos tribofilmes e conseqüente fratura frágil para alumina em deslizamento.....	163
Figura 4.32 Destacamento e cisalhamento do tribofilme como processos simultâneo.....	164

SÍMBOLOS E ABREVIações

AFM: microscopia de força atômica

A_r : área de contato real, mm^2

a: raio de contato de uma esfera com um plano em um contato hertziano, mm

b: tamanho da indentação, mm

c: tamanho da trinca de indentação, mm

DA: densidade aparente, g/cm^3

DA(%DT): densidade da amostra representada em porcentagem da densidade teórica do material, %

DT: densidade teórica do material, g/cm^3

d: diâmetro da circunferência de desgaste, mm

e: constante na equação de Evans

E: módulo de elasticidade, GPa

E^* : módulo elástico combinado, GPa

E' : módulo de elasticidade reduzido, GPa

F_a : força de atrito, N

F_N : força de compressão devido a uma carga normal, N

F_T : força tangencial, N

G: tamanho médio de grãos, μm

H: dureza do material, GPa

H_v : dureza Vickers, GPa

k: coeficiente de desgaste,

K_{IC} : tenacidade a fratura, $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

L: carga aplicada no ensaio de desgaste, N

MEV: microscopia eletrônica de varredura

M_i : massa da amostra imersa em água, g

M_s : massa da amostra seca, g

M_u : massa da amostra após ter permanecido imersa em água durante 24 horas, g

m_1 : massa da amostra antes ensaio de desgaste, g

m_2 : massa da amostra após ensaio de desgaste, g

N : força normal, N

P : carga aplicada para microdureza Vickers, N

$P_{m\acute{a}x}$: pressão máxima, GPa

p_m : tensão hertziana, GPa

p_0 : pressão hertziana máxima, GPa

R_a : rugosidade média, μm

R_e : raio de curvatura de uma esfera ou raio da esfera no contato Hertziano, mm

R_q : rugosidade quadrática média, μm

r : raio da semi-esfera do pino cilíndrico, mm

r_a : raio das asperezas, mm

$r_{a,x}$: variável em função do raio de contato a , mm

s : distância de deslizamento ou distância percorrida, m

UR : umidade relativa do ar, %

v : velocidade de deslizamento, m/s

W : taxa específica de desgaste, $\text{mm}^3/\text{N.m}$

ΔV : volume desgastado, mm^3

Ψ : índice de plasticidade

$\tau_{m\acute{a}x}$: tensão máxima de cisalhamento, MPa

δ : deformação da esfera em um contato hertziano, mm

μ : coeficiente de atrito

ν : coeficiente de Poisson

ρ_i : densidade da água, g/cm³

σ^* : desvio padrão da distribuição de alturas das asperezas

σ_r : máxima tensão tratativa, MPa

1 INTRODUÇÃO

Na busca por materiais resistentes ao desgaste, alguns materiais cerâmicos têm recebido maior atenção devido às suas melhores propriedades quando comparadas com as dos metais e polímeros. Entre essas propriedades, as principais são alta resistência mecânica e a corrosão, resistência a altas temperaturas, elevada dureza, estabilidade e inércia química. Dentre os materiais cerâmicos, Si_3N_4 , SiC , Al_2O_3 , ZrO_2 e alguns compósitos cerâmicos de matriz de Al_2O_3 são os que têm sido mais adotados em diversas aplicações. O uso industrial de Si_3N_4 e SiC como mancais, de Al_2O_3 como ferramenta de corte em substituição aos metais duros e de ZrO_2 como guias fios, demonstram as melhores propriedades tribológicas das cerâmicas nessas aplicações. Porém, propriedades intrínsecas dos materiais cerâmicos como fragilidade e baixos valores de tenacidade ainda são algumas barreiras em certas aplicações, como no caso das ferramentas de corte.

O uso de carbetos e nitretos em mancais ainda apresenta o problema de oxidação e a alternativa de utilização de óxidos de zircônio e alumínio, é limitada pela menor dureza destes. A busca de alternativas em compósitos de matriz de óxido com inclusões de fases de alta dureza começou na década de 70. Exemplo disso são as cerâmicas de matriz de alumina com inclusões de SiC e de TiC . A partir do final da década de 80, compósitos cerâmicos de matriz de alumina com inclusões nanométricas de uma segunda fase de alta dureza, passaram a ser intensivamente estudados devido a resultados excepcionais apresentados na literatura para o compósito $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$. Os melhores resultados incluem aumentos, com relação à cerâmica monofásica de alumina, de 350 MPa para 1520 MPa na resistência à flexão, e de 3,5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para 4,8 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ na tenacidade a fratura, pela adição de 5% em volume de partículas de SiC de tamanho aproximadamente de 200 nm. Independentemente das dificuldades em reproduzir tais resultados, existe o consenso na literatura com relação à melhoria das propriedades, em particular da resistência ao desgaste desses nanocompósitos.

O grupo de pesquisa no qual se insere o presente projeto vem desenvolvendo, a longo tempo, estudos de síntese e processamento de pós, bem como de processamento cerâmico e sinterização de corpos densos de alumina e de compósitos e nanocompósitos de matriz de alumina com diferentes inclusões nanométricas. O objetivo desses estudos tem sido o desenvolvimento de microestruturas refinadas e otimizadas de modo a maximizar a resistência mecânica, a dureza, a tenacidade e em conseqüência, a resistência ao desgaste. Foram conduzidos trabalhos de refinamento da microestrutura de corpos de alumina e de compósitos com inclusões nanométricas de TiB_2 , NbC , TiC , ZrO_2 e diamante em matriz de alumina. Também foram realizados estudos de síntese e processamento de compósitos de fases de ultra-alta dureza como os sistemas ZrB_2/B_4C e TiB_2/WB_2 .

Os resultados obtidos nos trabalhos acima mencionados indicam a potencialidade dessas composições como materiais de alta resistência ao desgaste. Dessa maneira iniciaram-se os estudos para a determinação da resistência ao desgaste de tais composições, utilizando o ensaio de desgaste do tipo pino no disco.

Na literatura, o ensaio de desgaste deslizante do tipo pino no disco é o mais amplamente utilizado, sendo adequado ao estudo de materiais com uma maior variedade de aplicações por ser um ensaio de mais fácil comparação com outros. Este ensaio é considerado mais completo e é amplamente utilizado para as medidas de desgaste, pois possibilita grande variação dos parâmetros de ensaio.

Mesmo realizando ensaios com procedimentos padronizados, os resultados do grupo de pesquisa, nos trabalhos acima mencionados, apresentam as mesmas dificuldades de interpretação que as encontradas na comparação de resultados descritos na literatura. O problema surge do fato que “resistência ao desgaste” é uma resposta do material e de sua microestrutura a diferentes condições de carregamento e a um grande conjunto de parâmetros, que caracterizam as condições de realização do desgaste. As próprias normas que padronizam esse ensaio de desgaste permitem larga

variação das condições de ensaio e, portanto, de resultados. Variáveis experimentais extrínsecas básicas – que não dependem do material ensaiado e sim dos parâmetros e condições de ensaio – dentre as quais se incluem a própria definição de taxa ou resistência ao desgaste (fórmulas utilizadas), umidade relativa da atmosfera, rugosidade superficial dos corpos de ensaio (pino e disco), número e frequência de revoluções na trilha de desgaste, distância de deslizamento ou tempo de ensaio, além de características intrínsecas dos materiais dos corpos de ensaio, como densidade, porosidade e tamanho de grãos, são informações comumente ausentes ou suprimidas nos trabalhos publicados. Também se observa que para um mesmo ensaio ocorre com frequência uma grande dispersão de resultados entre diferentes corpos de prova, sugerindo o efeito de algum parâmetro não controlado adequadamente.

Visando compreender os parâmetros que afetam os valores de desgaste e melhorar a reprodutibilidade dos resultados do material em estudo, o objetivo proposto para a presente dissertação foi o estudo sistemático do desgaste da alumina frente às questões dos parâmetros críticos que devem ser controlados em um ensaio tipo pino no disco. A escolha da alumina se deu por ser um material de interesse do grupo de pesquisa a qual esse projeto está inserido, e também porque existe um grande número de estudos relatados na literatura sobre a sua resistência ao desgaste.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Fundamentos de Tribologia

A palavra “tribologia” é derivada da palavra grega “τριβοξ” que significa “esfregar, atritar”. Tribologia foi definida pela primeira vez por Jost [1] em um relatório ao Departamento de Ciência e Educação da Inglaterra em 1966, como “a ciência e tecnologia da interação entre superfícies em movimentos relativos e as práticas relacionadas a isso”. Essa ciência envolve o estudo de tudo que está relacionado a atrito, lubrificação e desgaste.

Atrito é definido como “a resistência ao movimento relativo entre dois corpos que se “esfregam” e é proveniente da interação entre os sólidos e as áreas de contato desses sólidos” [2]. A força de atrito é não conservativa uma vez que é regida pela tensão tangencial que aumenta pelo movimento dos corpos. Em poucas palavras, o atrito representa a resistência do corpo ao movimento.

O termo lubrificação pode ser entendido como “a introdução de um material sólido, líquido ou gasoso entre dois sólidos em contatos que deslizam entre si com a função específica de reduzir o atrito e o desgaste, além de retirar o calor e os detritos gerados pelo movimento das superfícies deslizantes” [3]. O principal objetivo da lubrificação é o de diminuir a intensidade de ambas as forças normal e de cisalhamento nas superfícies em contato deslizante [4]. O processo de lubrificação pode assumir diferentes formas, dependendo da condição e aplicação tribológica, mas depende de fatores como geometria de contato, condições de carregamento (carga, temperatura, velocidade, tipo de lubrificante utilizado, entre outros), da superfície e do tipo de material usado.

Por fim, desgaste é definido como “a perda progressiva de substância/s da superfície de operação, ocorrendo como resultado do movimento das superfícies” [5]. Ou ainda, “a perda progressiva de material da superfície do corpo sólido devido à ação mecânica, isto é, o contato e o movimento relativo de um corpo sólido contra outro corpo” [6]. O desgaste é raramente

catastrófico, mas reduz a vida útil e eficiência de operação do material, pois resulta em mudanças geométricas, vibrações, desalinhamentos e no crescimento microscópico de trincas. O controle do desgaste deve começar pelo correto processamento e seleção do material, equipamento e sistema em que este vai ser usado.

Atrito e desgaste não são características intrínsecas do material e sim resposta do sistema tribológico. Kragelskii [7] apontou que há mais de 60 anos atrás, alguns pesquisadores russos estabeleceram que “a resistência ao desgaste de um material depende de uma grande variedade de condições existentes durante o seu uso”. Apesar disso, algumas pessoas ainda tratam o desgaste como uma propriedade intrínseca do material. Pelo contrário, não se pode afirmar que tal material é melhor ou pior que outro. Isso depende do contexto em que este está sendo usado [8].

A resposta tribológica que se espera do material depende fortemente do modo em que este deve operar. Por exemplo, no caso de superfície de mancais, as forças de atrito são indesejadas devido à energia desperdiçada além do desgaste ser ruim por questões dimensionais. De outra forma, quando se escolhe materiais para embreagem ou freio, ou mesmo a sola do sapato, é desejada uma condição de grande atrito, mas novamente, baixo desgaste. Finalmente, em operações como moagem ou mesmo riscamento (giz de cera), é desejado o desgaste com o menor desprendimento de energia.

A dependência da resposta ao desgaste de um material como dependente da condição de aplicação (o sistema tribológico envolvido) pode ser comprovada no trabalho de Czichos et al [8]. Nesse trabalho os autores demonstram que a resistência de um metal muda de “ranking” de desgaste na ordem oposta quando submetido a processo de desgaste abrasivo ou de deslizamento. Isto é, o metal é o mais resistente em um processo e o menos no outro.

Como dito anteriormente, atrito e desgaste podem ser considerados uma função das propriedades intrínsecas do material (composição, dureza tenacidade, resistência mecânica), do sistema de desgaste considerado e das vastas condições de variáveis correlacionadas no processo. Dependendo do

tipo de sistema tribológico (pistão/cilindro, mancal, freio, trilho/roda trem, peça/ferramenta, etc) e das condições de operação (carga normal, velocidade de deslizamento, temperatura nas superfícies de contato, tempo de operação, distância de deslizamento, lubrificação, presença de partículas abrasivas, entre outros) vários valores de coeficiente de atrito e mecanismos de desgaste podem ocorrer.

2.1.1 Contato entre superfícies

Como ressaltado anteriormente, a interação entre dois sólidos em movimento relativo se dá nas suas superfícies de contato. Deve-se ter em mente que qualquer superfície pode ser considerada como uma imperfeição tridimensional. Devido a essas imperfeições, geralmente as superfícies são descritas por meio da sua topografia (a formação de vale e picos), da sua estrutura e suas características físicas, químicas e propriedades mecânicas. A rugosidade, uma das medidas superficiais mais importantes em desgaste, é classificada em função do tamanho de seus picos e vales em relação ao desvio da planicidade da superfície. A Figura 2.1 ilustra a representação da topografia da superfície, ressaltando seus picos e vales.



Figura 2.1 Representação esquemática das irregularidades superficiais ressaltando as regiões dos picos e dos vales [adaptado de 9].

Quando dois corpos sólidos são colocados em contato, devido às diferentes posições dos picos e dos vales de cada superfície, o contato íntimo

entre essas duas superfícies irá ocorrer nos maiores picos das superfícies, resultando em uma área de contato menor do que se a superfície fosse completamente plana. Essa área então formada é chamada de área de contato real (A_r) e pode ser observada na Figura 2.2, que em (a) representa o contato entre duas superfícies quando pressionadas com uma força normal N , sendo que os maiores picos das superfícies entram em contato e devido à deformação, criam a área de contato real (b).

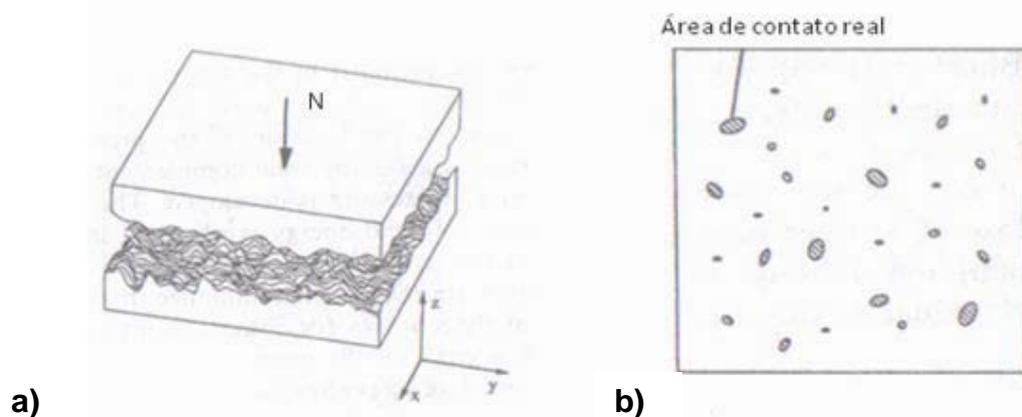


Figura 2.2 (a) Representação de duas superfícies em contato sob a ação de uma força normal N e (b) formação da área de contato real devido a deformação dos maiores picos das superfícies [10].

As imperfeições superficiais e a área de contato real vão influenciar nas reações químicas que ocorrem com os sólidos, líquidos, gases e lubrificantes em contato. Realmente, superfícies são extremamente complicadas por causa da sua topografia e reatividade química e também pelas suas composições e macroestruturas [11]. Entendendo-se que as superfícies dos materiais são regiões de alta energia, é de se esperar que reações ocorram mais facilmente. Devido a essa reatividade superficial e as altas temperaturas de contato durante reações químicas, os processos de difusão são acelerados na superfície durante o movimento relativo. Como exemplo dessa reatividade, com exceção de algumas ligas nobres, como a platina e o ouro, todas as ligas metálicas e as cerâmicas não-óxidas reagem com o oxigênio do ar atmosférico e formam camadas de óxidos na superfície [9]. Além disso, cerâmicas não-

óxidas podem formar compostos de menor energia livre de Gibbs, por exemplo o óxido de silício em cerâmicas como Si_3N_4 e SiC [12,13]. Dessa forma é necessário o entendimento da interação entre as superfícies quanto ao tipo de contato químico e mecânico para entender a tribologia dos pares em contato.

Uma abordagem mecânica normalmente utilizada, que se mostra primordial e indispensável para a compreensão da distribuição de campo de tensões e de deslocamentos de sistemas mais complexos, é a teoria clássica do contato hertziano. Embora traduza uma situação muito simplificada (corpos elásticos de dimensões semi-infinitas, homogêneos e isotrópicos em contato) sua abordagem é muito utilizada na análise e caracterização da fratura e deformação de materiais cerâmicos [14]. O conceito de pressão hertziana é utilizado, primeiro porque a área de contato é muito menor que a dimensão do corpo (área de contato real) e segundo, porque essa área varia em cada ciclo do movimento ou interação.

2.1.2 Tensões no contanto segundo a Teoria de Hertz

DA VINCI, citado por Huchthings [15], apresentou a concepção de dois tipos de contato mecânico entre dois corpos sólidos: o contato conforme e o não conforme, como ilustrado na Figura 2.3. Quando há o contato não conforme, estes corpos se tocam inicialmente em um único ponto (por exemplo, o contato de uma esfera com um plano) ou ao longo de uma linha (cilindro contra cilindro). Se os corpos forem postos em carregamento, uma deformação elástica ou elástica/plástica poderá ocorrer, dependendo das características mecânicas dos materiais, e a área de contato real gerada será muito pequena quando comparada as dimensão dos corpos sólidos. Logo, a resposta tribológica do sistema dependerá do tipo de contato das superfícies em conseqüência da área de contato real formada.

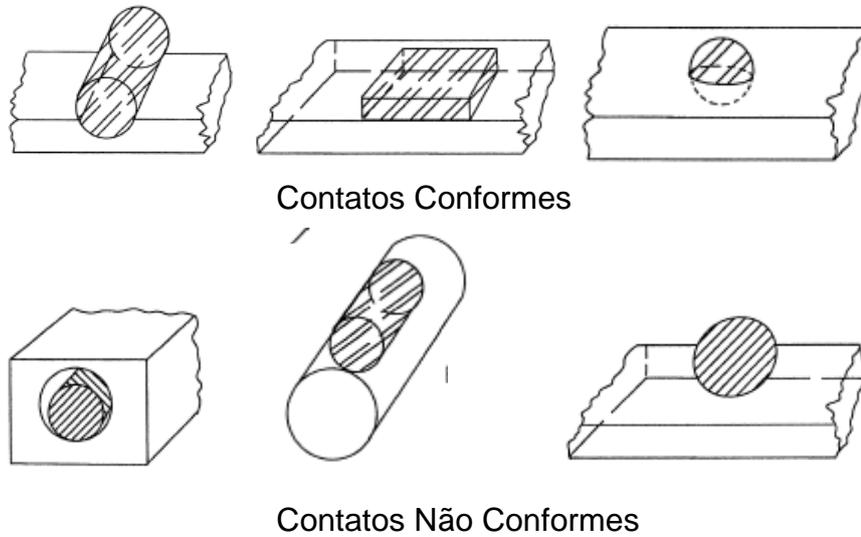


Figura 2.3 Exemplos de contatos conformes e não conformes [adaptado de 16].

Igualmente, o atrito e desgaste de duas superfícies sólidas em contato não lubrificado também dependem do tipo de deformação das asperezas. A teoria de Greenwood e Williamson citada por vários autores [2,4,9,15-17] e deduzida apenas para contatos elásticos, independentemente da conformidade dos contatos, pode ser utilizada para descrever o fluxo plástico entre as asperezas. Nesta, é afirmado que a proporção de contatos entre asperezas para as quais ocorre o fluxo plástico depende de um valor chamado de “índice de plasticidade Ψ ” dado por:

$$\Psi = \frac{E'}{H} \left(\frac{\sigma^*}{r_a} \right)^{1/2} \quad (2.1)$$

$$E' = \frac{E_1 E_2}{E_2 (1 - \nu_1^2) + E_1 (1 - \nu_2^2)} \quad (2.2)$$

Onde E' é o módulo de elasticidade reduzido, E_1 e E_2 são os módulos de elasticidade, ν_1 e ν_2 são os coeficientes de Poisson de cada material em contato, H é a dureza do material mais “mole”, σ^* é o desvio padrão da distribuição de alturas das asperezas e r_a é o raio das asperezas (assumindo ser o mesmo para todas as asperezas).

Se $\Psi < 0,6$ prevalece o contato elástico, entretanto, se $\Psi > 1$, a deformação plástica se sobrepõe. Corpos metálicos comuns normalmente assumem valores de Ψ entre 0,1 e 100. Entretanto para cerâmicas e polímeros, o fator E/H é geralmente um décimo dos apresentados pelos metais, levando a uma redução no valor do índice de plasticidade [18]. Dessa forma, para esses materiais o contato elástico é mais acentuado que o plástico.

Pela observação da Equação 2.1, aparentemente a carga aplicada não influencia a transição da deformação elástica para a plástica. Entretanto, a área de contato é fortemente relacionada com a carga de contato, e a área total de contato entre estas superfícies vai ser determinada pela deformação das asperezas devido à aplicação de uma carga.

No caso de contatos não conformes elásticos (caso das cerâmicas), mesmo na escala tanto macroscópica como microscópica, é conveniente modelar a tensão pela teoria de Hertz, já que a área de contato real pode aumentar ao longo do carregamento. Esta teoria se baseia nas seguintes condições [19]:

- Os materiais em contato são homogêneos e as tensões não excedem a de escoamento;
- As tensões de contato são causadas por uma força a qual é normal ao plano de contato (N), o que efetivamente significa que não há forças atuando entre os sólidos;
- Os sólidos em contato estão em repouso e equilíbrio, ou seja, não há forças de atrito (apenas para garantir a suposição acima);
- O efeito da rugosidade superficial é desconsiderado;
- As superfícies são contínuas e o contato não conforme;
- A deformação dos corpos em contato é pequena;
- Cada sólido pode ser considerado como um semi-espaço elástico.

A aplicação uma força de compressão devido a uma carga normal F_N nestes contatos não uniformes gera um campo de tensões de compressão resultante que segue uma distribuição parabólica, como mostrada na Figura 2.4. Dessa consideração surge o fato de que a pressão é dinâmica, ou seja, muda constantemente ao longo do tempo e possui valores diferentes com as posições nos eixos. Considerando um contato de uma esfera elasto-plástica de raio R_e com um plano rígido e polido e, se essa esfera é pressionada dentro do plano com uma pressão média p_m tal que a deformação da esfera é dada por δ e a área de contato circular de πa^2 (a é o raio de contato), então δ , p_m e a podem ser relacionados para os diferentes modos de deformação da esfera [18].

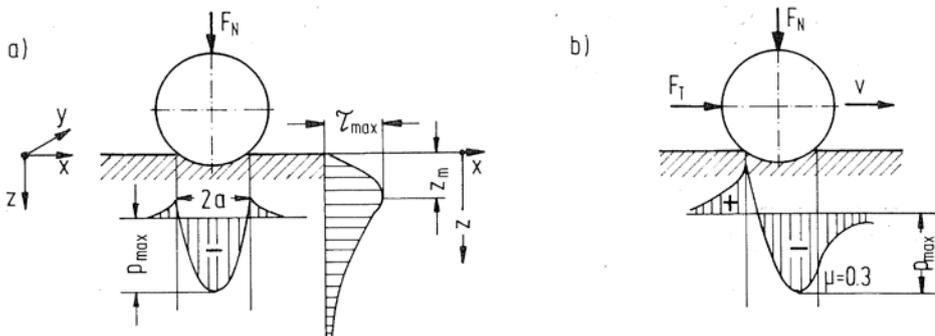


Figura 2.4 Esquema de distribuição de tensões para um contato elástico não uniforme em uma situação de uma esfera e um disco plano devido a (a) carga normal e (b) combinação de força normal e tangencial (F_T) nas quais $F_T = 0,3 F_N$ [9].

Para uma deformação elástica, para o caso particular de uma esfera pressionada contra um plano, o raio da circunferência de contato, a , a aproximação dos centros dos dois corpos, δ , a pressão máxima de contato, p_0 , a pressão média de contato ou tensão hertziana, p_m , e a distribuição de pressão com a posição dentro da região de contato, p , são dadas pelas Equações 2.3, 2.5, 2.6, 2.7 e 2.8, respectivamente.

$$a = \left(\frac{3LR_e}{4E^*} \right)^{1/3} \quad (2.3)$$

$$\frac{1}{E^*} = \left[\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right] \quad (2.4)$$

Onde, L é a carga aplicada, E* o módulo de elasticidade combinado.

$$\delta = \frac{a^2}{R_e} = \left(\frac{9L}{16R_e E^{*2}} \right)^{1/3} \quad (2.5)$$

$$p_0 = \frac{3}{2} \left(\frac{L}{\pi a^2} \right) = \left(\frac{6LE^{*2}}{\pi^3 R_e^2} \right)^{1/3} \quad (2.6)$$

$$p_m = \frac{2}{3} p_0 \quad (2.7)$$

$$p = p_0 \left[1 - \left(\frac{r_a}{a} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (2.8)$$

Onde, r_a é a variável raio de contato, que vai desde zero até a, com a origem no centro de contato.

A máxima tensão de cisalhamento, $\tau_{m\acute{a}x}$, dada pela Equação 2.9, ocorre na posição central do contato a uma profundidade de 0,48a e a máxima tensão trativa, σ_r , ocorre na superfície, na borda da região de contato e é dada pela Equação 2.10 [21,22].

$$\tau_{m\acute{a}x} = 0,31p_0 \quad (2.9)$$

$$\sigma_r = \frac{1}{3}(1 - 2\nu)p_0 \quad (2.10)$$

2.1.3 Atrito

Quando dois materiais são colocados em contato, qualquer tentativa que os faça deslizar um sobre o outro é resistido por uma força chamada de “força de atrito”, F_a . Três leis empíricas sobre o atrito são conhecidas há séculos desde os trabalhos de Da Vinci e Amontons [23]:

1. A força tangencial é proporcional a força normal no deslizamento;
2. A força de atrito é independente da área de contato;
3. Força de atrito é independente da velocidade de deslizamento.

Para a maioria dos materiais, estas leis são verdadeiras, porém para os materiais poliméricos e condições extremas dos parâmetros, a primeira, estas leis podem sofrer desvios [15].

O atrito é a dissipação de energia entre dois corpos deslizantes sendo que o coeficiente de atrito (μ) é definido como a razão numérica entre duas forças ortogonais, a força de atrito (F_a) e a força normal (N). Sabendo que a força de atrito não é conservativa, isto é, seu valor é resultado da tensão tangencial devido ao movimento dos corpos em contato, interações moleculares superficiais (forças de adesão ou tribofilmes) podem influenciar no seu valor. Igualmente, ambos, velocidade e carga, afetam a taxa de dissipação de energia pelo atrito e então a temperatura da interface, o que pode levar à deformação plástica e mudanças no comportamento do coeficiente. Além disso, devido à característica frágil das cerâmicas e a fratura transgranular da alumina, o coeficiente de atrito pode ser diminuído, devido ao gasto energético pela formação de trincas. Dessa forma, os coeficientes de atrito em condições de não lubrificação para as cerâmicas tipicamente ficam em torno de 0,25 a 0,9, dependendo das condições de ensaio [2,24].

2.2 Desgaste

O estudo de ensaios de desgaste deslizantes não pode ser separado do estudo clássico de atrito porque ambos envolvem a mecânica de contato sólido. Na década de quarenta, Holm [25] foi pioneiro em estudar a natureza do contato sólido, propondo uma relação entre perda de volume de material com a distância de deslizamento e a área de contato real. Outros pesquisadores tentaram entender a relação entre dureza e desgaste, podendo citar entre eles Lancaster [26], Bowden e Tabor [27], entre outros.

Em 1956, Archard [28,29] publica seu modelo que define a proporcionalidade de desgaste (k), ou coeficiente de desgaste ou de Archard, entre o volume de desgaste produzido durante deslizamento (ΔV), a carga aplicada (L), dureza (H) e a distância de deslizamento (s), conforme descrito na Equação 2.11.

$$\frac{\Delta V}{s} = k \cdot \frac{L}{H} \quad (2.11)$$

A partir do modelo de Archard acima descrito, criou-se a equação geral para o cálculo de taxa específica de desgaste W em ensaio deslizante, que considera que essa taxa, em $\text{mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ é função da razão entre a variação de volume do corpo ΔV e a distância de deslizamento s e carga aplicada L , como mostrado na Equação 2.12.

$$W = \frac{\Delta V}{L \cdot s} \quad (2.12)$$

Além disso, o Archard [28] propõe que:

1. A taxa específica de desgaste é inversamente proporcional a carga;
2. A taxa específica de desgaste é independente da área de contato aparente;

3. Considerando que k e a pressão hertziana mantenham-se constante, a taxa específica de desgaste é independente da velocidade de deslizamento e ;
4. O valor teórico da taxa específica de desgaste é independente do modelo usado para representar as superfícies.

Esse modelo é algumas vezes referido como “modelo adesivo de desgaste de Archard”, apesar dele não ser uma derivação da “teoria da adesão”. Anos mais tarde, Archard discutiu as implicações de seu modelo e de outros e apontou algumas limitações quanto a influência da velocidade de deslizamento, aquecimento por atrito e a bruscas transições no processo de desgaste [17]. Além disso, os principais problemas com a equação de Archard é a determinação do coeficiente de desgaste, que pode ser apenas conhecido através de valores experimentais e vários resultados demonstram que o volume desgastado independe da dureza e é relacionado com outras variáveis não previstas na equação [30].

Anos mais tarde, em 1973, Suh [31] desenvolveu a teoria conhecida como “Teoria de delaminação no desgaste”, para explicar o desprendimento de plaquetas de material metálico durante o deslizamento. Essa teoria é baseada em conceitos de fadiga nas quais envolve a nucleação e crescimento de trincas superficiais para formar tais plaquetas que eventualmente seriam destacadas da superfície como detritos achatados. Em trabalhos seguintes, Suh postulou três mecanismos para a remoção do material sólido elasto-plástico da superfície: (1) deformação e fratura das asperidades, ou arrancamento de grão, (2) sulcamento e (3) delaminação.

Na tentativa de prever como o volume desgastado varia com as propriedades mecânicas dos materiais Evans [32], em 1979, descreveu a Equação 2.13 que foi amplamente aceita para prever esse comportamento.

$$\Delta V = e \frac{L^{9/8}}{K_{IC}^{1/2} \cdot H^{5/8}} \cdot \left(\frac{E}{H}\right)^{4/5} \cdot s \quad (2.13)$$

Nesta equação na qual K_{IC} é a tenacidade a fratura e e uma constante que depende do tipo de material.

As pesquisas nos últimos 60 anos em desgaste trouxeram o entendimento e a conceituação no campo da tribologia. Esses estudos se concentraram basicamente no entendimento da mecânica de contato, o entendimento da área de contato real, a plasticidade das asperidades e a transferência de material durante o deslizamento [33]. Atualmente, as pesquisas estão direcionadas para outros campos, como o entendimento do comportamento de desgaste de uma família de materiais, a otimização ou seleção do material para uma aplicação particular, o entendimento de como variáveis (de ensaio e do material) afetam no processo de desgaste e o modelamento matemático e a simulação para que se possa prever as propriedades de desgaste sem a necessidade de grande quantidade de ensaios laboratoriais [34].

Dessa forma, conceitos como regimes ou modos de desgaste tem sido extensivamente utilizados para predizer se o material pode ser utilizado numa determinada aplicação. Regimes de desgaste são classificados em moderado e severo e existe uma região de transição normalmente bem definida entre eles [35,36]. Geralmente, os regimes são separados em função da taxa específica de desgaste de um material, porém, não é correto considerar o processo de desgaste de uma forma tão simplista. O desgaste é o resultado de vários mecanismos de dano à superfície e ao interior dos materiais em contato e podem ser separados para estudo, mas não em ocorrência. Geralmente, em um mesmo processo ou ensaio, podem-se encontrar vários mecanismos de desgastes atuantes. Logo, para classificar o comportamento de desgaste dos materiais, estes foram separados conforme os regimes de desgaste em função da taxa específica de desgaste, o atrito, a aparência e rugosidade das superfícies desgastadas quanto aos mecanismos de desgaste atuantes em

diferentes condições e situações de ensaios e foi possível a introdução do conceito de mapas de desgaste [37, 38].

Como apontando anteriormente, a resposta ao desgaste de um corpo é devido ao tipo de ensaio utilizado e a uma gama de variáveis extrínsecas e intrínsecas ao material. Dessa forma, a literatura aponta vários resultados para desgaste e atrito para um mesmo material. Logo, a importância da utilização dos mapas de desgaste deve-se a tentativa de criar “guias” que possibilitem a comparação sistemática e a seleção de materiais para os engenheiros.

2.2.1 Mecanismos de Desgaste

Ao abordar os mecanismos de desgaste de um modo geral, procurou-se dar ênfase a exemplos representativos da ocorrência dos mesmos no desgaste de materiais cerâmicos, conforme apresentados na literatura.

Usualmente os mecanismos de desgaste são classificados em quatro tipos, como representados na Figura 2.5. Esses mecanismos são:

1. *Adesão*: formação e rompimento de ligações adesivas interfaciais;
2. *Abrasão*: remoção do material devido a partículas duras ou protuberâncias duras forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida;
3. *Fadiga superficial*: fadiga e formação de trincas na região da superfície devido a ciclos de tensão que resultam em separação do material;
4. *Reações triboquímicas e corrosão*: formação de produtos de reações como resultado de interações químicas entre os elementos do tribosistema e o meio ambiente, iniciadas pelo movimento.

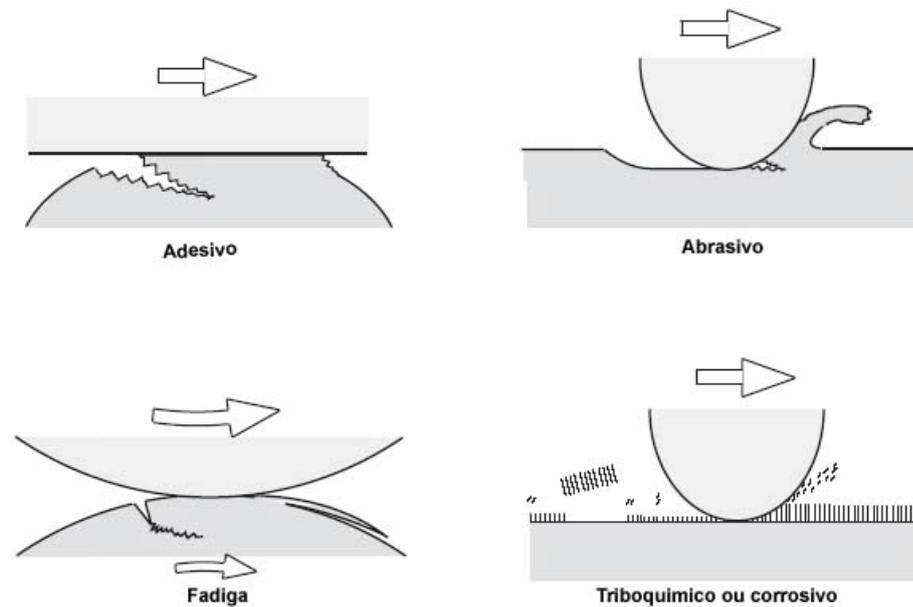


Figura 2.5 Imagens esquemáticas representando os quatro mecanismos de desgaste [2].

2.2.1.1 Adesão

Como resultado da alta pressão e subsequente reação entre as superfícies de contato, adesão é a formação de uma junção localizada devido à deformação plástica causada pelo movimento de discordâncias e das superfícies deslizantes [15]. O deslizamento relativo entre as superfícies de contato causam a ruptura dessas junções pelo crescimento de trincas e freqüentemente a transferência de material de uma superfície para outra [2]. A adesão é um mecanismo de desgaste mais pronunciado nos materiais dúcteis, porém as cerâmicas podem apresentar este mecanismo em condições que provoquem altas temperaturas nos pontos de contato.

2.2.1.2 Abrasão

O mecanismo de desgaste abrasivo é aquele em que ocorre a remoção de material pela presença de partículas duras entre, soltas ou enclausuradas, em uma ou ambas as superfícies em movimento relativo [9]. As partículas podem ser produto do processo, isto é, fragmento de desgaste, denominado detrito ou *debris*, ou proveniente do sistema tribológico.

O desgaste por mecanismos abrasivos ocorre em qualquer processo tribológico em que um detrito é formado e/ou danifica uma superfície deslizante e são separados em macro-mecanismos e micro-mecanismos de abrasão [39]. Os macro-mecanismos de abrasão podem ser os de deformação plástica ou de fratura frágil [40], dependendo do tipo de deformação, e estes macro-mecanismos ocorrem através de micro-mecanismos de abrasão. Os micro-mecanismos são responsáveis pelo arrancamento de material e estes se dividem em micro-sulcamento, micro-corte, micro-fadiga e micro-lascamento, esquematizados na Figura 2.6.

A Figura 2.7 apresenta dois dos micro-mecanismos observados por microscopia eletrônica de varredura em superfícies metálicas e nesta figura é possível perceber o micro-mecanismo que claramente favorecem o desprendimento de material da superfície: de micro-corte (a). O mecanismo de micro-sulcamento (b) normalmente não causa o desprendimento de material da superfície enquanto que o micro-corte causa perda de material em igual volume a partícula utilizada. Micro-fadiga causa a deformação e posterior delaminação enquanto o micro-lascamento causa detritos da superfície pela formação e propagação de trincas. Micro-sulcamento e micro-corte ocorrem preferencialmente em materiais dúcteis enquanto micro-lascamento em materiais frágeis [41].

Em cada macro-mecanismo, um ou alguns micro-mecanismos de abrasão são responsáveis pelo arrancamento ou lascamento de material superficial. Em desgaste por deformação plástica a remoção do material pode ser pelos micro-mecanismos de corte e de sulcamento e, após vários ciclos, o de fadiga. Enquanto que pelo mecanismo de fratura frágil, o micro-mecanismo

de lascamento é o mais pronunciado. Apesar de o macro-mecanismo de desgaste por deformação plástica ser mais pronunciado nos materiais dúcteis, esse mecanismo também é observado na maioria dos materiais, inclusive aqueles com características frágeis em contatos compressivos ou em condições de elevada temperatura [42,43].

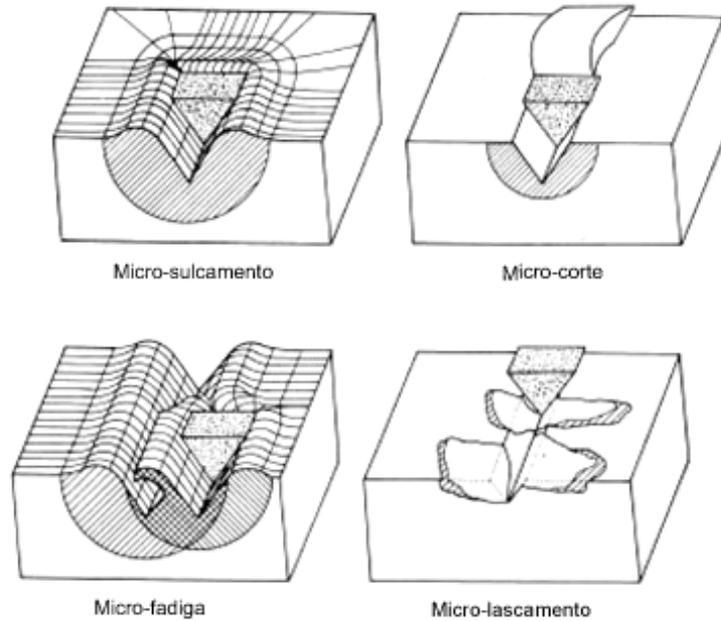


Figura 2.6 Micro-mecanismos de abrasão ilustrado para um sistema a dois corpos [9,41].

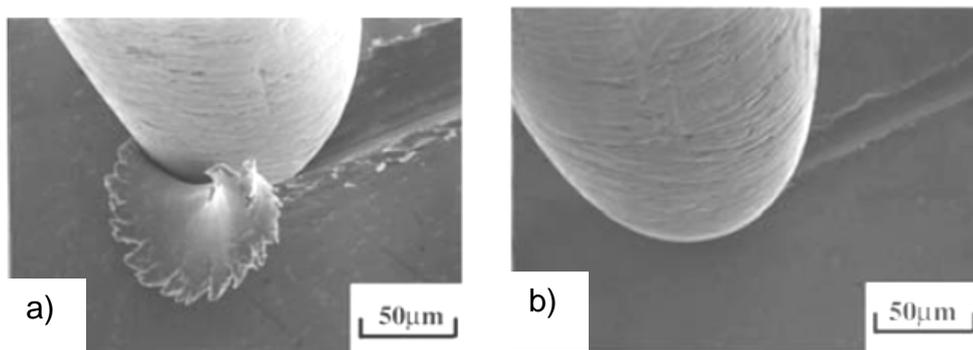


Figura 2.7 Dois modos diferentes de micro-mecanismos de desgaste abrasivo observados por microscopia eletrônica de varredura: a) modo de micro-corte e b) modo de micro-sulcamento [42].

O modelo de desgaste por abrasão em materiais frágeis é mostrado na Figura 2.8 e assume que a partícula de desgaste – detrito – é gerada pela propagação de uma trinca lateral a qual se propaga até a superfície.

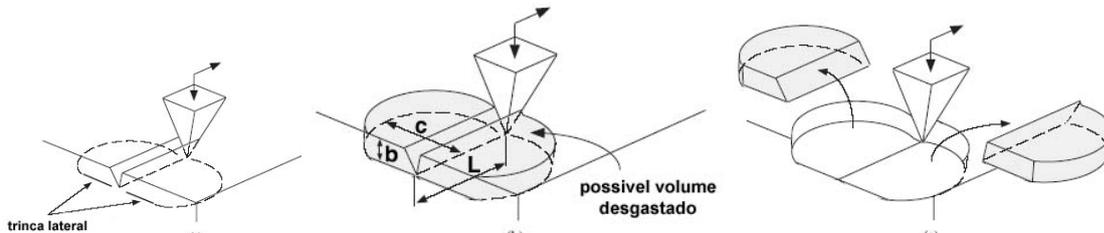


Figura 2.8 Modelo de desgaste abrasivo para material frágil [adaptado de 2].

O macro-mecanismo abrasivo de fratura frágil é considerado como o maior responsável pelo dano por desgaste em cerâmicas frágeis e ferros fundidos devido ao crescimento de trincas pelo carregamento excessivo da superfície. Devido à característica de baixa tenacidade de algumas cerâmicas, como no caso da alumina, vários tipos de trincas podem ser induzidas pelo atrito entre as superfícies deslizantes no ponto de contato, como as trincas hertzianas (trincas em forma de cone devido ao contato estáticos) ou trincas de chevron (trincas com formato em V, que podem ser laterais, medianas e radiais, devido ao contato dinâmico) [43].

A Figura 2.9 representa um diagrama esquemático do modelo de desgaste por fratura frágil na qual uma partícula é gerada pela propagação de trincas predominantemente superficiais. Essa propagação pode ser aumentada pela tensão de tração induzida pelo atrito. A geração de partículas é basicamente devido às trincas pré-existentes do contato elástico (Figura 2.9 (a)) e que pela aplicação de uma tensão de tração, como por atrito, na região ponta da trinca (Figura 2.9 (b)) permite a propagação (Figura 2.9 (c)) e conseqüentemente a geração do detrito (Figura 2.9 (d)).

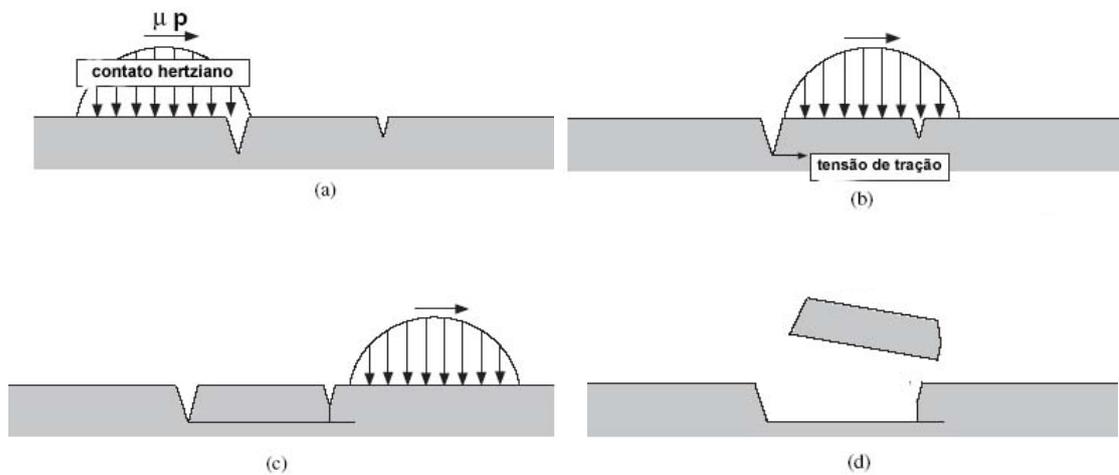


Figura 2.9 Modelo de desgaste por fratura frágil, governado por propagação de trincas [adaptado de 2].

2.2.1.3 Fadiga Superficial

O mecanismo de fadiga superficial pode ser caracterizado pela formação de trincas e a conseqüente geração de plaquetas do material (detritos) pela repetição cíclica de carregamento na superfície. As trincas são causadas pelas tensões de tração ou compressão em uma determinada área de contato e podem se originar na superfície ou abaixo desta, sendo chamada de trincas sub-superficiais, e se propagam conforme a situação de carregamento e característica do material. Outra situação é a formação de trincas sub-superficiais pela presença, por exemplo, de inclusões agindo como concentradores de tensão e geram o aumento da tensão de cisalhamento.

2.2.1.3.1 Teoria do Destacamento

A teoria da delaminação [31] demonstrou que a formação de detritos de desgastes é uma seqüência de eventos superficiais independentes e em conseqüência do mecanismo de desgaste por fadiga. A teoria foi descrita para metais e é baseada no comportamento das discordâncias na superfície, das trincas sub-superficiais e da formação de vazia e subsequente junção das trincas de deformação por cisalhamento na superfície. Atualmente, o evento mais aceito, em contrapartida a teoria de delaminação, é o destacamento de material superficial por uma seqüência de eventos devido à fadiga da superfície.

A seqüência de eventos é: i) durante o deslizamento, forças normais ou tangenciais são transmitidas pelos pontos de contato pela ação da adesão e/ou sulcamento de uma superfície na outra. As asperidades da superfície mais macia são deformadas e algumas são fraturadas pela ação do carregamento repetitivo. Ocorre o alisamento da superfície macia devido à deformação e/ou diminuição da rugosidade e então ii) cada ponto ao longo dessa superfície experimenta carregamento cíclico. As asperidades mais duras induzem a deformação plástica por cisalhamento na superfície macia a qual é acumulada com o carregamento repetido e; iii) o aumento da deformação sub-superficial leva a nucleação de trincas abaixo da superfície. Trincas pré-existentes, defeitos, ou novos defeitos formados são aumentados pela ação do carregamento e da deformação e propagam paralelamente à superfície a profundidades que dependem das propriedades do material e do coeficiente de atrito. iv) A certa posição mais fraca, as trincas são finalmente hábeis de cisalhar a superfície, o que resulta em pequenas e longas “folhas” ou plaquetas de material delaminado [17,31]. A Figura 2.10 ilustra o mecanismo de destacamento em um corpo de alumina e trincas sub-superficiais responsáveis por esse processo.

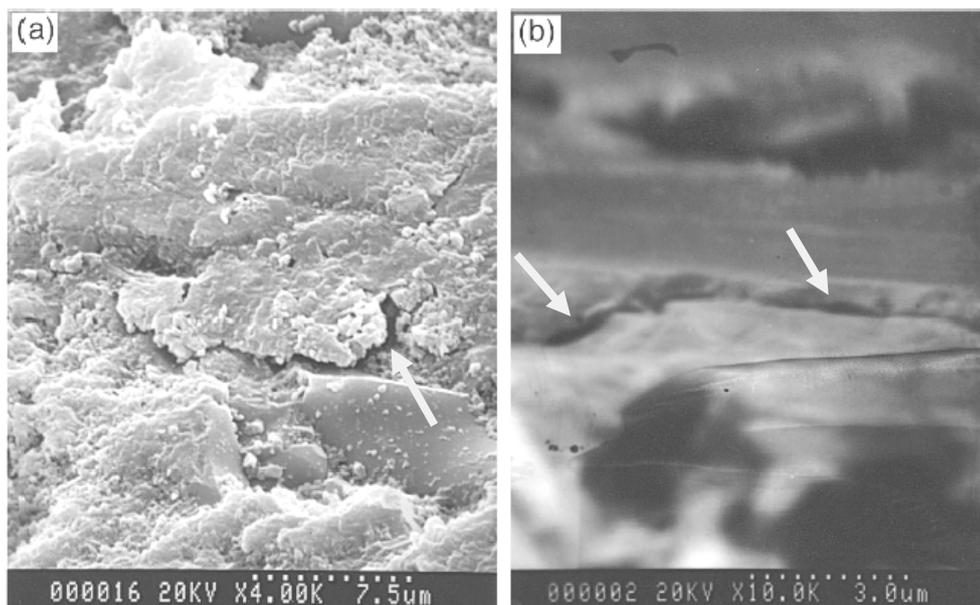


Figura 2.10 Aparência da superfície de desgaste de uma alumina na qual há: a) destacamento da camada superficial de detritos e b) trincas sub-superficiais que promoveram esse processo (indicadas pelas setas) [44].

2.2.1.4 Reações Triboquímicas

O desgaste triboquímico pode ser caracterizado pelo contato e atrito entre duas superfícies sólidas que reagem com o ambiente (podendo ser líquido ou gasoso) formando uma camada superficial de composição diferente do material original [2,4,9,10,16,17]. Essa nova superfície pode ser chamada de tribofilme, camada de transferência, intercamada, filme aglomerado, filme de detritos, camada particulada, camada superficial de materiais compactados, camada superficial de partículas de desgaste, substrato com aparência de filme, camada de fronteira e estrutura de transformação tribológica [45]. O processo de desgaste prossegue pela continua remoção ou formação das camadas reagidas nas superfícies de contato e pode, pelo destacamento, ser arrancada. Desgaste triboquímico é fortemente influenciado pela cinética de formação da camada superficial e pela sua resistência à remoção. As

propriedades que determinam a sua resistência à remoção são: a ductilidade, a resistência e adesão dessa camada aos corpos deslizantes [45].

Reações triboquímicas em cerâmicas óxidas geralmente são benéficas aos sistemas de desgaste pela criação de uma camada protetora que alisa a superfície diminuindo a taxa de arrancamento de grão e o atrito. Nesse caso podemos citar os tribofilmes formados no Al_2O_3 [45-48]. Entretanto para as cerâmicas não-óxidas e para os metais, a formação dessa camada normalmente é deletéria. Isso ocorre por ser alta a taxa de reação da superfície com o meio e por ocorrer a formação de composto (tribofilme) incoerente gerando altos valores de desgaste, pois são facilmente destacados. Além disso, há a geração de uma superfície rugosa, elevando o coeficiente de atrito e então aumentando o contato corpo/contra-corpo. Dentre os tribofilmes deletérios podemos citar os óxidos formados no Si_3N_4 e nos aços [49].

Para o caso benéfico do Al_2O_3 , é reportado na literatura que a α -alumina reage diretamente com a umidade do ar formando hidróxidos de alumínio em pressões moderadas e altas temperatura, situações usuais em uma condição de desgaste [45,47,48,50]. Em condições normais essas reações não ocorrem ou ocorrem a uma taxa muito lenta, entretanto, devido às condições interfaciais de alta pressão e temperatura existente num processo de desgaste, essas reações tornam-se favoráveis. Adicionalmente, é interessante considerar algumas informações como a química dos hidróxidos de alumínio (este representado por uma rota de desidratação) e o diagrama de fases para o sistema $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-H}_2\text{O}$ ilustrados na Figura 2.11 (a) e (b). A rota de desidratação pode fornecer algumas pistas sobre os possíveis produtos formados pelas reações de hidratação e é assumido que algumas dessas são reversíveis. Na Figura 2.11 (a) há dois caminhos a serem seguidos: *a* e *b*. O caminho de transição *a* é favorecido pela presença de ar úmido, tamanhos de partículas grandes e reações rápidas enquanto o caminho *b* é favorecido por partículas pequenas, reações lentas e ar seco, sendo que gibsite e baierita são as formas de tri-hidróxido de alumínio $\text{Al}(\text{OH})_3$ e boemita e diásporo de hidróxido de alumina $\text{AlO}(\text{OH})$ [50]. Enquanto isso, a Figura 2.11 (b) representa o diagrama de fases para o sistema alumina-água e este mostra que a elevadas

temperaturas e pressões os hidróxidos são estáveis com a formação de baierita a baixas temperaturas e boemita a altas. Logo, a alumina deslizando contra ela mesmo em presença de água forma o tri-hidróxido de alumínio (baierita – $\text{Al}(\text{OH})_3$) por volta de 100°C e o hidróxido de alumínio (boemita – $\text{AlO}(\text{OH})$) nas temperaturas acima. Dessa forma, normalmente o desgaste é reduzido, em situações com ar úmido, por essas reações triboquímicas que formam uma camada fina e protetora de boemita.

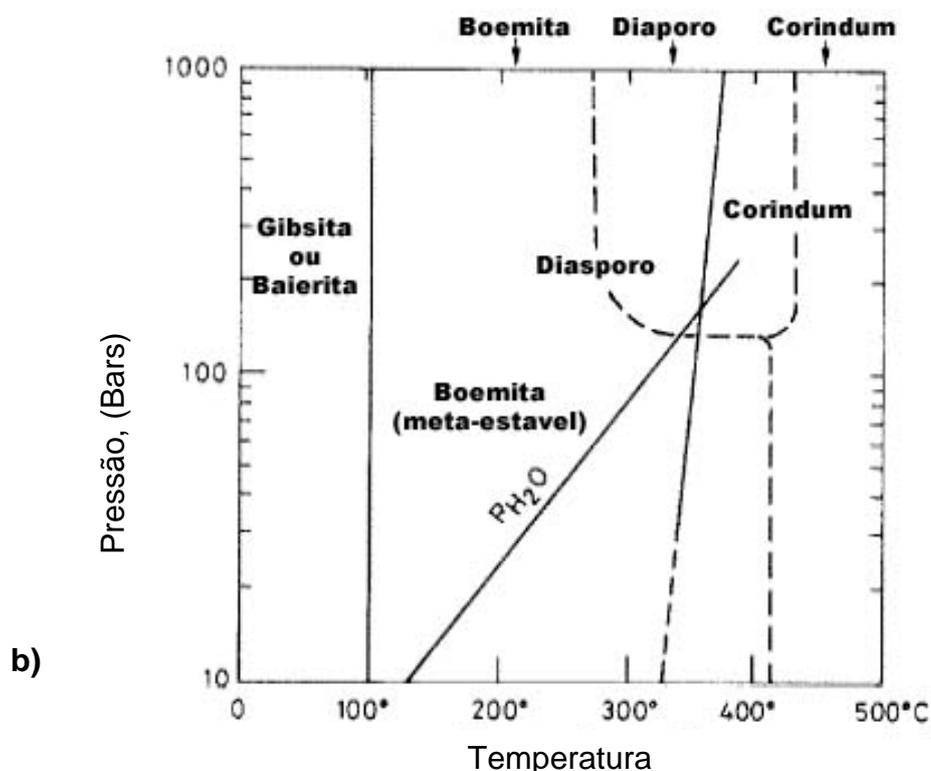
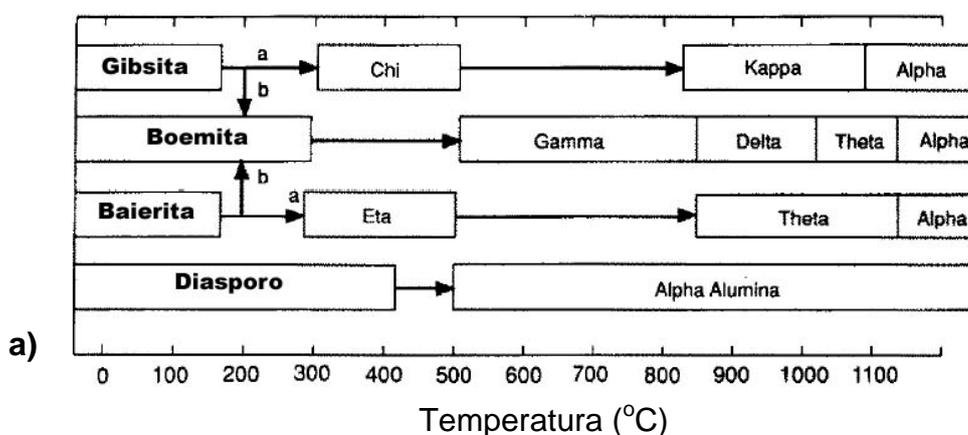


Figura 2.11 a) Rota de desidratação para os hidróxidos de alumínio e b) Diagrama de fase para o sistema $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-H}_2\text{O}$ [50].

Gee [50] propôs uma rota de formação do tribofilme de boemita na superfície de contato da alumina, como esquematizado na Figura 2.12. O pré-requisito mais importante para a formação do filme de hidróxido é a presença de detritos de alumina finamente divididos (Figura 2.12 (a e b)) que provavelmente são formados pela cominuição de partículas grandes formadas pela fratura (pelos micro-mecanismos de abrasão) ou fadiga no processo inicial de desgaste. Esses detritos são forçados sob uma alta pressão e temperatura de contato entre a sua superfície e as depressões na superfície deslizante, ilustrados na Figura 2.12(c). Sob a ação da temperatura e da carga, esses detritos preenchem as depressões e formam um filme planificando a superfície (Figura 2.12 (d)).

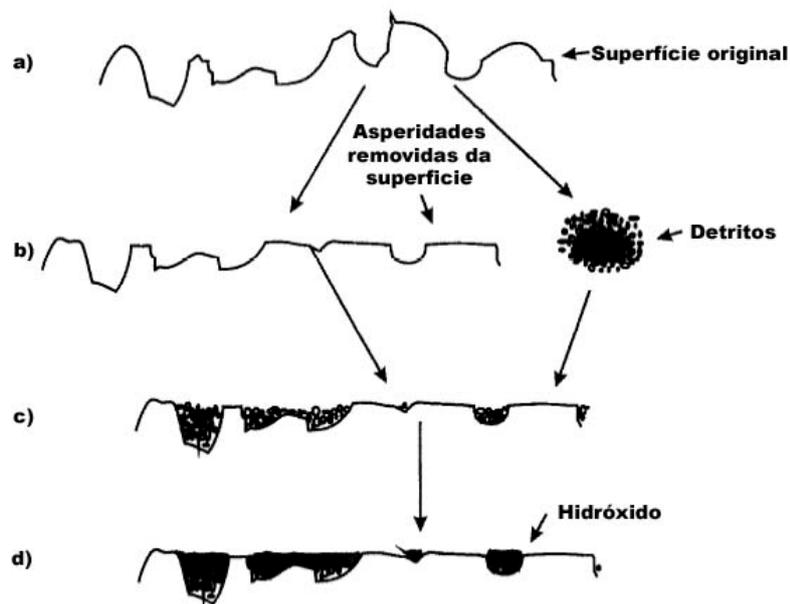


Figura 2.12 Representação esquemática da formação das camadas de hidróxido. [50].

A Figura 2.13 (a) apresenta a rugosidade superficial antes do processo de desgaste, mostrando superfícies tipicamente rugosas, e a Figura 2.13 (b) após deslizamento, na qual se percebe o alisamento dessa superfície pelas camadas de tribofilme.

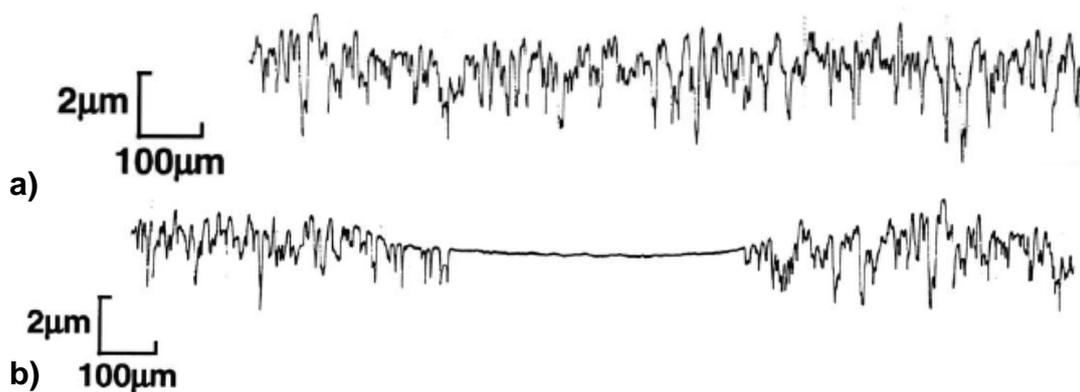


Figura 2.13 Representação esquemática de superfície do perfil de rugosidade (a) antes e (b) após processo de desgaste por deslizamento para alumina [adaptado de 45].

2.2.2 Superfície Desgastada

A análise da superfície desgastada é utilizada como um importante método de caracterização e discussão dos mecanismos de desgaste predominantes em uma determinada situação tribológica e, além disso, é utilizada como critério para caracterização do regime de desgaste, como apresentado na próxima seção (Seção 2.2.3)

Algumas características típicas dos mecanismos de desgaste são claramente visíveis pela análise microscópica da superfície desgastada, como algumas mudanças de composição, rugosidade, surgimento de detritos, trincas, sulcamento, fratura frágil, delaminação. Em geral tais características podem ser analisadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV e EBS), microscopia de força atômica (AFM), difração raios-X (DRX) e perfilometria ótica. Porém outras características, como a caracterização química e física dos tribofilmes formados, exigem técnicas de análise mais avançadas tais como espectroscopia de perda de energia dos elétrons (EELS), espectroscopia Raman, FT-IR, espectrometria de massa de íons secundários (SIMS) e microscopia de Elétrons Auger (AES) [51].

A microscopia de varredura (MEV) é uma técnica de fácil uso e de preparação de amostra que se mostra bastante eficiente para a caracterização inicial destas superfícies. Por exemplo, por essa técnica, o mecanismo de adesão é caracterizado pela visualização da transferência de material de um corpo para o outro. O abrasivo, sulcos e trincas são formados e partículas ou detritos são enclausurados na superfície do material. “Pit”, fragmentos e trincas são formados nas superfícies desgastadas devido à fadiga. As reações triboquímicas resultam na visualização de camadas que podem alisar o material ou estarem trincadas e/ou destacadas da superfície. As Figura 2.14 e Figura 2.15 representam micrografias de superfícies desgastadas observadas por MEV mostrando a aparência típica destas conforme o mecanismo de desgaste.

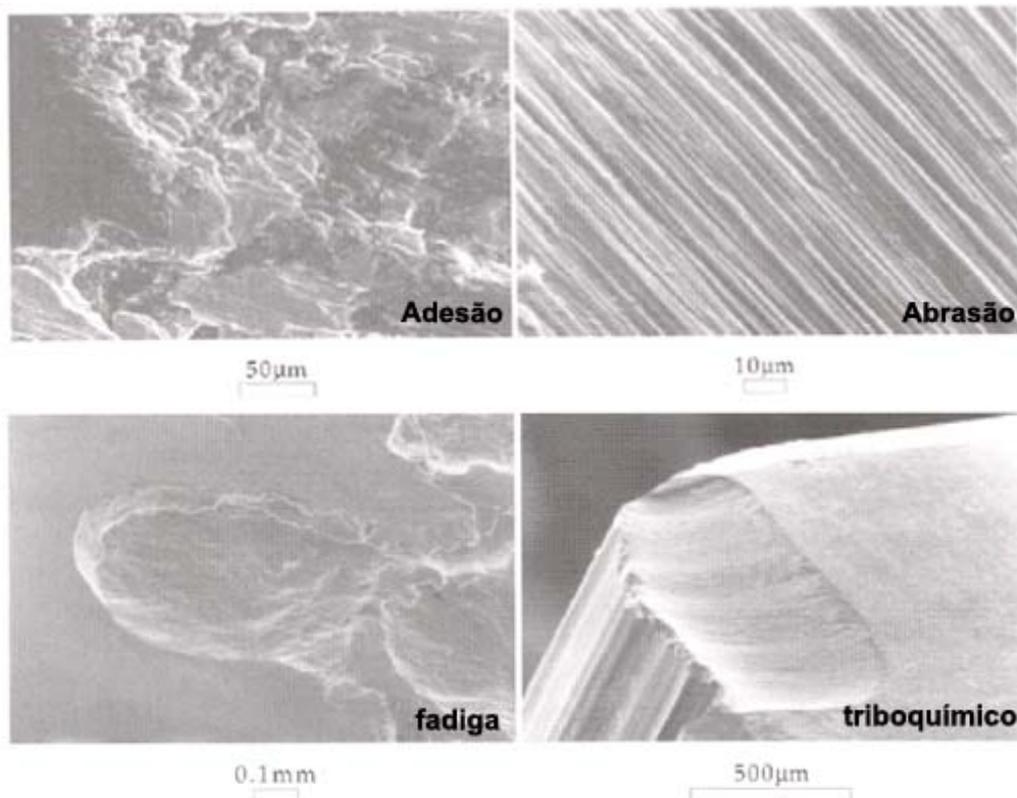


Figura 2.14 Aparência característica de uma superfície desgastada visualizada via MEV mostrando os mecanismos de desgaste [52].

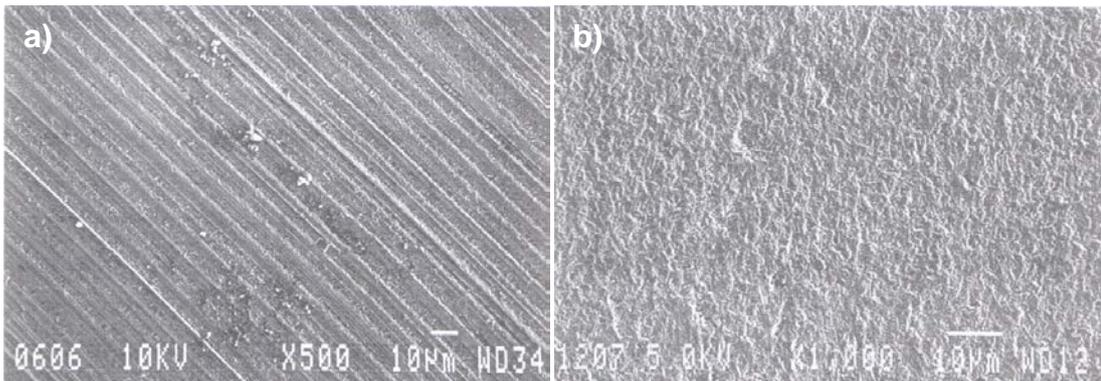


Figura 2.15 Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta que sofreu desgaste por mecanismo abrasivo de: (a) riscamento e (b) rolamento [adaptado de 53].

No caso da análise de superfícies cerâmicas via microscopia eletrônica de varredura, características como detritos, riscamento, sulcamento, arrancamento de grão, fratura frágil, trincas, alisamento da superfície por polimento ou por formação de tribofilmes, arraste ou “deformação plástica” da camada superficial são comumente encontrada e são fortemente depende do regime de desgaste. As figuras seguintes representam alguns desses mecanismos para um gama de cerâmicas (Figura 2.16) e para o caso específico da uma alumina em deslizamento (Figura 2.17 e Figura 2.18).

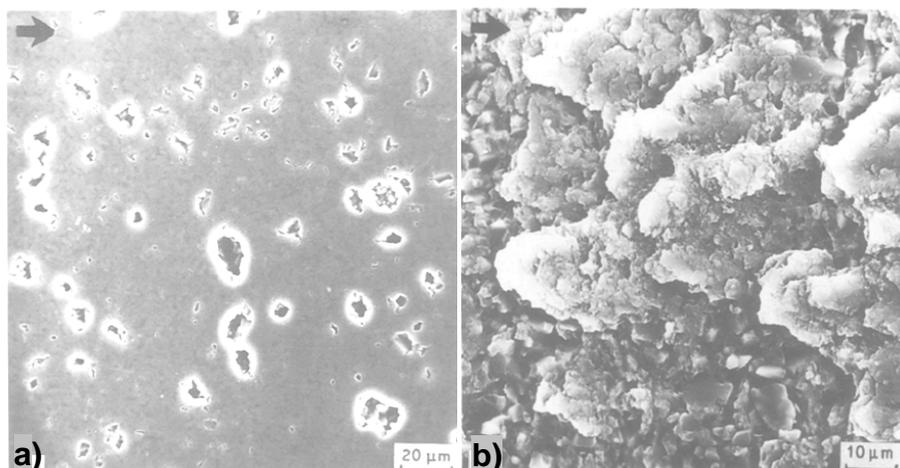


Figura 2.16 MEV de superfícies desgastadas de alumina após ensaios de desgaste mostrando: (a) polimento da superfície e (b) arrancamento de grão e acumulo de detritos [adaptado de 54].

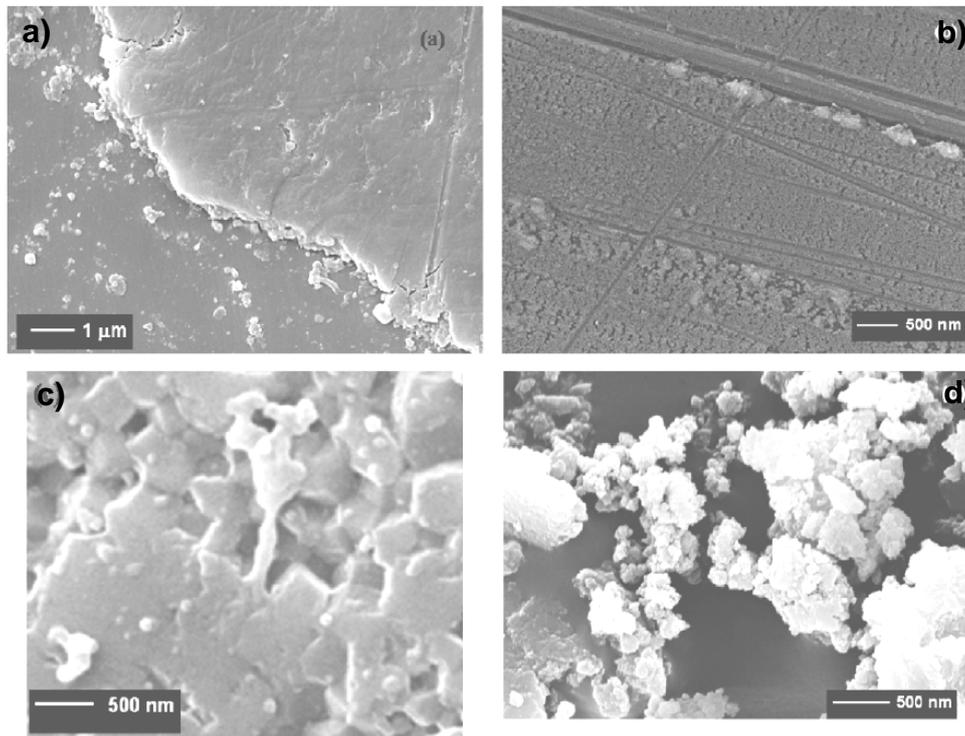


Figura 2.17 MEV de superfícies desgastadas de alumina sub-micrométrica após ensaios de desgaste mostrando: (a) camada compactada de detritos, (b) sulcamento da camada compacta, (c) fratura intergranular parcialmente coberta por detritos e (d) detritos gerados [55].

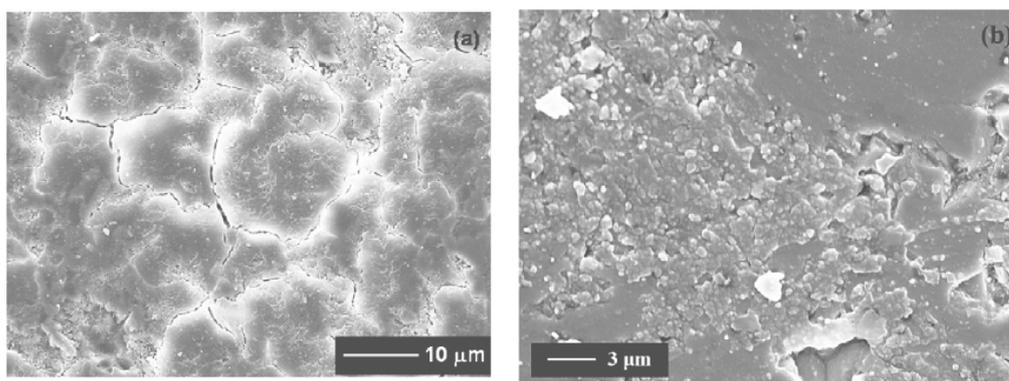
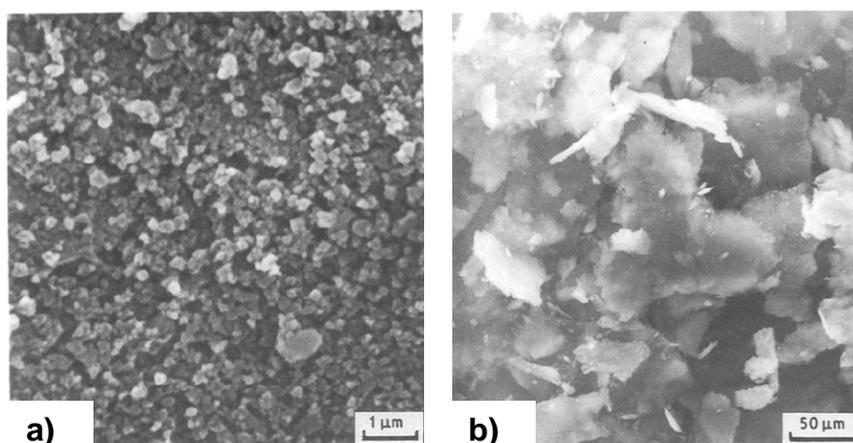


Figura 2.18 MEV de superfícies desgastadas de uma alumina com tamanho de grão médio de 4 μm após ensaios de desgaste mostrando: (a) estrutura do tipo escama de peixe gerando pela junção de microtrincas da camada compactada e (b) fratura frágil abaixo da camada compactada [55].

Além disso, a morfologia dos detritos também ajuda a revelar os possíveis mecanismos de desgaste atuantes [56]. Como consequência das condições de carregamento e do material, detritos são formados por vários mecanismos de fratura operando em diferentes escalas. Além disso, a deformação dos detritos cerâmicos é insuficiente para produzir o contato íntimo entre partículas necessário para que a adesão ocorra, dessa forma ficam retidos na superfície de contato. Cada detrito de desgaste tem formato e morfologia que é característica do processo de desgaste envolvido. Por exemplo, desgaste abrasivo geralmente produz partículas que se assemelham a lascas, tais como se uma ferramenta de corte tivesse “fatiado” um pedaço enquanto que partículas lamelares de tamanho entre 20 e 100 μm e 1 μm de espessura são resultados do destacamento. Partículas irregulares parecendo pequenos pedaços da superfície são causadas pela adesão e detritos esféricos e pequenos, de 1 a 5 μm de diâmetro, são originados durante a fadiga [52].

No caso das cerâmicas, mecanismos de desgaste por fadiga, por abrasão pela fratura frágil e por formação de tribofilmes são predominantes. Na literatura, foram reportadas as morfologias para os detritos: partículas individuais com formato irregular soltas na superfície, aglomeradas formando flocos, aglomeradas densas formando plaquetas e partículas em forma de rolos, conforme mostrado na Figura 2.19 (a), (b), (c) e (d) respectivamente. Os detritos em forma de rolos são semelhantes aos tribofilmes amorfos formados nas cerâmicas e são formados pela remoção e rolamento do tribofilme por causa das tensões residuais presente nesta camada [55].



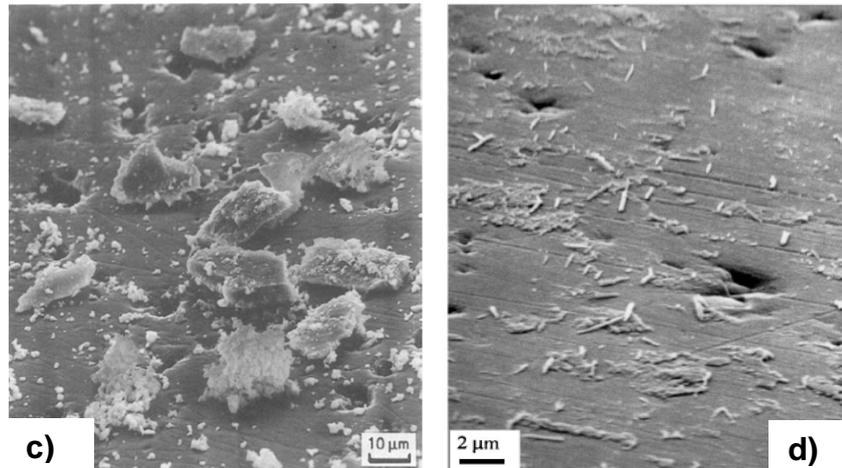


Figura 2.19 Formato de vários detritos cerâmicos: (a) detritos individuais soltos na superfície (SiALON), (b) aglomerados formando flocos (SSC), (c) aglomerados densos formando plaquetas (PSZ) [adaptado de 54] e (d) detritos em forma de rolos (Al_2O_3) [adaptado de 55] .

2.2.3 Regimes de desgaste

A menção ao “regime” de desgaste refere-se essencialmente à velocidade ou taxa com que o desgaste ocorre. O regime de desgaste das cerâmicas pode ser classificado em dois tipos, o moderado e o severo e essa classificação é baseada nos resultados da determinação da taxa específica de desgaste. A ocorrência de um regime ou outro depende não apenas dos materiais envolvidos, mas também das demais condições de realização do desgaste, como já mencionado. Porém, a condição limite entre os dois regimes não é exatamente definida e é freqüentemente caracterizada pela rugosidade e demais características da superfície desgastada. A condição crítica para a transição entre os dois regimes é a fratura frágil, resultado de aspectos mecânicos e térmicos. Para a aplicação tribológica das cerâmicas é essencial existir uma condição em que haja alta resistência ao desgaste e superfícies lisas que possam ser mantidas ao longo do uso e acredita-se que essa seja a condição de desgaste moderado.

Normalmente, para as cerâmicas em deslizamento, o regime moderado ocorre com a formação mecânica de detritos, menores que 1/10 do tamanho de grãos, enquanto a rugosidade superficial máxima fica da ordem de grandeza dos detritos. Tais detritos geralmente sofrem reações triboquímicas como oxidação ou hidratação, formando uma camada lisa e fina – o tribofilme - com composição diferente das dos materiais que formam os corpos sob ação de desgaste. Essa camada se desprende da superfície como flocos finos ou é dissolvida ou dispersa no meio fluído (ex: água), quando este está presente. O atrito é constante, isto é, não sofre variação ao longo do tempo de ensaio, devido ao alisamento da superfície pela presença do tribofilme e as taxas de desgaste assumem valores menores que $10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$. As superfícies desgastadas apresentam aspectos de uma superfície lisa ou polida, podendo conter alguns riscos ou sulcamento, porém livres de fratura [36,37,57]

Já o modo de desgaste severo ocorre pela formação mecânica acumulativa de micro-fraturas em grãos individuais devido à fratura frágil. As taxas específicas de desgaste são maiores que $10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ e ocorre a formação de detritos pela quebra ou delaminação dos tribofilmes formados na ordem de grandeza do tamanho de grão, assim como a rugosidade superficial. O coeficiente de atrito muda, já que o contato entre as superfícies deslizantes varia devido à elevada rugosidade. As superfícies de desgaste apresentam aspecto de fratura frágil, arrancamento de grãos, riscamento, sulcamento, trincas e deformações da camada de tribofilme [36,37,57].

Entre esses dois mecanismos encontra-se uma condição de desgaste intermediária, denominada região de transição. Na literatura não foi possível encontrar uma melhor caracterização desse regime. Alguns autores reportaram que a taxa específica de desgaste para essa região encontra-se entre 10^{-4} e $10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$, porém análise da superfície de desgaste e rugosidade são escassas [36].

As Figura 2.20 e Figura 2.21 representam, respectivamente, as superfícies e os perfis de rugosidade para os regimes moderado e severo de um desgaste por deslizamento de alumina. Analisando ambas as imagens percebe-se nas Figura 2.20 (a) e Figura 2.21 (a) um alisamento da superfície e

dejetos menores que o tamanho dos grãos, caracterizando o regime moderado. Enquanto isso, nas Figura 2.20 (b) e Figura 2.21 (b), características do regime severo, observa-se a fratura frágil e destacamento da camada de tribofilme e conseqüentemente, a elevação da rugosidade. A Tabela 2.1 resume as principais características para a classificação dos regimes de desgaste.

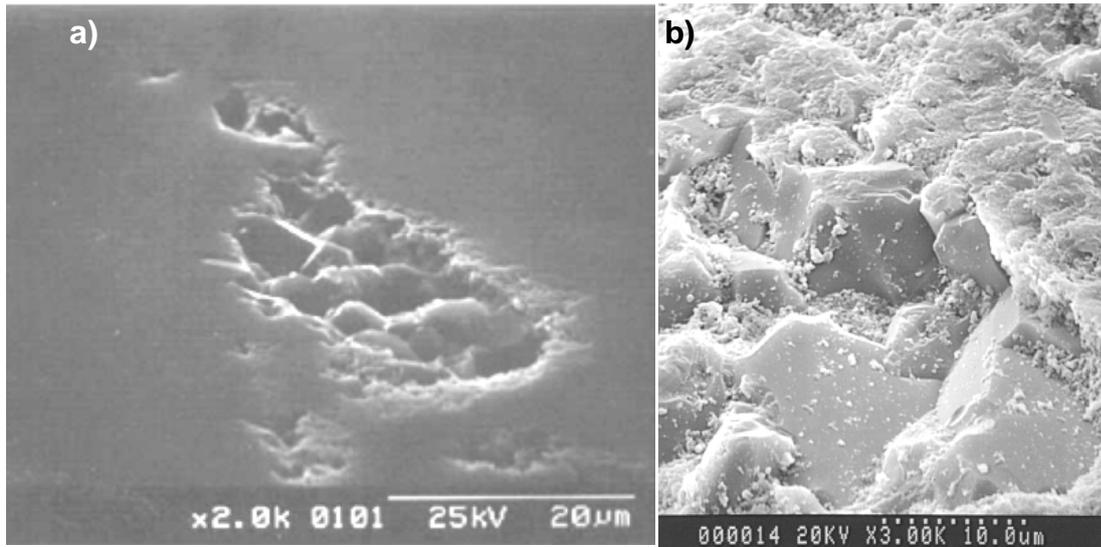


Figura 2.20 Aparência da superfície de desgaste em regime: (a) moderado e (b) severo [44,57].



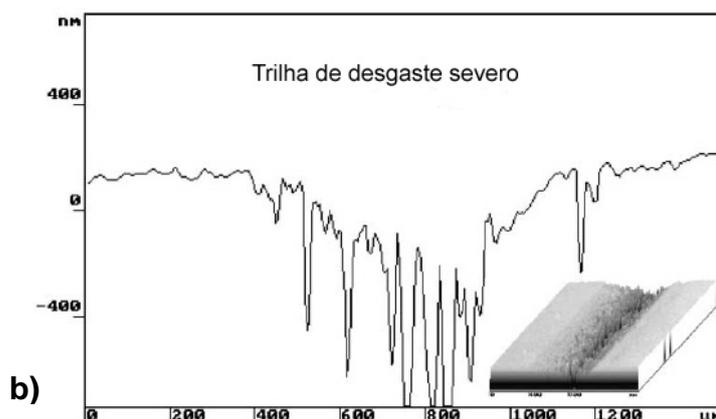


Figura 2.21 Perfil de rugosidade de uma trilha de desgaste em regime: (a) moderado e (b) severo [36].

Tabela 2.1 Distinção entre os regimes de desgaste moderado e severo.

Caracterização/Regime	Moderado	Severo
Taxa específica de desgaste	$W < 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$	$W \approx 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$
Atrito	Constante	Varia
Aparência da superfície desgastada	Polida, com poucos riscos ou sulcamento e presença de tribofilmes.	Trincas, fratura frágil, arrancamento de grão, deformação e delaminação dos tribofilmes, abrasão por rolamento e sulcamento.
Detritos	1/10 do tamanho de grão, em forma de rolos ou flocos aglomerados.	Flocos na ordem do tamanho de grão, em plaquetas e poucos em formato de rolos.
Rugosidade	Ordem de grandeza dos detritos.	Ordem de grandeza do tamanho de grão.

2.2.4 Mapas de desgaste

Desgaste não é uma propriedade intrínseca dos materiais, é uma função complexa de sistemas que incluem propriedades dos materiais, condições de operação, geometria de contato, rugosidade superficial e condições do ambiente. Dessa forma, para um par de materiais em contato, o desgaste pode variar de várias ordens de grandeza dependendo das condições impostas. Isso faz com que a avaliação dos materiais quanto à propriedade de resistência ao

desgaste seja também complexa. Uma prática comum é conduzir a simulação ao desgaste com testes para possibilitar a criação de um “ranking” de diferentes materiais sob uma mesma condição de operação. Se a relação entre o desgaste e as condições de operação for linear, o “*rankeamento*” é possível. Porém, devido a influências do ambiente, reações químicas e características do material, infelizmente o afirmado acima não é real, a dependência é não linear. Por isso é comum de se encontrar na literatura vários resultados para a resistência ao desgaste de um mesmo material, confundindo e dificultando a correta escolha e seleção dos materiais pelos projetistas para as aplicações.

Mapas de desgaste foram desenvolvidos para prover guias a respeito da correta seleção de materiais e desempenho. O conceito de mapeamento tem sido relativamente popular no campo da tribologia e na literatura podem-se citar vários trabalhos correlacionados ao assunto [36-39,57-62]. Esse conceito vem sendo utilizado para prever o desgaste e entendê-lo quantitativamente e qualitativamente e sistematizar as teorias de desgaste. O mapa de desgaste pode ser um dos melhores métodos de esclarecer as condições necessárias para o uso tribológico dos materiais em diversas condições de operação.

Lim e Ashby [63] foram os pioneiros em reconhecer essas dificuldades e introduziram o conceito de mapeamento de desgaste como um procedimento para correlacionar todas as variáveis envolvidas no desgaste. O conceito de mapeamento pode ser usado para classificar o desgaste e reconhecer que existem inúmeras variáveis envolvidas, sendo que o desgaste é a variável dependente. Lim e Ashby [63] e Rabinowicz [64] propuseram uma seqüência de parâmetros normalizados para descrever esses mapas de desgaste, porém apesar destes parâmetros terem algumas vantagens, eles carregam algumas suposições sobre o comportamento de desgaste e entre elas que alguns parâmetros não são críticos (como o tamanho de grãos e a microestrutura nas cerâmicas).

Os mapas de desgaste na literatura podem ser classificados em dois tipos, baseados nas dimensões dos parâmetros usados nos eixos.

Os mapas de desgaste do primeiro tipo usam parâmetros adimensionais nos eixos. Os “mapas de mecanismos de desgaste”, “*flow regime maps*”,

“mapas de deformação” e “diagramas de modo abrasivo de desgaste” foram propostos para materiais como os polímeros e metais. No caso das cerâmicas, quatro mapas adimensionais foram propostos e são eles: “mapa de mecanismo de desgaste” proposto por Kong e Ashby [43] – baseado no mapa de desgaste proposto por Lim e Ashby [63] para os metais –, “mapa de desgaste termo-mecânico” por Ting e Winer [65], “diagrama de modo de desgaste”, por Hokkirigawa e Kato [66] e o último “mapa de modo de desgaste” por Hokkirigawa [67]. Todos esses quatro mapas tiveram sua utilidade e validade, porém tiveram algumas limitações quanto a avaliar as condições críticas de parâmetro em cada regime de desgaste (primeiro citado), dificuldade em validar os resultados experimentais com a teoria (segundo caso) e o terceiro e quarto são apenas válidos quanto os resultados experimentais são obtidos sob certas condições nas quais os efeitos da velocidade de deslizamento e temperatura atmosférica na distribuição de tensão e mudanças nas propriedades dos materiais e reações químicas podem ser negligenciados [37].

O segundo tipo de mapa é aquele que usa nos eixos parâmetros experimentais, tais como carga, velocidade, temperatura, distância, etc. Esses mapas são denominados “mapas de desgaste”, “*tribo-mapping technique*”, “diagrama de transição de desgaste” e “diagrama de modo de desgaste”. O exemplo mais representativo desse tipo no campo dos materiais cerâmicos são os mapas tridimensionais desenvolvidos por Hsu e Chen [68] nos quais mostram o desgaste em função da velocidade de deslizamento e carga aplicada para várias cerâmicas e, além disso, estudaram a influência de algumas condições ambientais no desgaste. Os mapas obtidos por esses autores para uma alumina em deslizamento em duas condições ambientais – ar seco e água – são representados pela Figura 2.22. Nestes mapas pode se perceber a dependência da taxa de desgaste (mm^3/s) com a velocidade de deslizamento e com a carga normal aplicada devido à topografia dos platôs e vales criados. Além disso, percebe-se que a alumina tem forte dependência com a carga. A taxa de desgaste aumenta rapidamente com o aumento da carga a baixas velocidades e há mudanças abruptas (caracterizada pelo grande aumento na taxa e mudança da topografia) com a carga e velocidade,

caracterizando faixas de transições estreitas entre os regimes de desgaste. Nas cerâmicas esses fenômenos foram extensivamente estudados [69-73]. A localização dessas zonas de transição com os parâmetros de operação são importantes para os engenheiros possam prevenir que componentes falhem prematuramente.

Esses mapas tridimensionais podem ser “fatiados” em qualquer plano para produzir uma seqüência de mapas de contornos com diferentes taxas de desgaste em função da velocidade, carga ou qualquer outro parâmetro como temperatura, tempo, lubrificação ou condição ambiental. Dada a natureza dos mapas de contorno, a ocorrência da transição de desgaste pode ser facilmente identificada como linhas de taxa de desgaste constante traçadas separando “um passo a frente”. Esses contornos ou limites podem ser plotados para mostrar a localização aonde a transição ocorre com relação à velocidade e carga, usualmente ocorrendo a transição de regime de desgaste moderado para o severo, construindo os diagramas de transição. A Figura 2.23 apresenta alguns desses diagramas de transição obtidos pelo fatiamento dos mapas representados na Figura 2.22 para a alumina.

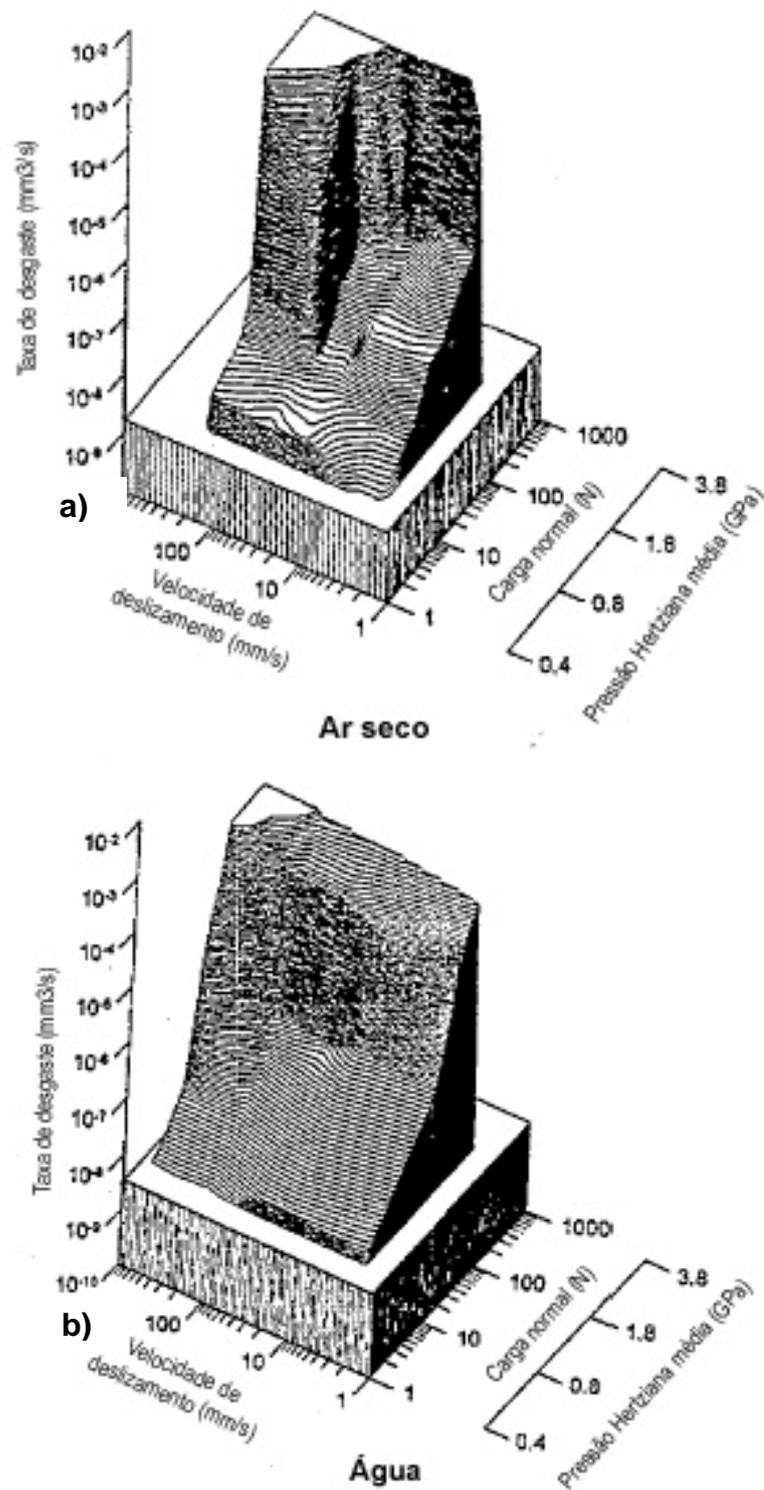


Figura 2.22 Mapas de desgaste para a alumina em (a) ar seco e (b) água [68].

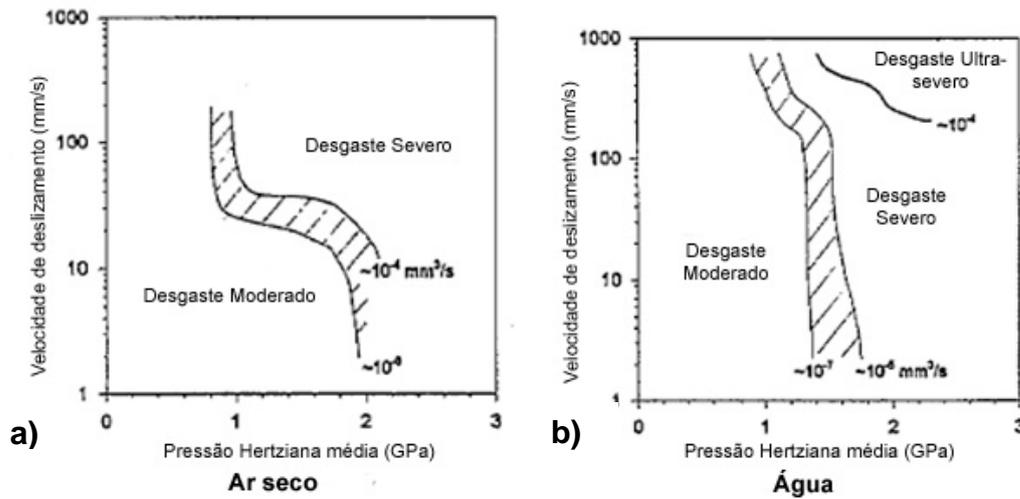


Figura 2.23 Diagramas de transição para a alumina em: (a) ar seco e (b) água [68].

Além dos diagramas de transição possibilitar a visualização da transição do regime de desgaste, estes também podem ser usados como guias para seleção de diferentes materiais. Isto, pois, se para diferentes materiais forem traçados as linhas de contorno em um mesmo gráfico, pode-se comparar o comportamento desses materiais quanto à transição. Dessa forma, em um determinado ponto de condição de velocidade e carga, se a linha estiver acima mostra que o material se encontra no regime moderado e isto é uma indicação que este material em estudo pode ser utilizado como material resistente ao desgaste numa aplicação que se assemelhe as condições em que esse diagrama foi descrito. Isso é ilustrado na Figura 2.24, que representa o diagrama de transição realizado em ar seco para quatro materiais cerâmicos diferentes (Al_2O_3 , SiC , Si_3N_4 e Y-PSZ), e aqueles pontos de combinação que se encontram no sentido das flechas indicadas no diagrama representam condições de regime moderado.

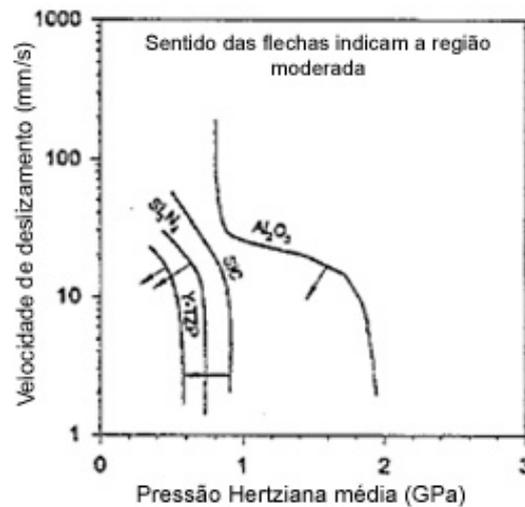


Figura 2.24 Comparação entre quatro materiais utilizando os diagramas de transição ao ar seco baseados na transição do regime moderado para severo de desgaste [68].

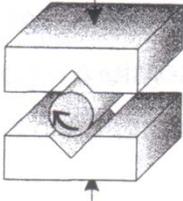
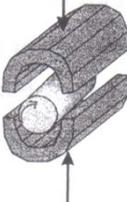
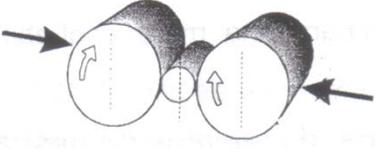
2.2.5 Ensaios de desgaste

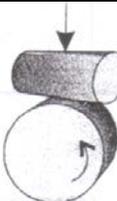
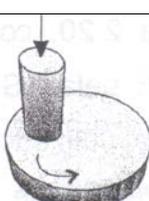
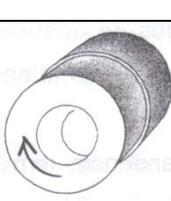
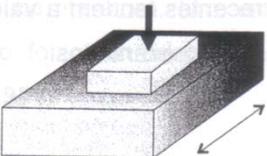
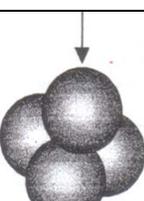
Ao contrário de outras técnicas de caracterização, não é possível uma técnica geral para os testes de desgaste, mas várias técnicas são aceitas mundialmente. A razão para as variadas técnicas existentes são os diversos sistemas de desgaste que ocorrem na prática. Mesmo em técnicas similares, os resultados obtidos por diferentes investigações em diversos laboratórios podem ser comparados de forma qualitativa. Isso é devido à mudança de parâmetros de procedimento, ambiente, etc. Logo, é muito importante para o uso dos resultados, o conhecimento exato das condições dos testes. A ação dos parâmetros ou a interação entre eles podem mudar abundantemente, dependendo de sistema para sistema.

A Tabela 2.2 adaptada de Brendel [74] oferece uma visão geral das configurações dos diversos tipos de ensaio de desgaste deslizantes existentes e traz também indicações quanto ao emprego dos mesmos. O número dos tipos de ensaios de desgaste é relativamente grande o que pode constituir em uma dificuldade a padronização. Na literatura observa-se ainda diversidade nas

dimensões dos corpos de prova, além das variadas condições de ensaio relativamente às cargas e velocidades empregadas [75]. Resultados experimentais demonstraram que a mudança no “ranking” de melhor material para desgaste com o tipo de teste é função do aparato [76]. Logo, as propriedades de desgaste dos materiais são dependentes do processo de teste usado. Dessa forma, para comparação entre resultados, deve-se utilizar mesmo tipo de testes tribológico, já que cada aparato possui variáveis críticas e mecanismos de desgaste diferentes. Além disso, estas situações têm contribuído para dificultar o trabalho dos projetistas que necessitam de informações do comportamento ao desgaste dos materiais.

Tabela 2.2 Tipos de ensaios deslizantes e suas aplicações [adaptado de 74] .

Denominação	Esboço	Emprego
Eixo rotativo deslizante entre dois prismas	 <p>The diagram shows a cylindrical shaft positioned between two rectangular prisms. A curved arrow on the shaft indicates its rotation. A vertical arrow pointing upwards from the bottom prism indicates the direction of sliding motion.</p>	Teste de lubrificantes.
Eixo rotativo deslizante em duas cascas	 <p>The diagram shows a cylindrical shaft partially inserted into a sleeve. A curved arrow on the shaft indicates its rotation. A vertical arrow pointing upwards from the sleeve indicates the direction of sliding motion.</p>	Teste de lubrificantes.
Cilindro entre dois roletes	 <p>The diagram shows a central cylindrical specimen between two larger rollers. Arrows on the rollers indicate their rotation in opposite directions. A vertical arrow pointing downwards from the top roller indicates the direction of sliding motion.</p>	Averiguação de danificações superficiais e de material.
Pino no anel	 <p>The diagram shows a cylindrical pin in contact with a spherical ring. A curved arrow on the ring indicates its rotation. A vertical arrow pointing downwards from the top of the pin indicates the direction of sliding motion.</p>	Medida de desgaste. Avaliação relativa de material e lubrificante.

Pastilha no disco		Medição de desgaste.
Rolete no disco		Medida de desgaste, avaliação limitada de material e lubrificante.
Dois discos		Medição de desgaste por rolamento e deslizamento.
Pino no disco		Medição do desgaste e atrito.
Disco no disco		Desgaste e atrito.
Pastilha (esfera, rolete) sobre placa		Desgaste e atrito.
Quatro esferas		Desgaste e atrito

Na literatura, para cerâmicas foi observada a grande utilização do desgaste deslizante do tipo pino no disco, pois aparentemente ensaios de

desgaste deslizante são mais expressivos que os outros [76]. Especulando as prováveis razões para isso pode-se dizer que esses tipos de ensaio são mecanicamente mais completos que outros, pois podem envolver diferentes mecanismos como: a transferência de material da superfície de contato para o contra-corpo, conceito de “terceiro corpo” ou detritos de desgaste, iniciação e crescimento de trincas superficiais, mudanças sutis na rugosidade superficial durante o deslizamento, formação de filmes triboquímicos e outros processos. Outra razão é que testes de desgaste por deslizamento são mais fáceis de serem construídos e comparados com outros processos, por exemplo, erosão, contatos rolantes, impacto e oscilatório [33].

Um tribômetro do tipo pino no disco funciona com movimento relativo de deslizamento entre dois corpos, sendo eles um pino e um disco. Para isso, utilizam-se suportes de maneira que apenas um dos corpos possua movimento rotacional em relação ao outro, sendo que geralmente é o disco quem se movimenta. O pino é preso no equipamento por garras (chamado também de porta-pino) e essas se acoplam em um cabeçote que pode se movimentar, antes do ensaio, em diferentes raios de trilha de desgaste do disco. Esse cabeçote, durante o ensaio, é fixo e é utilizado para manter o alinhamento entre os corpos de maneira que a geometria de contato entre ambos seja do tipo plano sobre plano. Outra função desse cabeçote, pelo uso de um transdutor de tensão, é medir os desvios de eixo principal causados pela força de atrito. Utiliza-se um computador com software adequado para a leitura do desalinhamento do eixo e o converte em coeficiente de atrito. Esse software também é responsável pela programação dos parâmetros de ensaio, como velocidade e distância de deslizamento, temperatura e carga em sistema pneumático. O sistema de cargas utilizadas pode ser de peso morto ou pneumático, sendo que estão localizados em uma posição normal em relação ao pino acima ou abaixo do cabeçote. A Figura 2.25 ilustra um equipamento típico de pino no disco.

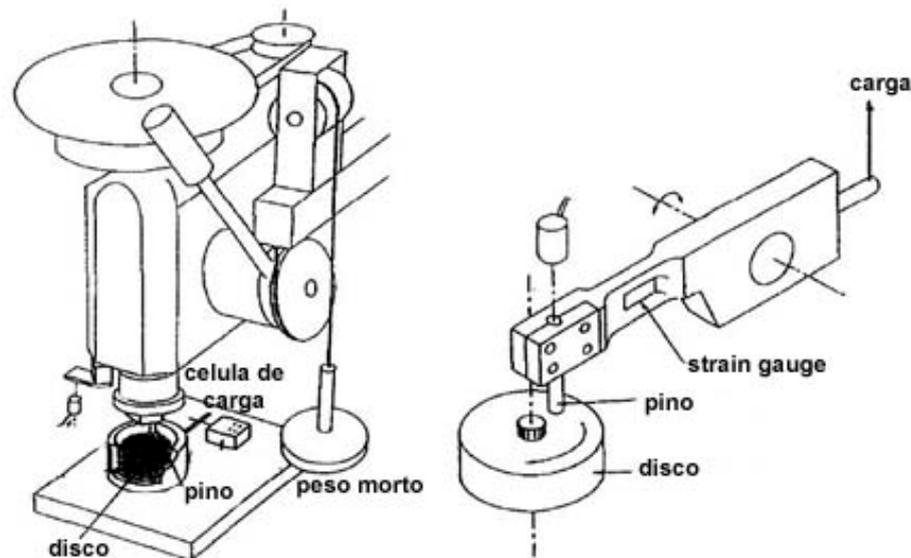


Figura 2.25 Representação de tribômetros de ensaio de deslizamento do tipo pino no disco.

2.2.6 Parâmetros que afetam os ensaios de desgaste deslizantes

Em um ensaio de desgaste os parâmetros que influenciam no resultado da taxa de desgaste e coeficiente de atrito são o de dois tipos: os intrínsecos e os extrínsecos ao material em estudo. Os parâmetros intrínsecos ao material são considerados aqueles que não podem ser mudados sem que haja alteração da microestrutura ou do tipo (composição) de material. Entre eles cita-se o tamanho de grão, a porosidade, o tipo de fratura e as propriedades mecânicas e térmicas. Os parâmetros extrínsecos são considerados aqueles que são provenientes do sistema tribológico escolhido (meio ambiente, umidade, lubrificação, presença de partículas abrasivas, etc) e das condições de operação do tribômetro utilizado para estudos. Para um sistema de deslizamento do tipo pino no disco, entre as variáveis extrínsecas estão a carga aplicada, a velocidade e a distância de deslizamento, o ambiente (a atmosfera ou o meio líquido), a temperatura das superfícies de contato, o

tempo de operação, a geometria de contato, as propriedades do contra-corpo e a rugosidade inicial.

2.2.6.1 Parâmetros intrínsecos aos materiais envolvidos em um ensaio de desgaste deslizante

2.2.6.1.1 Tamanho de grão

Na literatura é amplamente discutida a melhoria nas propriedades, principalmente mecânicas, com o refino de grão. Para ilustrar essa melhoria pode-se citar a relação de “Hall-Petch”, que estabelece que o limite de escoamento é inversamente proporcional ao tamanho de grão [77]. Ou seja, grãos menores levam a maiores valores de resistência mecânica em comparação a grãos maiores.

Com essa idéia, alguns pesquisadores como Cho et alii [72,78], Liu [79], Hsu e colaboradores [47,69,73] e Davidge et alii [80] modelaram a influência do tamanho de grão na taxa de desgaste das cerâmicas. Esses autores mostram que maiores taxas de desgaste estão correlacionadas com o aumento do tamanho dos grãos. Bawja et alii [81] demonstrou que, para o tamanho de grão, o efeito pode ser previsto considerando a combinação dos efeitos de tensão de contato e a tensão térmica residual originária da anisotropia do coeficiente térmico de expansão da alumina além de um mecanismo acumulativo dependente do tempo. Cho et alii [72,78] demonstrou que no regime severo há intensivo movimento de discordâncias provocando o estrago, enquanto Barceinas-Sanches et alii [82] analisaram os mecanismos acumulativos dependentes do tempo no regime moderado levando à transição. Esses pesquisadores propõem que as discordâncias causam o desgaste devido ao empilhamento destas no contorno de grão gerando micro-lascamento nesta região. Logo, quanto maior o tamanho de grão, maior a densidade de

discordâncias que se empilham e conseqüentemente maior a concentração de tensão no contorno de grão, maior o micro-lascamento.

Na literatura é geralmente reconhecido que o desgaste de uma alumina policristalina, sobre condições em qual micro-lascamento é um componente importante, descreve-se que a taxa de desgaste W aumenta com o aumento do tamanho de grão G [55,79,80,83,84]. Tendo em mente essa correlação, Davidge et alii [80] modelaram a dependência da taxa de desgaste da alumina com o tamanho de grão na forma de uma curva côncava como apresentada na Figura 2.26.

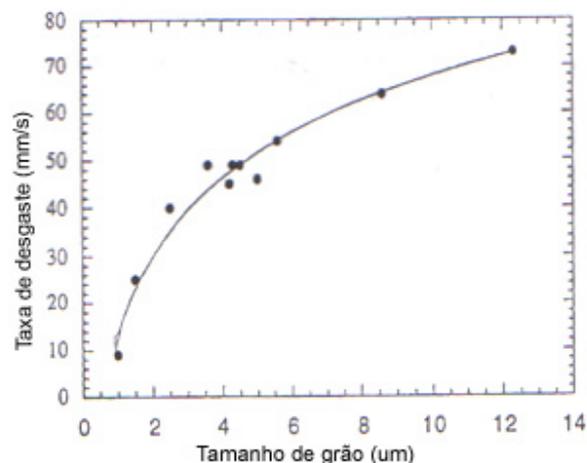


Figura 2.26 Dependência entre a taxa de desgaste e o tamanho de grão no desgaste erosivo de uma alumina cristalina pura [80].

O trabalho de Roy et alii [55] comprovou a dependência da taxa de desgaste com o tamanho de grão. Realizando ensaios de desgaste em três tamanhos de grãos de alumina, os autores mostraram que o coeficiente de atrito varia no início do ensaio para maiores tamanhos de grão, conforme a Figura 2.27 (a) e explicam que a região instável pode ser considerada como período de “*running in*” (amaciamento). Porém para a alumina sub-micrométrica essa região de instabilidade não existe e essa anomalia é explicada em função da formação do tribofilme de hidróxido de alumínio nos grãos sub-micrométricos. Em tamanhos de grão maiores, trincas foram geradas no tribofilme e houve o desenvolvimento de uma superfície com aparência de

escama de peixe (ver Figura 2.18 (a)), pela ação combinada de fadiga por ciclo repetido e de tensão térmica. Quanto à taxa de desgaste, esta aumenta com o aumento do tamanho de grãos, como mostrado na Figura 2.27 (b).

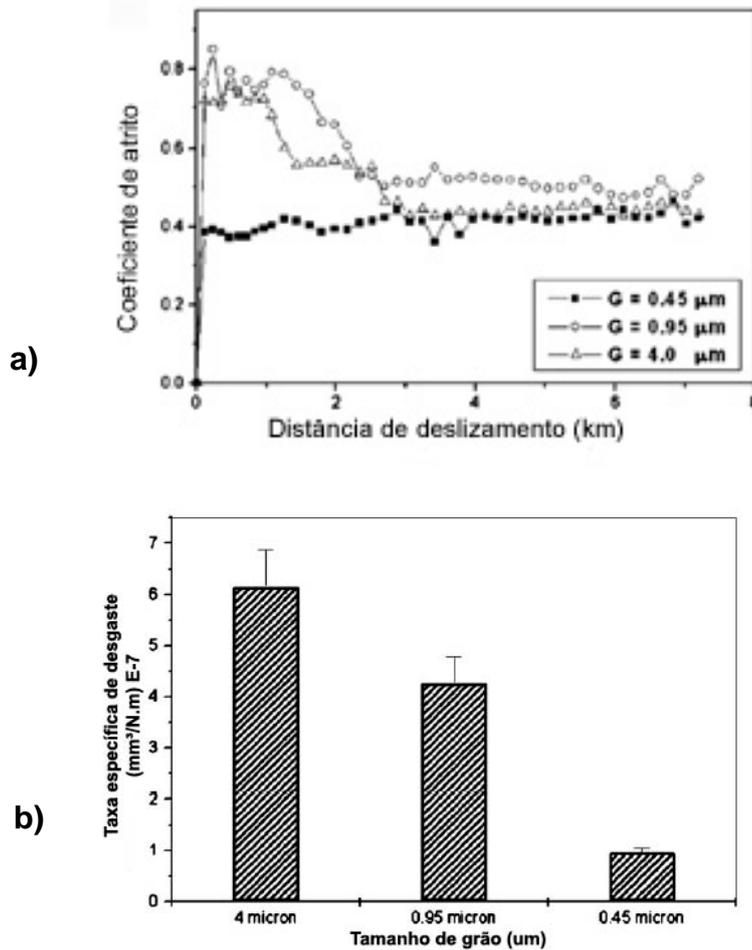


Figura 2.27 (a) Variação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento para três tamanhos de grão e (b) taxa de desgaste das aluminas usadas no estudo [adaptado de 55].

Como já dito anteriormente, a alumina sofre transição de desgaste moderado para severo devido à variação nos parâmetros de ensaio. Esta transição é dependente do tamanho de grão do material, porém mais fortemente ligada à mudança da resistência do contorno de grão [85] e conseqüentemente da mudança do tipo de fratura para a alumina [82]. Além disso, Xiong et alii [86] demonstraram que a correlação entre W e G pode ser

inversa ao que demonstrado anteriormente, pois essa relação também depende das configurações dos testes.

2.2.6.1.2 Porosidade

Cerâmicas com distribuição estreita e pequeno tamanho médio de grão e livres de porosidade (100% densas) são difíceis de serem obtidas e para isto geralmente são necessárias técnicas de processamento refinadas que são usualmente demoradas e caras. Logo, os ceramistas devem saber como minimizar a porosidade e então conhecer qual a influência desta em uma determinada propriedade de interesse, como por exemplo, as tribológicas. No caso da resistência ao desgaste dos materiais, a presença da porosidade pode ser bem negativa e depende das microestruturas e das condições de desgaste [87-90].

O trabalho de Medvedoski [5] demonstrou que em um ensaio de desgaste do tipo abrasivo, a porosidade aberta influencia negativamente a resistência ao desgaste muito fortemente. Aluminas com porosidade aberta de 0,2 – 0,5% têm perda de material 20-30% maior do que o mesmo material densamente sinterizados (porosidade aberta menor que 0,1%). Já o mesmo material com porosidade aberta na ordem de 3 - 5% têm perda ainda maior e não pode competir com cerâmicas densas ou quase densas. A influência dos poros assim como as trincas residuais e outros defeitos formados nos contornos de grãos durante o processo de fabricação, foram explicados pela teoria clássica da mecânica e estes atuam como concentradores de tensão, uma vez que as “trincas de desgaste” começam preferencialmente por estes, diminuindo as propriedades mecânicas das cerâmicas.

O efeito negativo da porosidade na resistência ao desgaste é influenciado pelos tamanhos dos poros, pelos seus formatos e pela quantidade [91]. Kang e Hadfield [92] estudaram a influência de porosidade heterogênea no desgaste por deslizamento do par $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{aço}$. Os experimentos revelaram

que houve desgaste severo quando o tamanho dos poros eram maiores que 4 μm no diâmetro. Porém foi percebido que porosidade com menor tamanho (menores que 2 μm no diâmetro) apresentaram pouca influência no desgaste e na fadiga dos materiais em questão. Latella e O'Connor [93] observaram que para uma alumina sinterizada via fase líquida, a taxa de erosão permaneceu constante até que a porosidade foi aumentada a um certo nível, após, a taxa de erosão aumentou drasticamente.

Enquanto isso, Simchi e Danninger [94] investigaram o efeito positivo da porosidade em um aço sinterizado e atribuíram esse fator a diminuição da pressão de contato localizada devido ao aumento da deformação plástica próxima aos poros. Além disso, os poros também agiram com vazios para o aprisionamento de detritos.

2.2.6.1.3 Tipo de fratura

No ensaio deslizante de uma cerâmica a geração de trincas pelos mecanismos de fadiga e fratura frágil são mais expressivos que o dano por outros mecanismos. Davidge et alii [80] chegaram a afirmar que qualquer processo de desgaste em cerâmica pode ser explicado pela nucleação e propagação de micro-trincas nos contornos de grãos. Segundo esses autores, uma micro-trinca é nucleada e se propaga em um contorno de grão de menor energia por certa distância e conforme o processo de desgaste vai ocorrendo, há o desprendimento de material pela fratura intergranular.

Porém a mudança no modo de fratura altera a quantidade de material arrancado, uma vez que a propagação das trincas é diferente. Em um crescimento de trinca intergranular a maioria das trincas sub-superficiais encontram um contorno de grão e muitas delas vão seguir ao longo do contorno. Em alguns casos, isso pode resultar em arrancamento de material menor do que o tamanho do grão. Mas em outros, o caminho da trinca será do tamanho de um ou mais diâmetros do grão, levando ao maior arrancamento,

como ilustrado na Figura 2.28 (a). Nos compósitos, como alumina/SiC [95-97] e alumina/mulita [98], ocorre mudança de fratura e o tipo transgranular é dominante. Neste caso, o tamanho do caminho da trinca foi determinado majoritariamente pelo campo de tensões ao redor dos riscos e sulcos, conforme mostrado na Figura 2.28 (b). Essas trincas vão se propagar pelos grãos rapidamente e então são paradas pela superfície de desgaste, resultando em pequeno arrancamento. Dessa forma, pela mudança do tipo de fratura nos compósitos, o arrancamento pode ser eficientemente suprimido.

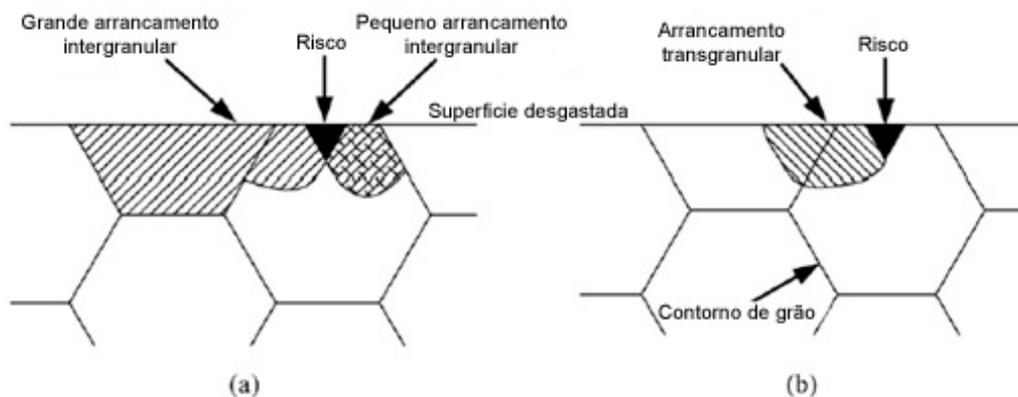


Figura 2.28 Representação esquemática da influencia do modo de fratura (a) intergranular e (b) transgranular [95].

Essa mudança de quantidade de material arrancado foi comprovada em trabalhos de estudo de desgaste comparativo entre a alumina monolítica e os compósitos alumina/SiC [95] e alumina/mulita [98] nos quais o desgaste dos compósitos foram da ordem de 2 a 4 vezes menores do que a alumina monolítica. Na alumina monolítica, houve grande deterioração pelo arrancamento de grãos, enquanto no compósito alumina/SiC houve pouca deterioração e a superfície ficou aparentemente lisa, com evidência de remoção de material por micro-corte e sulcamento, enquanto que para o compósito alumina/mulita houve a coexistência dos mecanismos abrasivos de micro-corte e fratura frágil.

2.2.6.1.4 Propriedades Mecânicas

Os processos de deformação que ocorrem nas cerâmicas podem ser classificados como dúcteis ou frágeis e dependem majoritariamente das condições de carga, velocidade e temperatura de contato. Em deformação dúctil, observada normalmente em condições de deslizamento moderado, o contato entre as rugosidades causam fluxo plástico e rearranjo do material preferencialmente à sua remoção. Conseqüentemente, resulta em baixo atrito e pouco desgaste. Entretanto, deformação frágil, predominante em contatos a altas tensões ou contra-corpo de elevada dureza, é caracterizada por extensiva fratura ao longo dos contornos de grão durante o contato. Grãos inteiros do material cerâmico podem ser arrancados gerando alta taxa de desgaste e coeficiente de atrito.

Luo et alii [98] reportaram em seu trabalho a grande melhoria das propriedades de desgaste devido à introdução de mulita como segunda fase cristalina. Essa melhoria foi explicada em função de dois fatores. Primeiramente, a mudança na resistência do contorno de grão, a qual pode impedir a ocorrência de fratura catastrófica associada à fratura intergranular. A segunda razão é o melhoramento das propriedades mecânicas pela introdução da segunda fase, baseada no modelo de Evans [32], citado anteriormente neste trabalho (Equação 2.13). O aumento da resistência no contorno foi explicado pela anisotropia do coeficiente de expansão da alumina (maior) e mulita (menor), que geram estado de tensão residual, compressão hidrostática e circunferente ao redor da alumina.

2.2.6.2 Parâmetros extrínsecos aos materiais envolvidos em um ensaio de desgaste deslizante.

2.2.6.2.1 Geometria de contato

Para os ensaios deslizantes, como mostrado na Tabela 2.2, as geometrias de contato podem variar tais como pino, cone, esfera, cilindro, anel, plano, etc; e cada configuração tem um campo específico de tensão. Examinando a literatura, foi percebido que majoritariamente os estudos de desgastes das cerâmicas utilizam geometrias de contato não-conformes como quatro esferas, esfera no disco, bola contra bola, pino no disco, cilindro no disco e outras [36,38,44,45,47-49,68,72,76,86]. A maior vantagem de usar a geometria não-uniforme é pelo bom contato entre as superfícies em deslizamento desde o início do movimento e isto prossegue conforme ocorre o desgaste. No caso da geometria de contato conforme, como plano no plano, é mais difícil de manter esse bom contato no início do teste ao longo de toda a superfície de contato cerâmico. Isso geralmente não é um problema para os metais que deformam plasticamente, porém para as cerâmicas cantos vivos são concentradores de tensão e pontos de provável fratura catastrófica resultante da alta dureza e fragilidade desses materiais. Porém, a maior desvantagem dos contatos não conformes é que a área de contato nominal aumenta gradativamente com o movimento, resultando no decaimento da pressão nominal de contato.

Foi determinado que existe maior possibilidade de comparação dos diferentes dados de taxa de desgaste presente na literatura para os metais se for utilizado o parâmetro pressão ao invés de carga [99]. Isso, pois na pressão, a geometria de contato já estaria “embutida” nessa variável. Entretanto esse fato não anula a utilidade do uso da carga aplicada para representar o comportamento de desgaste.

Por natureza, as cerâmicas são mais complexas que os metais. Elas geralmente exibem maiores variações nas suas propriedades no que pode resultar nas variações nas propriedades de desgaste. A representação pela

carga ao invés da pressão muitas vezes é mais ilustrativa nas cerâmicas devido ao decaimento da pressão normal com o aumento da área nominal de contato devido aos contatos não-conformes e pelas variações microestruturais das cerâmicas. Normalmente, a extensão do desgaste cerâmico sob contatos não-conformes é representada pelo aumento do diâmetro de contato, aumento da profundidade de desgaste e o volume de desgaste após certa duração ou distância.

Representando como a geometria do corpo influencia o comportamento de desgaste cita-se o trabalho de Xiong et alii [86] que pela mudança do ângulo de contato de um corpo cônico com o contra-corpo de 90° para 45° , obteve propriedades tribológicas diferentes com relação ao tamanho dos grãos dos demais autores [78-84] para uma alumina.

2.2.6.2.2 Contra-corpo

É de extrema importância a caracterização de ambos os corpos, corpo e contra-corpo, nos ensaios de desgaste uma vez que os resultados mostram que as propriedades de cada material causam diferenças no comportamento tribológico [100,101]. A Figura 2.29 exemplifica essa influência mostrando, de uma forma geral, a variação nos valores de atrito e na intensidade de desgaste em pares de diferentes tipos de materiais deslizando à seco. Observa-se também que pares cerâmica/cerâmica e cerâmica/metal resultam em baixa intensidade de desgaste, mas não necessariamente baixo coeficiente atrito. Para a configuração de cerâmica/polímero, foram atingidos condições de menores valores de atrito, porém alta intensidade de desgaste.

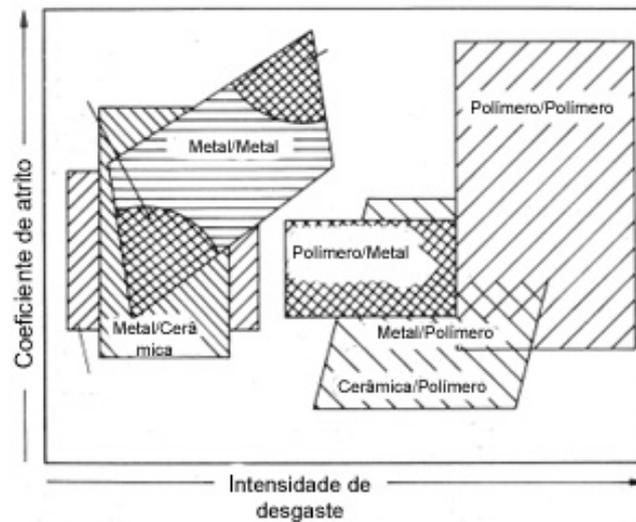


Figura 2.29 Representação esquemática da relação entre coeficiente de atrito e resistência ao desgaste em diferentes contatos em contato deslizante a temperatura ambiente [9].

Em um contato de cerâmica/metal o coeficiente de atrito depende do tipo de liga utilizado como contra-corpo e das condições de carga e velocidade, os quais influenciam diretamente a temperatura da interface e a extensão de oxidação metálica. O fato mais comum nesse contato é a formação de um filme de transferência devido à adesão e deformação plástica do metal na cerâmica [102]. Dependendo da interface, diferentes mecanismos de adesão podem ocorrer como reações químicas, oxidação, difusão ou junção seguida de deformação. Jeng e Yan [45] apresentaram que o desgaste deslizante em contato cerâmica/metal é pequeno e de difícil detecção. Ainda, conforme condições de temperatura e parâmetros observaram que existe o desgaste do metal e não da cerâmica. Dessa forma, os autores concluíram que para a análise do desgaste de corpos cerâmicos, o contato cerâmica/metal não é o mais indicado.

O uso mais conhecido do conjunto cerâmica/polímeros é em próteses ortopédicas pelas características de baixo coeficiente de atrito mesmo na ausência de lubrificantes [103]. Porém, devido à grande diferença de dureza entre esses dois materiais, a maior parte do desgaste é confinada ao polímero. Para o estudo do desgaste do corpo cerâmico, não é indicado à utilização de contra-corpo polimérico. Seu uso se justifica apenas quando a situação

tribológica requisita o estudo entre a interação desses dois materiais, como no caso das próteses.

Para o par cerâmica/cerâmica, o comportamento do desgaste e do atrito são fortemente dependentes das condições dos ensaios e das cerâmicas envolvidas [101,102]. Porém, normalmente para um par alumina/alumina valores de coeficiente de atrito ficam na faixa de 0,2 a 0,8 e dependem das condições de lubrificação. Além disso, os principais mecanismos de desgaste nestes pares são a deformação plástica, o arrancamento de grão e a fratura frágil [100-102].

2.2.6.2.3 Rugosidade Superficial

O atrito e desgaste dos pares deslizantes são consequência da rugosidade superficial já que dependem do contato das asperezas superficiais, pois resultam numa área de contato real diferente para cada valor de rugosidade. Entretanto, a rugosidade inicial comanda principalmente o período de amaciamento, independentemente do grau da mudança superficial durante o contato deslizante.

Já quanto à questão de rugosidade superficial e atrito, Sedlaček et alii [104] tentaram correlacionar esses parâmetros. Na tentativa de obter alguma correlação, o autor realizou estudo de desgaste do tipo esferas de aço no disco de alumina com rugosidades R_a de 0,005 a 73 μm . O trabalho demonstrou que conforme o método de preparação da superfície do disco, por utilização de fresa, retífica, polimento ou lixamento, mesmo mantendo a rugosidade média, houve grande mudança de outros valores de parâmetros de medida de rugosidade (R_q , R_{sk} entre outros). Devido a esse fato, foi provocado mudanças no coeficiente de atrito e na distância necessária para estabilização da curva de atrito por distância de deslizamento. Dessa forma, os autores perceberam que a maneira de preparar a superfície influencia mais do que o valor de rugosidade média medida.

Apesar de haver trabalhos experimentais no campo de rugosidade superficial e topografia das superfícies em contato correlacionando com o atrito e desgaste, a sua influência ainda não foi bem definida [104-108].

2.2.6.2.4 Carga Aplicada

Entre as variáveis dos ensaios de desgaste, a carga é uma das mais amplamente discutidas na literatura. Isso pode ser explicado porque a taxa e os mecanismos de desgaste dependem muito fortemente da carga aplicada e a tensão de contato resultante, e isso varia de uma classe de cerâmica para outra [36,38,44,45,47,60,72,99,109,110].

É consenso entre os trabalhos que analisam o efeito da carga aplicada no desgaste deslizante dos materiais, que em determinado valor de carga – chamada de carga crítica - o material apresenta uma mudança abrupta tanto no valor de taxa de desgaste quanto na superfície desgastada, representando uma transição no comportamento de desgaste. Este fato é representado na Figura 2.30 para um aço [15]. Normalmente, essa transição é justificada como resultado da aplicação de altas cargas. Isso porque nestas situações há geralmente o aquecimento por atrito, o que decresce a resistência ao cisalhamento superficial. O resultado é a deterioração mecânica e química pela propensão à ocorrência das reações triboquímicas e pelo crescimento de trincas [109]. Os valores de carga crítica reportado na literatura para a alumina foram de 40 e 80 N, e este valor dependente conforme as condições de ensaio de desgaste [44,47,68,109].

A carga crítica está associada à mudança de regime de desgaste, sendo que após este valor é esperado desgaste severo e antes regime moderado [36,45,47,68,110]. É costume nos trabalhos a separação das condições de carga correlacionando com a transição. Chama-se “região de baixa carga” a faixa de valores de carga abaixo da carga de transição e “região de alta carga” aqueles valores acima. Além disso, os autores associam a variação dos valores

de carga crítica com os mecanismos de desgaste. Nas regiões de baixa carga, a superfície é geralmente alisada e os mecanismos predominantes são as reações triboquímicas [47,109,110]. Além disso, a baixa carga facilita a movimentação de discordâncias e a formação de maclas para liberação de energia e da tensão de compressão da superfície e a deformação plástica também pode ser reconhecida [73]. Nas regiões de alta carga há o surgimento de superfícies rugosas e o desgaste é visto sob a perspectiva da resposta da alumina à tensão, ao crescimento e propagação de trincas. Dessa forma, a fratura transgranular e o arrancamento de grãos são processos comuns neste regime [47,109,110].

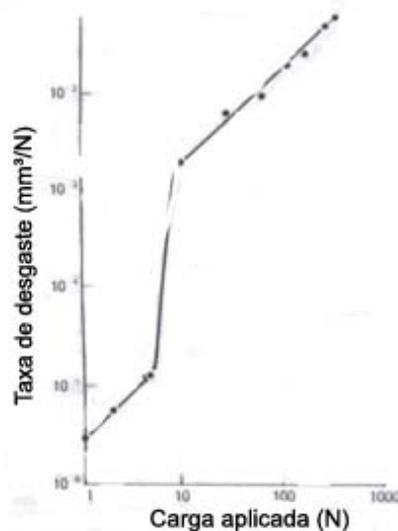


Figura 2.30 Taxa de desgaste em função da carga aplicada [15].

Outro fator apontado é que, normalmente devido à geometria de contato não - conforme dos ensaios de desgaste nas cerâmicas, as taxas específicas de desgaste decaem ou se mantêm constante para valores de altas cargas. Isso porque inicialmente existe uma alta tensão de contato, porém ao longo do ensaio, há o aumento da área de contato nominal e conseqüentemente a pressão nominal é diminuída [47,99,110]. Outros autores [95,98] interpretam esse fato em função da teoria da adesão. Quando houve a aplicação de baixas cargas ocorreu o contato elástico entre as superfícies enquanto que, em altas cargas, o contato elástico-plástico. O resultado do contato elástico-plástico foi

de uma área de contato insensível à carga [97]. Houve a mudança do tipo de contato pelas altas pressões porque altas cargas levaram ao aumento da temperatura de contato e propiciaram a deformação plástica [95,96,97,98].

Xiong et alii [44] e Blomberg et alii [60] apresentaram trabalhos de uma alumina deslizando com geometria de contato conformes e foi possível mostrar que a dependência da taxa de desgaste com a carga aplicada seguiu uma curva aproximadamente exponencial, como representada na Figura 2.31. Foram identificadas também três regiões de desgaste em relação à carga, também ilustradas na Figura 2.31, e estas foram divididas em: regiões I – desgaste moderado, região II – transição – e região III – severo. Esses autores justificaram esse comportamento devido à quantidade de material removido (detritos) e a maneira de como estes interagem na superfície. Além disso, afirmaram que a transição ocorreu quando o nível de tensão na sub-superfície ultrapassou o limite máximo de resistência do material, que permitiu o crescimento de trincas.

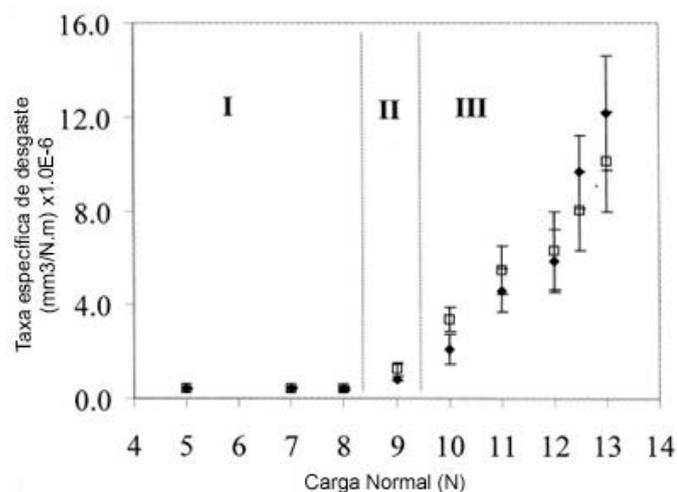


Figura 2.31 Taxa de desgaste em função da carga aplicada a uma velocidade de deslizamento de 1,0 m/s para ensaio pino no disco. □ representa valores de taxa para o disco e ◇ para o pino [44].

Outro fator interessante é que pela introdução de segundas fases, como os nanocompósitos de $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$, o comportamento da taxa de desgaste pode ser alterado em relação ao aumento da carga aplicada e mesmo alterar esse

valor [81]. Como representado na Figura 2.32, percebeu-se que pela adição de segunda fase de SiC, a taxa de desgaste diminuiu para os nanocompósitos quando comparadas a alumina monolítica e após a carga de 40N, e também que não houve a transição (carga crítica) para o nanocompósitos. Esse comportamento foi explicado pela melhoria na microestrutura dos nanocompósitos de alumina, como o refino de grão pela adição do SiC. Porém perceber-se que abaixo da carga de 40 N, considerada como carga de transição, mesmo tendo uma melhoria da microestrutura, o comportamento de desgaste foi semelhante ao da alumina monolítica.

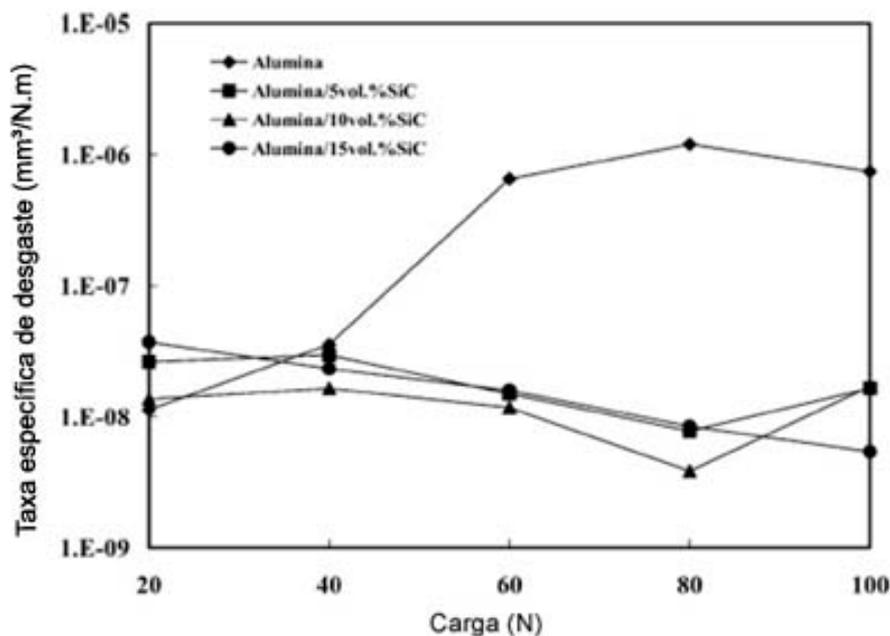


Figura 2.32 Taxa de desgaste em função da carga aplicada para alumina monolítica e nanocompósitos de alumina/carbeto silício [81].

2.2.6.2.5 Velocidade de deslizamento

Da teoria clássica do atrito e das idéias iniciais de desgaste, considerou-se que ambos não são dependentes da velocidade e da distância de deslizamento. Porém, na literatura encontra-se que esse fato não é verdade.

Isso porque é consenso entre os trabalhos que a alumina sofre transição de regime em função dos parâmetros do ensaio, e a velocidade de deslizamento é uma das variáveis responsáveis [44,100,109,111,112]. Para ilustrar esse fato observa-se a Figura 2.33, que mostra o efeito da velocidade de deslizamento no coeficiente de atrito e na taxa de desgaste de um par deslizante de Si_3N_4 . Percebe-se que ambos, μ e W , são relativamente constantes a baixas velocidades, mas aumentam consideravelmente em determinado valor, chamado de velocidade crítica ou de transição.

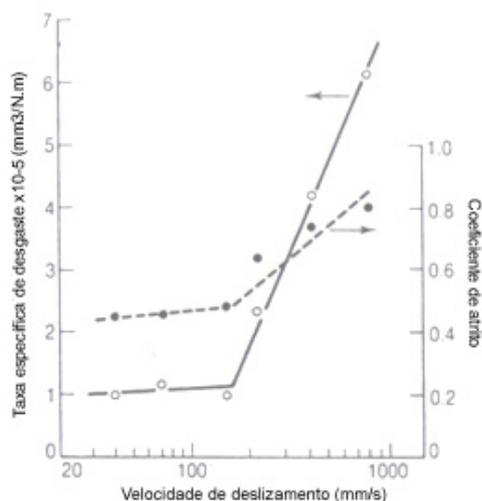


Figura 2.33 Coeficiente de atrito e taxa de desgaste como uma função da velocidade de deslizamento do Si_3N_4 numa configuração de pino no disco [10].

Da mesma forma que apresentado para a carga aplicada, na seção anterior, a velocidade crítica também esta associada à mudança de regime de desgaste, sendo que após este valor é esperado desgaste severo e antes o moderado. Logo, os trabalhos também separam as regiões em “baixa velocidade” e “alta velocidade”. Andersson e Blomberg [76] reportaram que a baixas velocidades de deslizamento, tipicamente a 0,4-0,6 m/s, o atrito se manteve constante, como ilustra Figura 2.34 (a). Já os testes executados a uma velocidade de 0,7 m/s, μ apresentou valores em dois níveis. Inicialmente, o atrito aumentou de 0,2 para 0,4 e então rapidamente aumentou e atingiu um

valor constante de 0,7, mostrados na Figura 2.34 (b). No valor mais alto de velocidade, houve a presença de barulho expressivo durante o teste e a presença de detritos de desgaste, o que foi então caracterizado como um desgaste severo. É importante salientar que esses valores variam conforme as outras condições de ensaio (carga, temperatura, lubrificação, etc) [44,100,109,111,112].

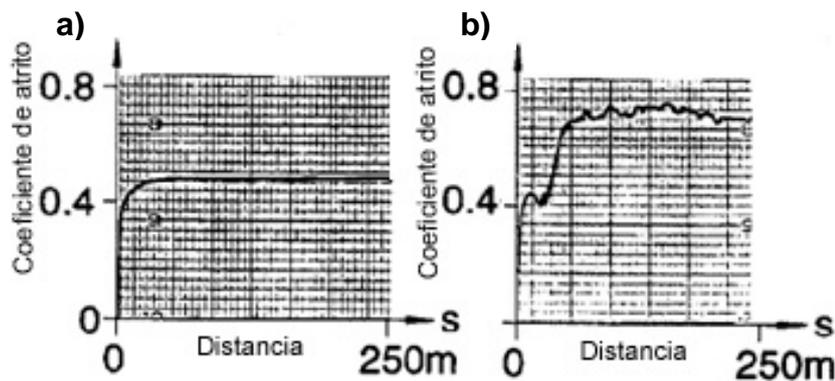


Figura 2.34 Curva de coeficiente de atrito em testes do tipo pino no disco correspondente a (a) baixa e (b) alta velocidade de deslizamento [76].

Aparentemente a carga aplicada exerce influência mais pronunciada no comportamento de desgaste do que a velocidade de deslizamento. A carga normalmente é explicada em função da condição de tensão local, que pode exceder as tensões críticas para o material enquanto que a velocidade é explicada em função do aumento da temperatura localizada [100,111,112]. Xiong et alii [44] apresentam que mesmo em velocidades baixas de deslizamento, a temperatura na região de contato pode ser da ordem de 1350°C. Isso porque devido ao baixo coeficiente de condutividade térmica, a capacidade da alumina em dissipar o calor (energia gerada pelo maior atrito) é pequena, e o aquecimento localizado ocorre. Conseqüentemente, o aumento da velocidade de deslizamento causa o desgaste severo prematuramente sob uma mesma carga aplicada e reduz o valor da carga crítica de transição de desgaste da alumina. Isso é explicado porque com o aumento da temperatura,

há mudanças nas propriedades mecânicas do material (dureza, K_{IC} e resistência, etc) e pelo choque térmico [44,46,47,68,71].

No caso da velocidade de deslizamento, normalmente os mecanismos de desgaste estão associados com aqueles decorrentes do aumento da temperatura localizada e conseqüente diminuição das propriedades mecânicas, além dos mecanismos abrasivos pela presença de detritos. Deformação plástica, fratura frágil, trincas, tribofilmes e regiões com aparência de superfície sinterizada são encontradas [45,54]. Xiong et alii [44] apresentaram que na região do desgaste moderado, a deformação plástica e formação de tribofilme foram os mecanismos responsáveis pelo desgaste, enquanto a fratura transgranular e trincas sub-superficiais foram os mecanismos dominantes do desgaste severo.

2.2.6.2.6 Distância de deslizamento

O desgaste deslizante das cerâmicas é dependente da história, isto é, do tempo ou duração do movimento. Isto, pois imediatamente após o início do movimento relativo entre as superfícies, as propriedades das superfícies e a formação do tribofilme são alteradas em função do tempo de ensaio ou distância de deslizamento. Essas modificações nas superfícies dos materiais são ativadas pelo movimento de discordâncias, mudança de fase, recristalização, difusão e reações químicas com o ambiente no contato [47].

Existem três tipos de curvas para o volume desgastado em relação ao tempo e estas são esquematicamente representadas na Figura 2.35. O tipo I representa uma taxa de desgaste constante ao longo de todo o processo. O tipo II apresenta uma transição entre uma taxa inicialmente alta até um estado relativamente constante e baixa taxa de desgaste. O tipo III mostra uma transição, catastrófica, de inicialmente baixas taxas de desgaste até uma alta taxa sendo que essa terceira é geralmente o caso das cerâmicas. A duração do deslizamento antes do desgaste catastrófico é o tempo necessário para o início

dos processos de crescimento de trincas e dependem do tipo de material, acabamento superficial e condições de ensaio.

Entretanto, a literatura aponta que para o caso da alumina, o volume desgastado tende a seguir o tipo II e, além disso, aumenta conforme há o aumento da carga aplicada, como representado na Figura 2.36. Esse fato é justificado pelos tribofilmes formados na alumina [113].

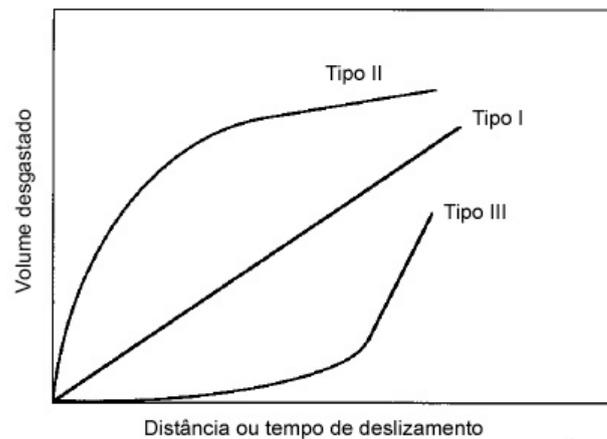


Figura 2.35 Três tipos de curvas representando o volume desgastado com a duração do ensaio [2].

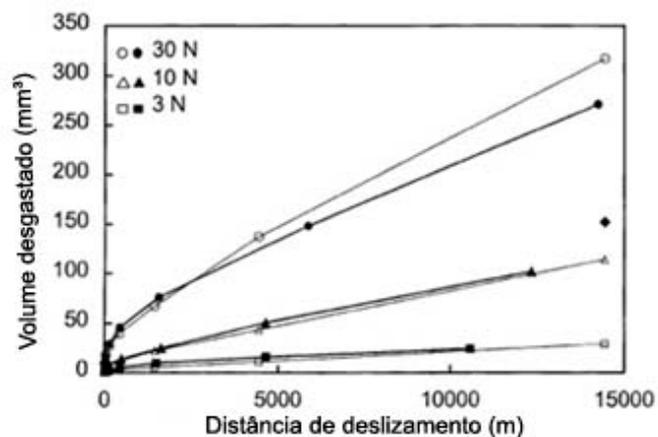


Figura 2.36 Volume desgastado para uma alumina em deslizamento em função da distância de deslizamento [110].

Entretanto o volume desgastado não aumenta linearmente com a distância de deslizamento como é esperado pela equação de Archard, mas aparentemente alcança uma condição estável (isto é, uma taxa de desgaste

constante) após uma determinada distância. Esse fato está mais bem representado na Figura 2.37. O modelo de Archard assume que o coeficiente de desgaste independe da distância de deslizamento [28,29]. Isso é uma consequência direta de outra suposição, de que a área real de contato depende apenas da carga e que todas as asperezas superficiais se deformam plasticamente. Ravikiran et alii [99] apontaram que é de se duvidar que essa suposição possa ser aplicada no regime moderado. Na realidade, os autores esperam que nesse regime, apenas as asperezas que tenham carregamentos cíclicos que excedam a tensão de escoamento deformem plasticamente, enquanto as demais deformam elasticamente. Esse fato também foi encontrado para os metais [114]. Logo, a condição de contato é complexa, pois envolve contato entre regiões plásticas e elásticas. Nas cerâmicas grande porção se deforma elasticamente, como mostrado pelo “índice de plasticidade”, e estas asperezas carregam grande porção da carga. Logo a Relação de Archard deve ser usada com cautela, já que está considera apenas deformação plástica.

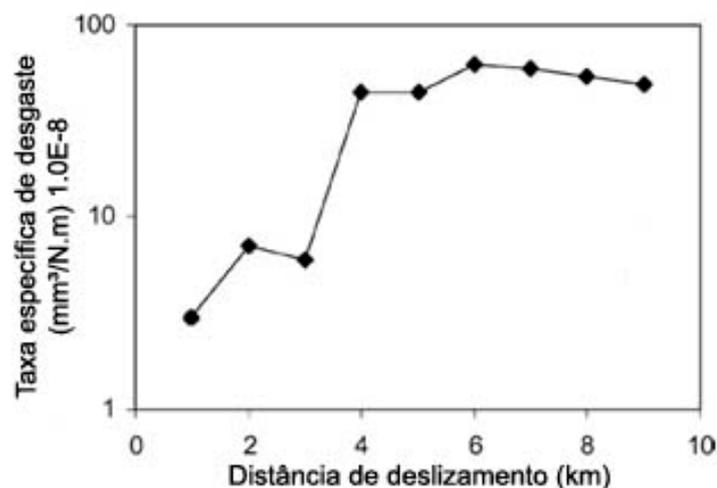


Figura 2.37 Taxa específica de desgaste de uma alumina em função da distância de deslizamento [adaptado de 113].

Além disso, a alumina apresenta um mecanismo de transição de desgaste dependente com o tempo e carga aplica e a Figura 2.38 apresenta esse fato. Percebe-se que valores de baixa carga, a taxa de desgaste se

manteve constante para longas distâncias de deslizamento. Enquanto isso, quando uma carga crítica foi atingida, houve um período de instabilidade inicial e somente após uma determinada distância, a taxa se manteve constante. Da mesma forma que para a carga e velocidade, essa transição esta associada ao regime de desgaste [81,82]. É consenso geral que a transição do regime moderado para severo é comumente observada na alumina após um tempo critico, entretanto, isso pode não ocorrer com os compósitos e nanocompósitos de alumina [85,96,97].

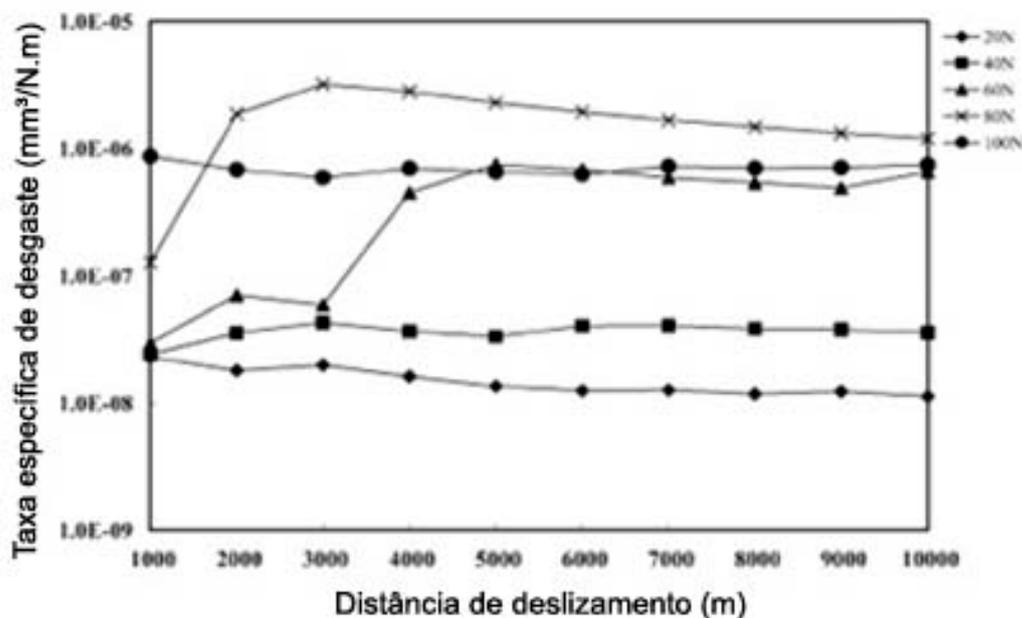


Figura 2.38 Taxa específica de desgaste em função da distância de deslizamento para várias cargas aplicadas de uma alumina em deslizamento à seco [81].

2.2.6.2.7 Diferentes atmosferas e temperatura.

Em um sistema, pode-se alterar o mecanismo atuante pela mudança do meio - como de ar atmosférico para atmosfera de nitrogênio -, pela lubrificação - de contato a seco para lubrificado - ou pela alteração da temperatura

ambiente. Isso é explicado pelas diferentes reações triboquímicas que ocorrem em diferentes meio ambientes.

Para o caso de cerâmicas não-óxidas, como o nitreto e carbeto de silício, ocorre o desgaste oxidativo a altas temperaturas pela presença de oxigênio e vapor de água. Como exemplo, pode-se citar a formação do filme de dióxido de silício na superfície desgastada destas composições, e este filme vai ser preferencialmente retirado (destacado) nas passagens cíclicas devido as suas propriedades mecânicas inferiores [49]. Porém, se existe a mudança do um meio oxidativo para uma atmosfera inerte, essa reação não ocorre [115,116].

Quanto à alumina, diferentes atmosferas e pressões de vapor levam à variadas reações triboquímicas e esses tribofilmes formados são de suma importância, já que são os responsáveis, muitas vezes, pela transição no comportamento de desgaste com os parâmetros de ensaio, como mostrado nas seções anteriores. Morfologicamente, esses filmes são camadas amorfas de detritos finos, aglomerados, reagidos e ligados por ligações fracas, normalmente de Van de Waals, que são depositados na superfície. Logo, quando comparado com o substrato de alumina densa, essas camadas são mecanicamente menos resistentes, porém com características protetivas [48].

Sasaki [117] estudou o comportamento de desgaste e atrito de várias cerâmicas, entre elas alumina, em diversos ambientes: vácuo, nitrogênio, oxigênio, nitrogênio com compostos orgânicos, ar úmido e água destilada. Observou que não somente o tipo de meio influencia, mas também a pressão em que os gases se encontram. Mostrou que a baixos valores de pressão, o coeficiente de atrito é indiferente aos ambientes de nitrogênio e oxigênio mantendo-se constante. Porém quando alcançados valores acima de 10^{-3} Pa, o coeficiente de atrito se altera, diminuindo com o aumento da pressão para ambos os gases. Esse comportamento do coeficiente de atrito em relação à pressão de gases está ilustrado na Figura 2.39. Adicionalmente, Jeng e Yan [45] determinaram que o desgaste do par alumina/alumina é maior em nitrogênio que em ar atmosférico, devido à inexistência de vapor de água. Para atmosferas de nitrogênio com compostos orgânicos, aparentemente o

coeficiente de atrito e taxa de desgaste foram menores que em atmosferas de nitrogênio seco, com exceção do vapor de N_2+CH_3COOH . Em atmosferas de $N_2+C_6H_{14}$ e C_6H_6 , alguns produtos poliméricos provenientes de reações foram observados na superfície de deslizamento. Esse fato sugeriu que compostos orgânicos não apenas formam uma camada absorvida na superfície, mas algum tipo de filme reagido.

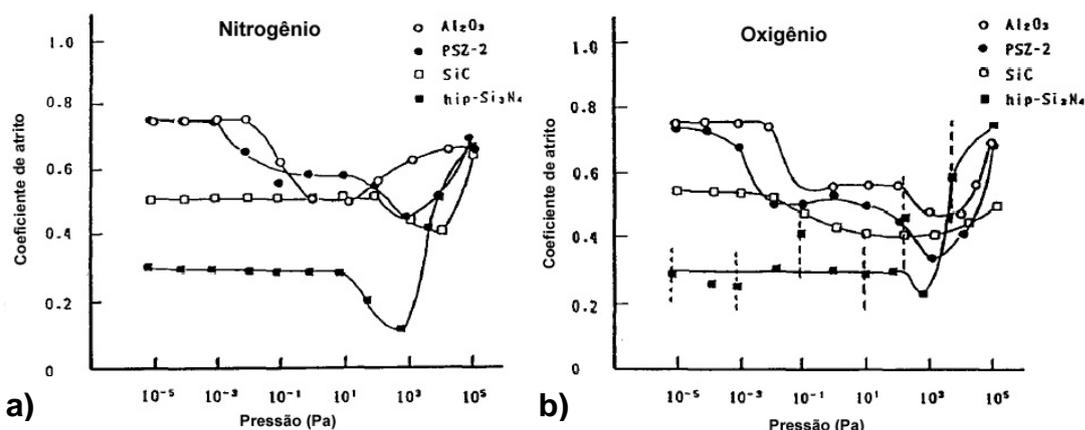


Figura 2.39 Comportamento do coeficiente de atrito em atmosfera de (a) nitrogênio e (b) oxigênio [adaptado de 117].

Quanto à umidade, Sasaki [117] apresentou que para a alumina a taxa específica de desgaste e o coeficiente de atrito diminuem com o aumento da umidade relativa, como representado na Figura 2.40. Para um ensaio lubrificado, ou seja, umidade de 100% obteve-se os menores valores de W e μ devido a menor interface de contato e efetiva reação dos detritos com a água. Pela análise da Figura 2.40 percebe-se que a existência de pontos críticos de umidade relativa, de 20 e 70%. Para valores de umidade entre 20 e 70% a taxa de desgaste manteve-se constante, porém para valores abaixo de 20% houve aumento significativo e acima de 70% diminuição de W . Comportamento semelhante também foi observado para o coeficiente de atrito, representado na Figura 2.40 (b). Outros autores apresentaram valores de 30% e 10% para o aumento da taxa e atrito [10,50].

É fato que o desgaste produz partículas extremamente finas e estas ficam aprisionadas, se aglomeram e formam uma nova superfície na área de contato. É consenso que essas partículas aglomeradas controlam o

comportamento de desgaste e atrito da alumina e, além disso, transições na taxa de desgaste estão associados à cinética de formação dos tribofilmes, devido à mudança nas condições de carregamento e ambientais, inclusive de pH [109,118-121].

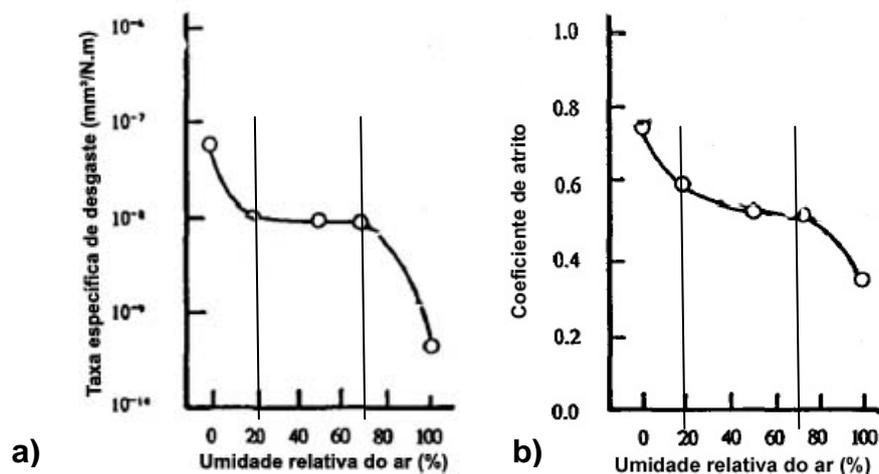


Figura 2.40 (a) Taxa específica de desgaste e (b) coeficiente de atrito em função da umidade relativa do ar para uma alumina [adaptado de 117].

Em baixas velocidades, Al_2O_3 em ar úmido forma camada superficial de boemita pelas reações triboquímicas. Como essa camada tem baixa resistência ao cisalhamento, gera menores valores de coeficiente de atrito. Com o aumento da velocidade, a temperatura de contato aumenta, apesar das reações de formação serem aumentadas. Essa camada não é mecanicamente mais forte do que a alumina sendo então destacadas da superfície. O atrito aumenta pela maior resistência ao cisalhamento das asperidades superficiais, o que leva a fratura frágil, gerando uma intensidade severa de desgaste [55]. Uma das explicações da proteção dada pelas camadas de tribofilme de hidróxido de alumínio no deslizamento da alumina em ambientes úmidos é que esses hidróxidos têm camada cristalina lamelar, as quais provem a lubrificação semelhante ao grafite. Entretanto essa conclusão não é suportada pela pequena redução no coeficiente de atrito [50].

Outro fator importante de consideração, quanto às cerâmicas óxidas, é que o crescimento de trincas é sensível ao tipo de meio ambiente (principalmente a água) pela corrosão sob tensão e pelo Efeito Rebinder.

Na alumina, por exemplo, a presença de moléculas polares como H_2O , $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ e NH_3 aumentam consideravelmente o crescimento de trincas de forma drástica, efeito conhecido como corrosão sob tensão [14,17,117,122]. Esse processo está ilustrado na Figura 2.41. Inicialmente, uma molécula de H_2O se orienta com a ligação metal-oxigênio-metal (M-O-M) localizada na ponta da trinca em uma cerâmica óxida, de tal forma que, um par de elétrons da molécula de água é alinhado com o íon metálico da ligação M-O-M, ocorre uma ponte de hidrogênio entre o oxigênio da ligação (O-M) e o hidrogênio da água. Em seguida, a tensão na ponte H-O-M causa uma reação química. Simultaneamente há a transferência do oxigênio da água para o metal da ligação M-O-M e um próton para oxigênio da ligação (OM). Duas novas ligações são formadas, entre o íon metálico e o oxigênio da água e uma ligação fraca e residual entre o hidrogênio da água e o oxigênio inicialmente ligado ao íon metálico. Por fim, há a ruptura da ligação fraca de hidrogênio (Van der Waals) e oxigênio da água e ocorre a separação dos grupos, gerando uma interface, como ilustrado na Figura 2.41. Porém, se há a formação de tribofilme, este previne que a corrosão sob tensão ocorra [117].

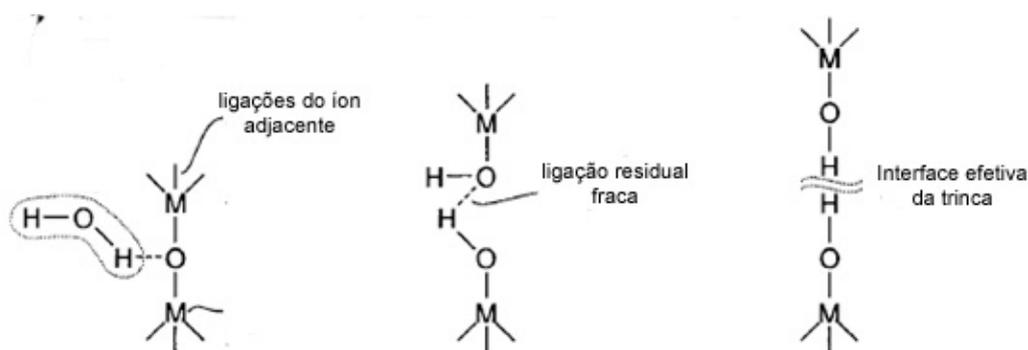


Figura 2.41 Corrosão sob tensão causada pela água em cerâmicas óxidas [adaptado de 14].

O Efeito Rebinder é quando o meio ambiente influencia no fluxo plástico afetando a mobilidade das discordâncias próximas a superfície [10,15]. Este

efeito diminui a resistência mecânica e torna a deformação plástica mais fácil pela redução da energia superficial, devido a absorções físicas reversíveis na superfície. Dessa forma, nas cerâmicas não-óxidas, por apresentarem tribofilmes óxidos, a movimentação das discordâncias superficiais é mais difícil, o que dificulta o mecanismo de fluxo plástico por Efeito Rebinder.

A influência da temperatura ambiente no volume desgastado e no coeficiente de atrito está demonstrado na Figura 2.42 na qual se observa que nas temperaturas abaixo de 200°C e acima de 800°C, o volume desgastado e coeficiente de atrito é baixo. Porém, em situações intermediárias, de 200 a 800°C, ΔV e μ podem alcançar altos valores [2].

Além disso, Yang et alii [121] reportaram que de acordo com a natureza e características do tribofilme formado na alumina, este pode ser classificado em três tipos e é fortemente dependente com a temperatura. O tipo mais comum é aquele composto por pequenos detritos aglomerados e porosos formando pedaços relativamente grandes e trincados. Essa superfície é geralmente rugosa, possui fraca aderência entre o material de base e a camada aglomerada, resultando em uma região trincada e fraturada. Uma camada desse tipo é ilustrada na Figura 2.43 e é normalmente encontrada na faixa da temperatura ambiente a 500°C.

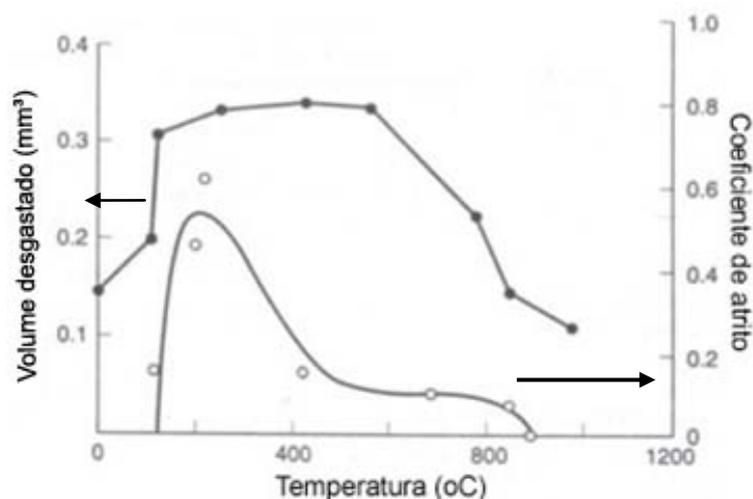


Figura 2.42 Coeficiente de atrito e volume desgastado em função da temperatura para α -alumina [10].

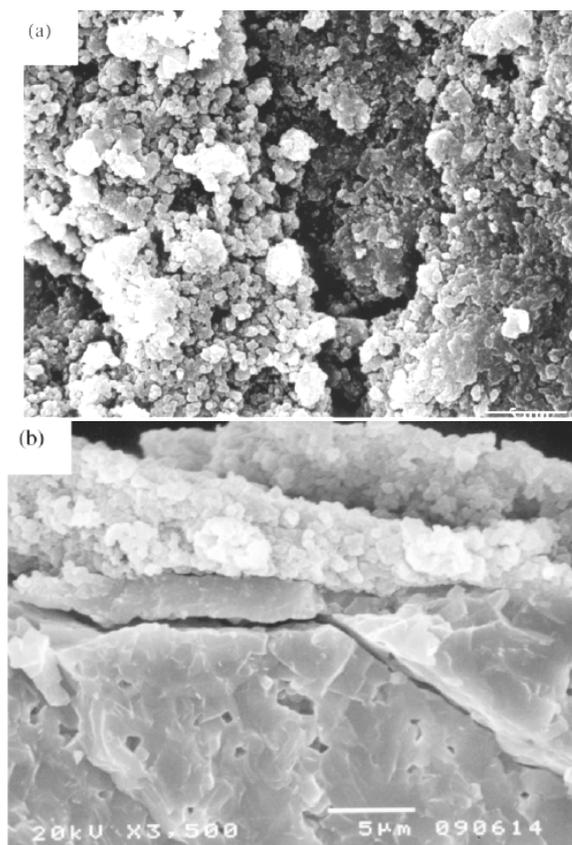


Figura 2.43 Morfologia típica de uma camada de tribofilme do tipo I em alumina: (a) superfície e (b) seção transversal [121].

2.3 Aplicações de cerâmicas resistentes ao desgaste

Nos processos industriais o uso de materiais que sejam resistentes ao desgaste nos equipamentos que funcionam em condições de atrito e em ambiente abrasivo é importante para prevenir ou diminuir o desgaste e, também, para reduzir o tempo ocioso (parado para manutenção). Além do tempo de operação, o menor desgaste desses aumenta o desempenho e qualidade dos processos. Alguns metais e polímeros comumente usados em condições de desgaste são facilmente destruídos, especialmente se o material processado é transportado em meio corrosivo, a altas velocidades e pressões, ou se a parte empregada é submetida à elevada temperatura. Nessas

condições, alguns materiais cerâmicos vêm sendo utilizados, pelas suas características de material com estabilidade de propriedades a altas temperaturas e inércia química. Exemplo disso são os guias fios e mancais. Cerâmicas também têm apresentado elevado potencial de substituição em ferramentas de corte e pistões [123].

Cerâmicas usualmente utilizadas para aplicações de proteção ao desgaste são corpos densos de alumina, zircônia e outras cerâmicas de não-óxidos como carbetos, boretos e nitretos [5]. Composições como Si_3N_4 , Al_2O_3 , SiC e ZrO_2 , apesar de não possuírem valores altos de tenacidade, podem ser utilizadas como tribo-componentes, desde que sejam exercidos esforços de compressão [57]. Alguns exemplos bem sucedidos de usos são o Si_3N_4 como mancais de bola, SiC em situações mecânicas de mancais contendo água salgada ou lubrificadas com água. Além disso, CBN, Si_3N_4 , Al_2O_3 , e compósitos como $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{NbC}$ e outras cerâmicas estão sendo usadas como ferramenta de corte no lugar do aço rápido tradicional [124-128]. Já o ZrO_2 é usado como material para guias e moldes nos processos de manufatura [57]. Esses diversos usos são devido à combinação das reações únicas triboquímicas dessas cerâmicas, e dos altos valores de dureza e módulo elástico que as levam a serem utilizadas em condições tribológicas extremas.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para se alcançar o objetivo geral deste trabalho, ou seja, estabelecer condições e procedimentos para a aplicação do ensaio de desgaste deslizante do tipo pino no disco na caracterização do comportamento de desgaste de cerâmicas densas, foram realizados estudos experimentais de desgaste não lubrificado para alumina densa e com tamanho de grãos micrométricos, compondo os pinos de corpos de prova e os discos como contra-corpo. Tomando como referência os experimentos relatados na literatura, como discutidos na Seção 2.2.6, os ensaios foram realizados sob duas condições de umidade relativa do ar no ambiente de ensaio e variando a velocidade de deslizamento e a carga aplicada. A variação desses dois parâmetros de ensaio foi realizada de modo a determinar as condições limites de velocidade de deslizamento e carga aplicada que resultam na transição do desgaste moderado para desgaste severo. Para evitar um número de ensaios excessivo, foi adotado um procedimento de tal modo que a cada ensaio, com uma determinada combinação de velocidade e carga, seguia-se a caracterização do regime de desgaste ocorrido e, com base nesse resultado, definiam-se os valores de velocidade e carga do próximo ensaio.

Para a caracterização do regime de desgaste, foram adotados três critérios. O primeiro é relativo à taxa específica de desgaste, o segundo é relativo às características da superfície desgastada e o terceiro, ao perfil de rugosidade da superfície inicial e desgastada.

Dessa forma, o procedimento experimental adotado, como apresentado esquematicamente na

Figura 3.1 pode ser dividido basicamente em três etapas principais:

- 1) Confecção dos pinos cilíndricos com calota esférica e confecção dos discos: para os pinos foram feitos testes de sinterização para a obtenção de corpos de alumina densa com microestrutura homogênea, livre de porosidade, densidades relativas próximas a 99% e tamanho médio de grãos pequeno (em torno de 1,0 μm) além de distribuição estreita dos tamanhos dos grãos. Os contra-corpos de

desgaste na forma de discos foram produzidos com uma formulação comercial, com características semelhantes às dos pinos, fornecidos pela Empresa Saint Gobain Cerâmicas e Plásticos.

- 2) Os ensaios de desgaste deslizantes não lubrificados foram realizados em um tribômetro do tipo pino no disco, sob um carregamento de peso morto com combinação de cargas que variaram de 2 a 70 N e velocidades de 0,05 a 1,0 m/s, mantendo a distância de deslizamento constante de 5.000 m.
- 3) Caracterização do regime de desgaste – moderado, transição e severo por meio do cálculo da taxa específica de desgaste e da análise da superfície desgastada por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e perfilometria ótica.

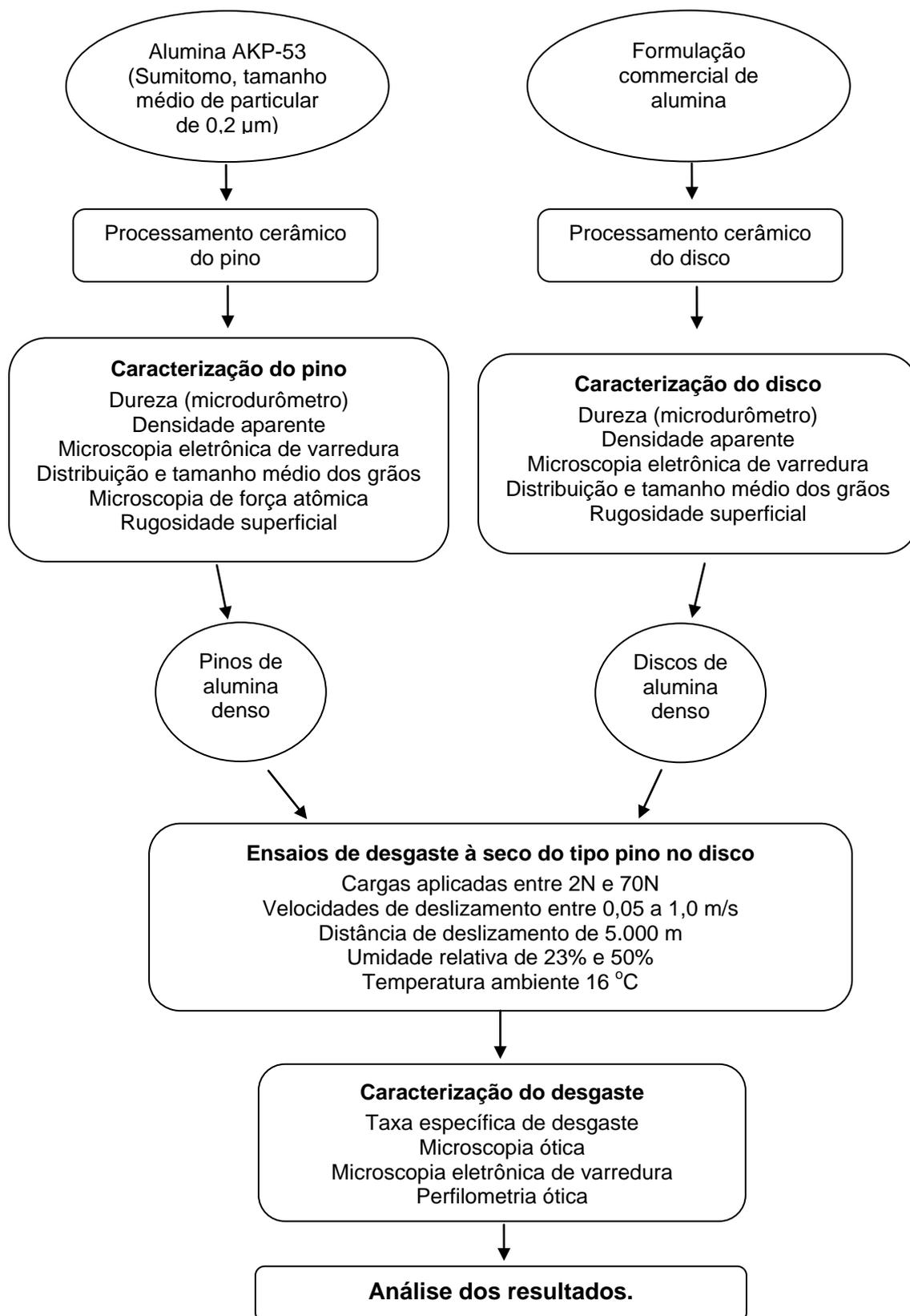


Figura 3.1 Diagrama de bloco representado as etapas de ensaios do trabalho.

3.1 Material Utilizado

Em todos os ensaios realizados, o pó utilizado para a confecção dos corpos de desgaste sob a forma de pinos semi-esféricos foi preparado a partir do pó de óxido de alumínio (Al_2O_3) comercial AKP-53 Sumitomo Chemical do Japão, com tamanho médio de partículas especificado pelo fornecedor de 0,2 μm . Os teores de impurezas dessa alumina, segundo o fabricante, são apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composição química da Al_2O_3 -AKP-53 fornecida pelo fabricante.

Al_2O_3	>99,995%
Si	16 ppm
Na	10 ppm
Mg	10 ppm
Ca	10 ppm
Fe	10 ppm

Para os contra-corpos de desgaste na forma de discos, foi utilizada uma composição comercial de alumina produzida pela Saint Gobain Cerâmicas e Plásticos – divisão Cerâmicas Especiais Vinhedo – São Paulo - SP. As matérias primas precursoras utilizadas para a preparação da composição foram principalmente aluminas comerciais de alta pureza, sendo as principais impurezas presentes o silício, sódio, cálcio e ferro em teores menores que 0,2% e o diâmetro médio de partículas desta formulação em torno de 0,8 μm .

3.2 Preparação dos corpos de prova

3.2.1 Corpos de desgaste: pinos cilíndricos com ponta semi-esférica

3.2.1.1 Desaglomeração e secagem do pó

Visando à obtenção de pós livres de aglomerados, para a conformação dos corpos de prova cilíndricos semi-esféricos para realização nos ensaios de desgaste, o pó de alumina AKP-53 foi submetido a uma etapa de desaglomeração em moinho de bolas convencional. Com base na literatura e em trabalhos realizados no mesmo laboratório e em condições similares [129,130], a desaglomeração da alumina foi feita em meio alcoólico num frasco de polipropileno (Nalgene), com bolas de zircônia (5 mm) com a relação de bolas/material de 2:1 por 10 horas. Foi utilizado como dispersante 0,2% em peso de PABA (ácido 4-aminobenzóico) e como lubrificante 1,0% em peso de ácido oléico. Com intuito de melhorar a sinterabilidade e minimizar o crescimento de grãos, foi adicionado a alumina 100 ppm de óxido de magnésio na forma de cloreto de magnésio hexahidratado ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$) da marca Synth.

Para evitar a segregação do pó, a quantidade adicionada de álcool etílico PA foi tal que ao final do processo de desaglomeração, o material resultante apresentava características de pasta (em torno de 35% em peso) e a secagem foi realizada ainda no interior do frasco de moinho de bolas (aberto) sob agitação, com o auxílio de um fluxo de ar dirigido para o interior do frasco. Após a secagem, o pó foi passado em peneira de nylon malha 80, para homogeneização dos tamanhos dos aglomerados fracos de pó formados durante a secagem.

3.2.1.2 Conformação dos corpos de prova

Considerando a revisão da literatura, como apresentada nas Seções 2.1.2 e 2.2.6.2.1, os corpos de prova utilizados para os ensaios de desgaste deslizantes do tipo pino no disco foram confeccionados no formato de pinos cilíndricos com ponta semi-esférica como apresentado na Figura 3.2, resultando em uma superfície de contato não conforme de esfera contra plano do disco.

Estes corpos de prova foram conformados primeiramente por prensagem uniaxial em molde de aço lubrificado com uma calota esférica (em negativo no pistão) na forma de pinos de aproximadamente de 10,85 mm de altura, 6,60 mm diâmetro do cilindro e raio da calota semi-esférica de 2,75 mm, apenas para dar forma. A compactação efetiva (aumento da densidade a verde devido a maior compactação) foi realizada através de prensagem isostática a 200 MPa após testes de prensagem.

Devido à geometria complexa do corpo de prova tendo em vista o processo de prensagem, foram necessários alguns cuidados. Na etapa de prensagem uniaxial do pó desaglomerado, foi necessário manter esse pó com um pequeno teor do álcool no qual foi desaglomerado. Caso contrário, com o pó tornando-se seco, a lubrificação entre as partículas torna-se menos efetiva. Isso gera dificuldades na conformação da calota esférica no molde, devido a distribuição mais heterogênea da pressão na cavidade da calota. Nessa situação ocorria o desprendimento da calota durante a desmoldagem. Outro fator importante foi a quantidade de lubrificante utilizado para lubrificar as paredes do molde. Foi utilizado um lubrificante com propriedades hidrofóbicas e aplicado um papel absorvente em todas as regiões do molde para evitar quaisquer excessos do mesmo.

Outro fator crítico observado foi a pressão de compactação na prensagem uniaxial. Diferentes valores de pressão resultariam em variadas densidades a verde e variação das dimensões finais do corpo a verde após a prensagem isostática. A importância do controle dimensional dos pinos após

sinterização deve-se a necessidade de perfeito ajuste do pino na garra do equipamento de desgaste.

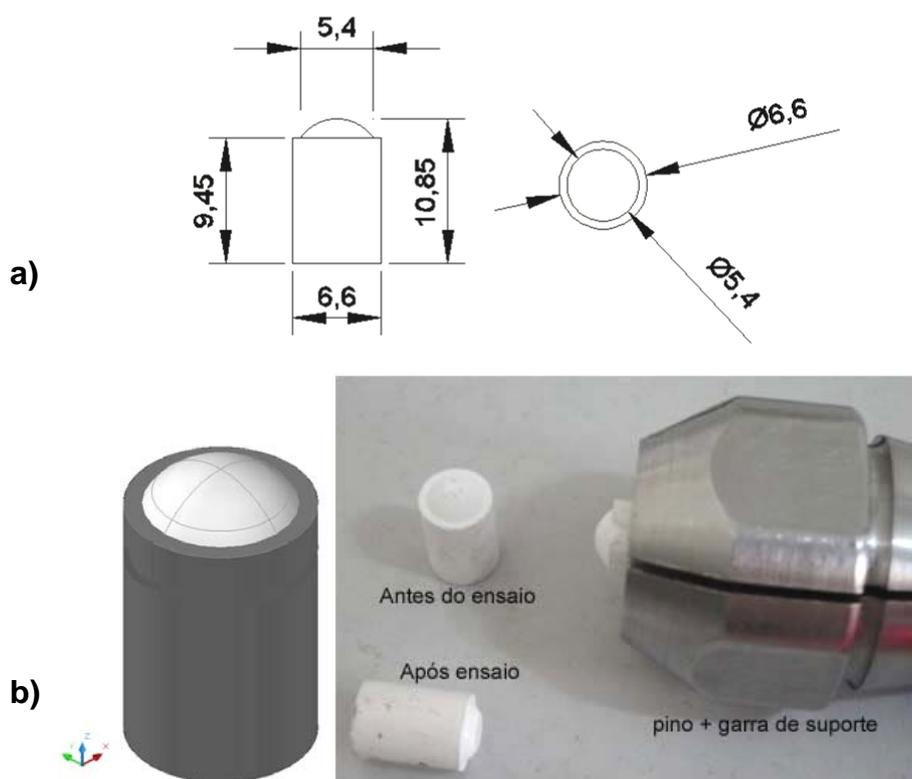


Figura 3.2 (a) Desenho do pino cilíndrico com ponta semi-esférica e (b) fotografia do pino antes e após ensaio e sistema pino + garra de suporte no equipamento de desgaste.

Antes da sinterização, os corpos de prova receberam um pré-tratamento para eliminação dos aditivos de conformação e contaminantes a uma temperatura de 400°C por 2 horas a uma taxa de aquecimento de 2°C/min, realizados em atmosfera de ar ambiente, em uma mufla aquecida por resistência elétrica.

Na sinterização dos pinos o objetivo foi a obtenção de corpos com a máxima densidade, o menor tamanho médio de grãos e distribuição de grãos estreita. Para isso, foram realizados testes de sinterização em condições similares às já estabelecidas em estudos anteriores para o mesmo material de partida [129-131].

Dessa forma, os ensaios preliminares de sinterização foram realizados em alto vácuo e ao ar com taxas de 15°C/min em dois patamares sendo um intermediário de 1050°C e o segundo variando de 1350°C a 1400°C sendo ambos os patamares finais de 2 horas. A Tabela 3.2 apresenta a atmosfera de sinterização e a temperatura de patamar utilizada para cada ensaio de sinterização. A condição de sinterização que apresentou resultado mais satisfatório foi utilizada para a preparação de todos os corpos de prova em forma de pino utilizados no presente estudo.

Tabela 3.2 Atmosfera e temperatura de patamar secundário utilizado para os testes de sinterização.

Atmosfera	Temperatura (°C)
Ar	1350
Ar	1400
Alto Vácuo	1350
Alto Vácuo	1370

Para a sinterização em alto vácuo utilizou-se um forno elétrico modelo 1100-4080-W2 marca Thermal Technology Inc. (ASTRO Division) com elemento resistivo de tungstênio com bomba de alto vácuo (aproximadamente 10^{-6} bar) marca ALCATEL, acoplada e o controle de temperatura feito através de termopar de tungstênio/tungstênio-rênio. Para as sinterizações ao ar, foi utilizado um forno da marca LINN modelo HT 1800, com elemento resistivo de dissiliceto de molibidênio (Super-Kanthal), com controle de temperatura feito através de um termopar Pt/Pt-Rh (tipo B).

3.2.1.3 Caracterização dos corpos de prova em forma de pinos

A caracterização dos corpos de prova sinterizados foi feita a partir das medidas de densidades aparente, microscopia eletrônica de varredura,

medidas da distribuição e tamanho médio dos grãos, microdureza Vickers, rugosidade superficial e microscopia de força atômica.

3.2.1.4.1 Densidade Aparente

Medidas de densidade aparente (DA) dos corpos de prova sinterizados, foram feitas usando o método de imersão em água baseado no princípio de Archimedes utilizando-se a seguinte relação:

$$DA = \frac{M_s}{M_u - M_i} \rho_i \quad (3.1)$$

Onde:

M_s : massa da amostra seca;

M_u : massa da amostra após ela ter permanecido imersa em água durante 24 horas;

M_i : massa da amostra imersa em água;

ρ_i : é a densidade da água na temperatura em que foi realizada a medida.

As medidas dos pesos seco, imerso e úmido foram feitas em balança analítica com precisão de $\pm 0,0001$ g. Os resultados de densidade aparente são apresentados em termos de porcentagem da densidade teórica DA(%DT) para a alumina pura (densidade teórica DT de $3,98 \text{ g/cm}^3$) conforme a seguinte relação:

$$DA(\%DT) = 100x \frac{DA}{DT} \quad (3.2)$$

3.2.1.4.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A análise microestrutural das amostras sinterizadas foi realizada em superfícies polidas e atacadas termicamente utilizando microscópio de varredura de alta resolução, modelo XL-FEG, marca PHILIPS após serem recobertas com uma fina camada de ouro em uma evaporadora (evaporação por 30 segundos) modelo SCD-004, marca Balzers. Para tal, as amostras foram cortadas na seção transversal de forma a analisar todo o corpo (semi-esférica e parte cilíndrica) com disco diamantado, embutidas em resina termoplástica de polietileno e desbastadas com lixas de carbetto de silício em granulometrias decrescentes de 240 a 600 mesh. O polimento foi feito com pasta de diamante com diâmetro médio de partículas de 15, 9, 6, 3 e 1 μm numa politriz automática marca Büheler modelo Minimet, usando como lubrificante líquido próprio de lubrificação para diamante da mesma marca. Os ataques térmicos feitos para revelar os contornos de grãos foram realizados a 20°C abaixo da temperatura em que foram sinterizadas, por um tempo de 30 minutos e resfriadas rapidamente.

3.2.1.4.3 Medidas de tamanho e distribuição de tamanhos de grãos

Para a determinação do tamanho médio de grão foi utilizado procedimento realizado em trabalhos anteriores, conforme descrito em Chinellato [131], para duas condições de sinterização, uma em alto vácuo e outra ao ar, que geraram os maiores valores de densidade aparente – DA(%DT).

Como as imagens da superfície polidas obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) às vezes apresentam uma baixa definição dos contornos dos grãos, mesmo com o tratamento das imagens por brilho e contraste, a definição dos contornos de grãos não foi suficiente para que o programa de análise de imagens utilizado pudesse delimitar corretamente os contornos entre os grãos. Dessa forma utilizou-se um programa de edição de

imagens para delimitar manualmente estes contornos e assim permitir a correta leitura dos contornos pelo programa. Um exemplo de tratamento de imagem é mostrado na Figura 3.3.

Para cada amostra foram medidos, no mínimo, 300 grãos a partir das micrografias obtidas no MEV nas mesmas condições. Esse número de grãos medidos foi suficiente para ser representativo da amostra, sendo que a precisão relativa, em um intervalo de confiança de 99%, foi menor do que 10% da média de tamanho de grãos daquela amostras. Além disso, um fator multiplicativo de correção de 1,56 foi utilizado para corrigir os valores médios dos tamanhos de grãos [132].

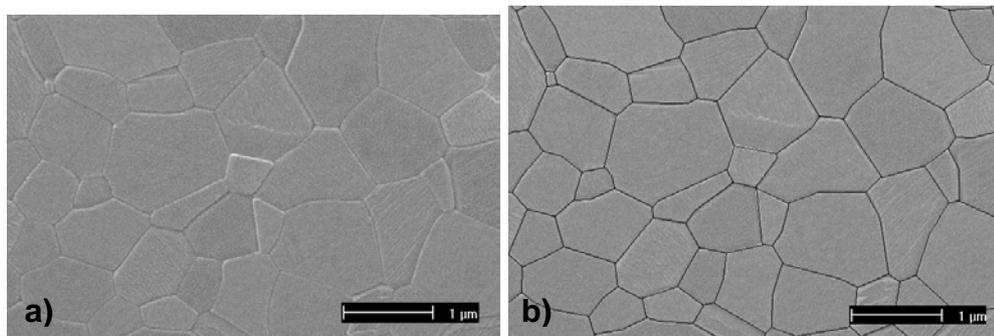


Figura 3.3 Micrografia de corpo em prova em forma de pino após a sinterização: (a) imagem de superfície polida e atacada termicamente obtida por MEV e (b) imagem final após tratamento de imagens em software e contornos delimitados manualmente.

Para representar a distribuição de tamanhos de grãos, os dados obtidos foram então exportados para um software de análise estatística, para a construção de histogramas de distribuição de tamanho, construindo-se um gráfico de número de ocorrências (freqüência) de tamanhos em função de intervalos de tamanho. A freqüência é dada pelo número de grãos dentro de um intervalo específico de tamanho, que é normalizado pelo número total de grãos contados na amostra. A curva que melhor representou os dados foi uma gaussiana.

3.2.1.4.4 Microdureza Vickers e tenacidade a fratura

Para a realização dos ensaios de microdureza e tenacidade a fratura, os corpos de prova foram preparados e polidos com o mesmo procedimento da Seção 3.2.1.4.2. As impressões foram realizadas em um microdurometro com indentador de diamante (ângulo de 136°) da marca Büheler. A carga utilizada foi de 1.000g (9,8N) que acarretou na formação de trincas no material para posterior medida de tenacidade e os resultados de dureza foram obtidos a partir da Equação 3.3.

$$Hv = \frac{1,8544xP}{b^2} \quad (3.3)$$

Onde: H_V é a dureza Vickers, P a carga aplicada em Kgf e b é o tamanho da marca feita no material em mm.

Para a determinação do K_{IC} de cada impressão calculou-se o valor médio do tamanho da trinca (c) de cada impressão e aplicou-se o modelo proposto por Antis e colaboradores [133]. O cálculo da tenacidade à fratura é apresentado na Equação 3.4.

$$K_{IC} = 0,016 \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \frac{P}{c^{3/2}} \quad (3.4)$$

Onde:

K_{IC} = tenacidade à fratura do material (MPa.m^{1/2}),

c = comprimento da trinca (m) e

E = módulo elástico (GPa).

3.2.1.4.5 Rugosidade Superficial

Foram medidos os parâmetros de rugosidade média (Ra) e rugosidade quadrática média (Rq). Para medidas de rugosidade superficial dos pinos foram utilizados duas formas: via microscopia de força atômica (AFM) e por perfilometria ótica.

3.2.1.4.5.1 Perfilometria Ótica

Para as medidas de perfilometria as superfícies das amostras foram limpas por ultrassom em meio alcoólico e posteriormente em acetona, e em seguida, secas em estufa por no mínimo uma hora a 100°C.

O perfilômetro é constituído basicamente de uma ponteira de diamante acoplada diretamente a um transformador diferencial variável linear. O princípio básico para a realização de uma medida é a seguinte: após focar a superfície a ser analisada com a utilização de uma lente, o apalpador se move na direção horizontal sobre a superfície do corpo, ocorrendo um deslocamento do apalpador na vertical, em resposta as características da superfície. Esse deslocamento é monitorado pelo transformador e o sinal elétrico na saída é amplificado, digitalizado, processado e mostrado num monitor de vídeo. Essas imagens processadas são armazenadas e posteriormente tratadas através de filtros em *software* específico do equipamento.

Através desse equipamento foi possível, além dos valores de medidas de rugosidade Ra, Rq e a obtenção de imagens representativas da superfície em duas e três dimensões e assim como o perfil destas em diferentes direções no plano (x,y,0). As medidas de rugosidade superficial foram realizadas em perfilômetro ótico marca Veeco, modelo Wyko NT1100, pertencente ao Laboratório de Usinagem de Precisão, da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC/USP) e o *software Vision-Wyko* foi utilizado para o tratamento das imagens.

3.2.4.5.2 Microscopia de força atômica

Os microscópios de varredura por sonda, caso do AFM, utilizam-se da interação entre as forças sonda-amostra para traçar o mapa da superfície. Constituintes básicos de AFM são a sonda (uma ponta metálica de dimensões quase atômica), uma cerâmica piezoelétrica para posicionar o objeto e fazer varreduras, circuitos de realimentação para controlar a posição vertical da sonda e fazer a varredura e um computador para controlar os circuitos, armazenar dados e os converter em imagens topográficas por meio de softwares específicos.

O princípio básico para a realização de uma análise é a seguinte: inicialmente a sonda é colocada em contato ou muito próxima à superfície a investigar, dando origem a uma interação fortemente localizada entre a sonda e a amostra. A cerâmica piezoelétrica permite a movimentação lateral da amostra em relação a sonda, descrevendo o padrão de varredura. Pelo mecanismo de monitoração, a variação da interação sonda-amostra é detectada durante a varredura e esta informação é passada ao sistema de realimentação que controla a separação entre sonda e a amostra. Este processo é inteiramente controlado por computador, que recebe os dados e os converte em imagem. As imagens são captadas e tratadas posteriormente por um *software* específico do equipamento [134].

Igualmente como na seção anterior, as amostras foram limpas e secas conforme o procedimento descrito. Porém, anteriormente a esse passo, as amostras passavam por etapa de corte para se adequar a dimensões necessárias para as análises em microscopia de força atômica (AFM), sendo que extremo cuidado foi tomado para não danificar ou alterar a superfície que seguiu para a observação.

O microscópio de força atômica empregado neste estudo foi um microscópio MultiMode™ IIIa SPM da Digital Instruments, pertencente ao Laboratório de Caracterização Estrutural do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos – LCE-DEMa/UFSCar. Este equipamento opera com uma sonda de nitreto de silício do tipo NP em forma

de V, da Digital Instruments. O sinal que é resolvido pela ponta resulta do encurvamento da viga, que por sua vez é medido pela deflexão de um feixe de laser incidente no cantilever. O modo de varredura utilizado foi o contato, no qual a ponteira toca suave e constantemente a amostra. Desta forma as forças repulsivas dominam a interação entre ponteira e amostra. Esta forma de obtenção de imagens é mais indicada para amostras rígidas, pois a amostra não é danificada pela varredura da ponteira do cantilever. Através desse equipamento foi possível obter, além imagens bidimensionais e tridimensionais da superfície, valores de medidas de rugosidade Ra e Rq.

3.2.2 Contra-corpos de desgaste: discos planos

Em decorrência de suas especificações de forma, superfície e, em particular, de suas dimensões, o processo de produção dos discos planos foi encomendado à empresa Saint Gobain Cerâmicas e Plásticos – Divisão Cerâmicas Avançadas – Vinhedo – São Paulo – SP, líder no setor de produtos industrial de peças densas de alumina. Foi efetuado projeto do processo de produção e definidas as características e propriedades que os discos planos e densos de alta alumina deveriam alcançar.

3.2.2.1 Processamento do pó

As matérias primas utilizadas para a produção da formulação comercial de alumina foram inicialmente misturas e moídas, por um determinado tempo, em moinhos de bolas para diminuir e estreitar a distribuição do tamanho de partículas. Nesta etapa também foram adicionados aditivos de processamento para a adequação da barbotina para moagem e posterior secagem em atomizador. O pó seco granulado e uniformizado seguiu para a etapa de conformação.

3.2.2.2 Conformação dos corpos de prova

Conforme solicitado ao produtor dos discos planos de alta alumina, as peças de contra-corpos de desgaste foram prensadas isostaticamente conforme projeto e desenho ilustrado abaixo na Figura 3.4. Para tal, estas foram prensadas isostaticamente, e após seguiram para procedimento de usinagem a verde.

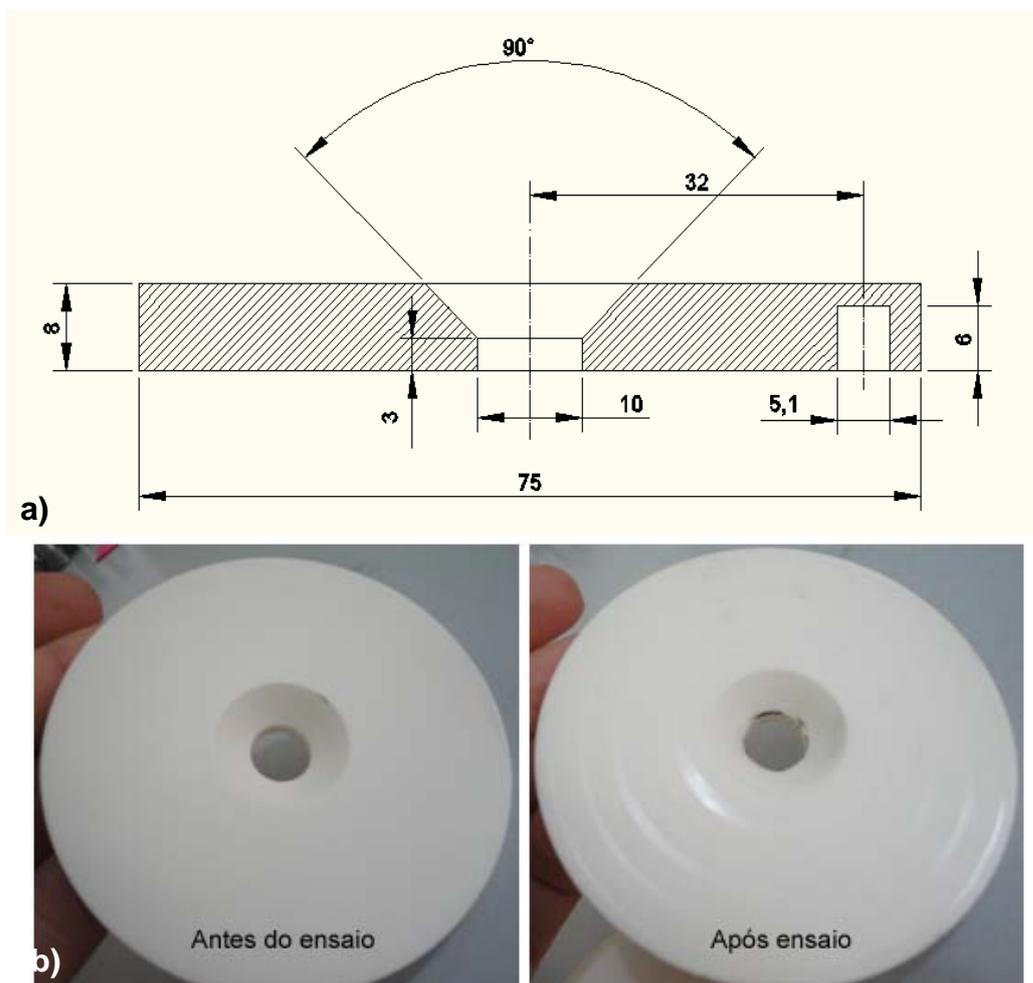


Figura 3.4 (a) Desenho do disco plano de contra-corpo de alumina de composição comercial e (b) fotografia do disco antes e após ensaio de desgaste.

3.2.2.3 Sinterização dos corpos de prova

Os discos planos foram sinterizados na própria empresa produtora de tal forma que os produtos obtivessem valores de densidade relativa $DA(\%DT)$ superiores a 99%, porosidade e absorção de água aproximadamente zero. Após a sinterização, os discos foram retificados em retifica plana até atingir valores de rugosidade média abaixo de $Ra \leq 0,3 \mu m$, conforme sugere a norma ASTM G-99 [135].

3.2.2.4 Caracterização dos corpos de prova

A caracterização dos corpos de prova sinterizados foi realizada do mesmo modo que as análises dos pinos cilíndricos. Os discos também foram caracterizados quanto às medidas de densidade aparente, microscopia eletrônica de varredura, distribuição e tamanho médio dos grãos, microdureza Vickers, tenacidade a fratura e rugosidade superficial somente via perfilômetro ótico, de acordo com os procedimentos descritos nas Seções 3.2.1.4.1, 3.2.1.4.2, 3.2.1.4.3, 3.2.1.4.3, 3.2.1.4.4 e 3.2.1.4.5.1.

3.3 Ensaios de desgaste deslizante do tipo pino do disco

Antes do início dos ensaios de desgaste as amostras foram limpas em ultrassom (em álcool etílico e acetona PA) para garantir uma superfície livre de sujeiras provenientes do processamento dos corpos de prova e devido a manuseio. Em seguida, estas foram secas em estufa por no mínimo duas horas. Após a realização dos ensaios, o mesmo procedimento de limpeza foi adotado visando o cálculo do volume desgastado ΔV (explicado na Seção 3.3.1) da amostra para posterior cálculo da taxa específica de desgaste W . A

taxa específica de desgaste foi calculada baseada na Equação de Archard (Equação 2.11) e conforme a norma ASTM G 99-05 [132], descrita pela Equação 3.4:

$$W = \frac{\Delta V}{L \cdot s} \quad (3.4)$$

Na qual W é a taxa específica de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), ΔV é o volume de material removido (mm^3); L é a carga aplicada (N), s a distância percorrida (m).

Os ensaios de desgaste deslizantes sem lubrificação foram realizados no equipamento de desgaste (tribômetro) do tipo pino no disco, utilizado no sistema de peso morto para aplicação da carga, fabricado pela PLINT modelo TE67, o qual foi adquirido pelo Projeto Temático FAPESP no 01/01516-3, pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos – DEMa/UFSCar, ilustrado na Figura 3.5.

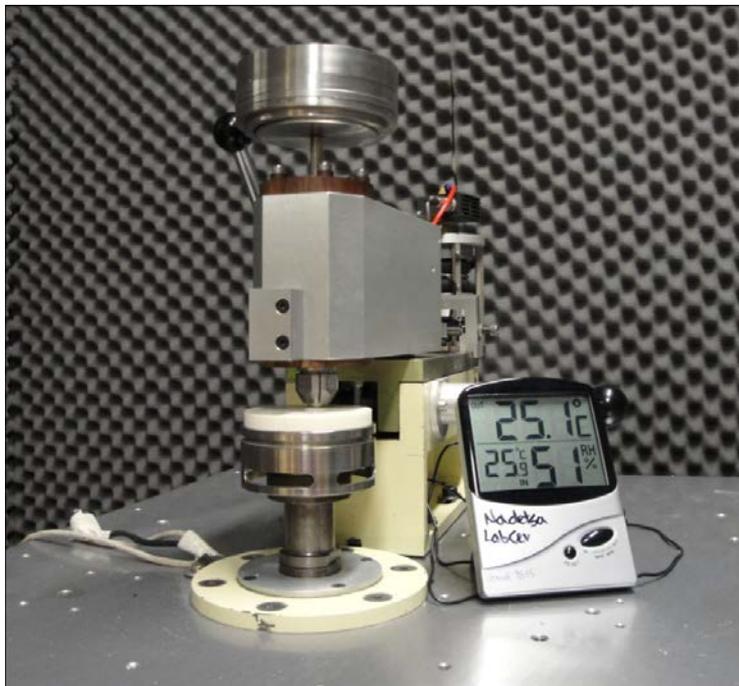


Figura 3.5 Tribômetro do tipo pino no disco PLINT TE67 operando em sistema de peso morto.

3.3.1 Métodos de cálculo de volume desgastado (ΔV)

Na literatura encontram-se usualmente algumas formas de medidas de volume desgastado ΔV , estes podem ser feitos por medidas gravimétricas de perda de massa (em balança) e por medidas geométricas (pela medida do diâmetro da cicatriz) e pela profundidade da trilha [136]. Para algumas combinações de velocidade/carga, foram realizadas medidas de volume desgastado por perda de massa e medida do diâmetro da cicatriz de desgaste nas pontas dos pinos. Os resultados foram comparados quanto à dispersão e repetibilidade. Pela comparação entre os resultados, apresentados na seção Apêndice A.1, a maneira mais confiável de medida de volume de desgaste foi via método geométrico, pela medida do diâmetro da circunferência da cicatriz de desgaste. Dessa forma, esse método foi utilizado no resto do trabalho.

A seguir é apresentada a metodologia seguida para a realização das diferentes medidas de volume desgastado.

3.3.1.1 Medida gravimétrica:

O volume desgastado (ΔV) da amostra cilíndrica via método gravimétrico foi medido através da chamada “perda de massa” ou volume desgastado após a realização dos ensaios de desgaste. Como o material em estudo possui densidade conhecida, e pela medida da massa do corpo em balança sensível (precisão de $\pm 0,0001\text{g}$), é possível calcular o volume desgastado utilizando-se a relação de densidade, massa e volume. Isto foi feito através da diferença entre a medida da massa do corpo limpo antes (m_1) e depois de submetido ao ensaio de desgaste (m_2), sendo então dividido pela densidade conhecida do material (no caso a densidade calcula conforme a Seção 3.2.4.1) e esses valores foram multiplicados por 1000 por questões de análise dimensional, conforme apresentada pela Equação 3.5:

$$\Delta V(\text{mm}^3) = \frac{m_1 - m_2}{DA} \cdot 1000 \quad (3.5),$$

Onde m_1 é a massa pesada da amostra limpa antes do ensaio (em gramas), m_2 a massa pesada da amostra limpa após realização do ensaio e DA é a densidade da amostra (em g/cm^3) após sinterização.

3.3.1.2 Medida geométrica:

O volume desgastado (ΔV) da amostra cilíndrica via método geométrico foi medido através da circunferência da cicatriz de desgaste (“*worn scar*”) na semi-esfera após o ensaio, utilizando-se de microscopia ótica da superfície. Utilizando relações trigonométricas e cálculo de volume de sólidos semi-infinitos foi calculado o raio da semi-esfera e da calota que representa a porção do volume desgastado em relação à circunferência de desgaste, este último calculado pela Equação 3.6

$$\Delta V = \left(\frac{\pi h}{6} \right) \times \left[\frac{3d^2}{4} + h^2 \right] \quad (3.6)$$

Onde $h = r - \left[r^2 - \frac{d^2}{4} \right]^{\frac{1}{2}}$ e d é o diâmetro da cicatriz deixada pelo ensaio de desgaste na região da semi-esfera e r é o raio da semi-esfera ($r = 2,75\text{mm}$) no pino.

A maioria das imagens usadas para o cálculo da cicatriz de desgaste, obtidas em microscópio ótico com câmera fotográfica acoplada em aumento de 50X e após as medidas dos diâmetros (no mínimo três medidas) foram feitas em software específico. Uma imagem típica está ilustrada na Figura 3.6. Para essas imagens foi utilizado um microscópio ótico marca Olympus BX41M-LED com aumentos de 50 a 1000X com câmera fotográfica acoplada marca

Lumenera Infinity e software específico *Infinity* para a captação de imagens. Para aquelas superfícies em que não foi possível fazer a medida por microscopia ótica devido as dimensões da cicatriz, os diâmetros foram medidos por microscopia eletrônica de varredura. Para garantir a validade e comparação dos resultados através de dois métodos de medida, estes foram comparados quanto à equivalência dos resultados.

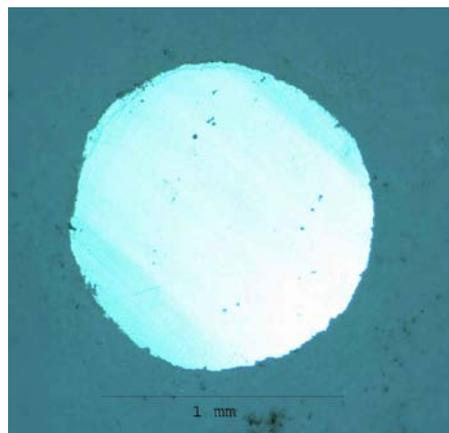


Figura 3.6 Imagem via microscopia ótica da cicatriz de desgaste de uma amostra após ensaio.

3.3.2 Adequação da garra de suporte pino/equipamento

Para o desenvolvimento deste trabalho foi necessário projetar uma garra para o suporte do pino no tribômetro, diferente entre as fornecidas com o equipamento devido às dimensões do corpo de desgaste. Na Figura 3.7 a), está representado o sistema de fixação pino+garra no equipamento de desgaste e na Figura 3.7 b) estão representadas todas as garras usadas nesse trabalho, tal como a garra fornecida pelo fabricante do equipamento de desgaste (indicada na figura pelo número 5).

Para o desenvolvimento foram feitas algumas tentativas em que foram usinadas quatro garras com desenho e materiais metálicos diferentes. Essas são indicadas pelos números na Figura 3.10: 1) aço duro H13, 2) aço inox 420,

3) liga de alumínio e 4) aço 1040. Após testes durante a execução dos ensaios de desgaste do tipo pino no disco (melhor discutidos na Seção Apêndice), a garra de aço inox, destacada na figura, foi a mais adequada para o desenvolvimento deste trabalho.

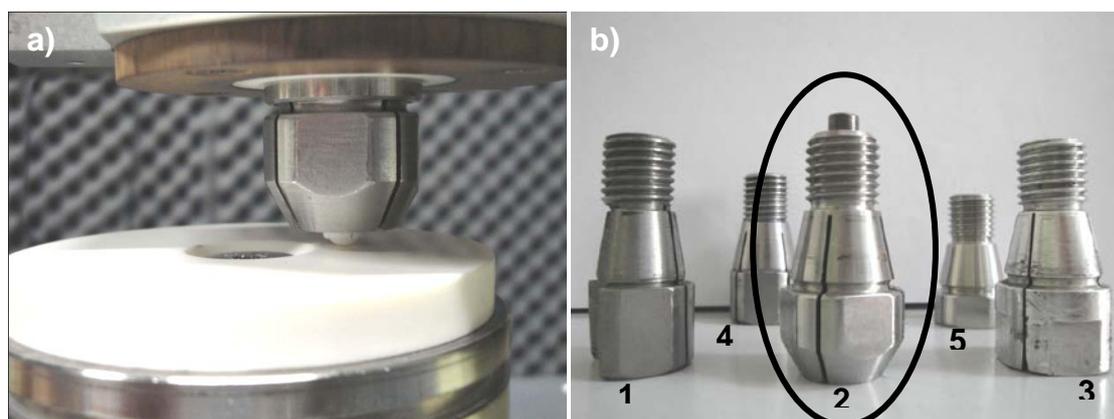


Figura 3.7 a) Pino + garra de fixação no equipamento de desgaste e b) conjunto de garras de suporte pino/equipamento usadas e desenvolvidas para este trabalho.

3.3.3 Variação dos parâmetros extrínsecos velocidade de deslizamento, carga aplicada e umidade relativa do ar.

Todos os ensaios de desgastes foram realizados a temperatura constante de $16 \pm 2^{\circ}\text{C}$, a uma distância de deslizamento de 5.000 m e em trilhas de desgaste no disco, com raio variado de 35 a 15 mm (intervalos de 5 mm quando no mesmo disco).

3.3.3.1 Variação da velocidade de deslizamento e carga aplicada

Para uma mesma condição de umidade relativa do ar no ambiente de ensaio, os ensaios de desgaste foram feitos variando a carga normal aplicada e a velocidade de deslizamento, de modo a construir um diagrama de desgaste.

Uma hipótese desse trabalho foi a possibilidade de descrever e analisar o comportamento sob desgaste das amostras de alumina com base na idéia da descrição dos mapas de desgaste, porém com a utilização de um procedimento direto para descrever diagramas simplificados entre dois parâmetros de ensaio – velocidade de deslizamento e carga aplicada- sem a necessidade de excessivo número de ensaios e amostras.

A Figura 3.8 tentar ilustrar o procedimento adotado. As setas indicam aumento ou diminuição do valor do parâmetro (carga ou velocidade) e as diferentes geometrias dos pontos, o regime de desgaste de cada combinação carga/velocidade. Inicialmente, o ensaio partiu de uma combinação de velocidade e carga típica para os ensaios de alumina densas, descritos na literatura. Feito o ensaio, caracterizado o regime de desgaste ocorrido, as próximas combinações de carga e velocidade foram definidas pelo aumento ou diminuição sucessivo de um ou do outro parâmetro até encontrar a região de transição entre os regimes. No conjunto dos ensaios realizados as cargas variaram de 2N a 70 N enquanto a velocidade de 0,1 a 1,0 m/s. As cargas aplicadas também podem se representadas em função da pressão de contato. Para o cálculo da tensão hertziana, p_m , foram usadas as Equações 2.6 e 2.7. Os valores usados para o modulo elástico e para o coeficiente de Poisson foram retirados da literatura para uma alumina densa. Os respectivos valores foram, $E = 366 \text{ GPa}$ e $\nu = 0,21$ [137].

A caracterização do regime de desgaste ocorrido a cada ensaio foi feita conforme discutido na Seção 2.2.3, com a determinação da taxa específica de desgaste e caracterização da superfície de desgaste.

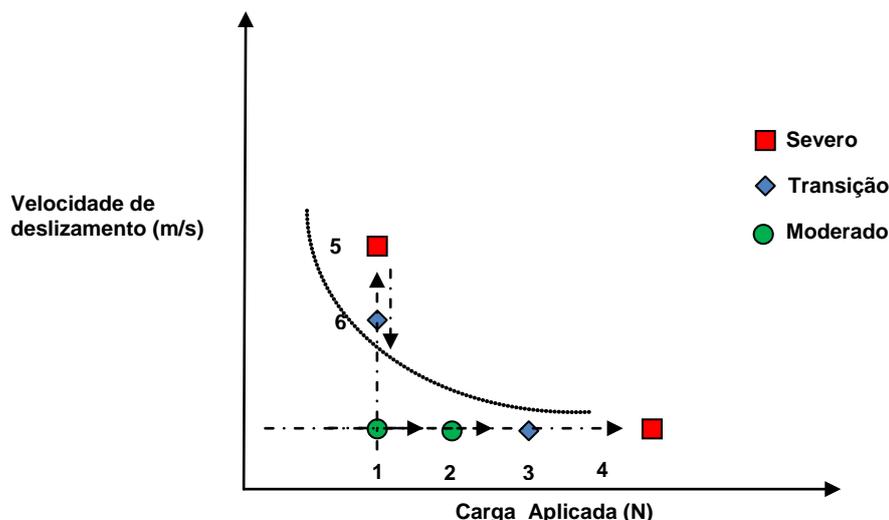


Figura 3.8 Ilustração do procedimento utilizado escolha das combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada para o procedimento e como resultado final, descrição do diagrama de desgaste.

3.3.3.2 Variação da umidade relativa do ar

A influência da umidade relativa no desgaste também foi estudada em relação à possibilidade de reações de formação dos tribofilmes na alumina. Inicialmente os ensaios foram realizados em atmosfera controlada com $50 \pm 3\%$ de umidade relativa do ar, nesse caso chamada de atmosfera úmida. O controle da umidade, assim como da temperatura ambiente foi feito pela instalação de um ar condicionado de 1000 BTUs, sendo que a sala aonde se encontra o equipamento é fechada, pequena e de fácil controle por este método. Não houve um controle mais rigoroso do ambiente, pois pela literatura, a faixa de umidade que possibilita as reações é apontada entre 30 e 70% (ver seção 2.2.6.2.7), sendo a decisão de manter a $50\% \pm 5$ devido à possibilidade de comparação entre os resultados obtidos.

Para valores de baixa umidade, na qual a literatura aponta que não há a formação de tribofilmes (abaixo de 20%), foi criado um sistema localizado próximo apenas aos pares deslizantes, utilizando-se de uma caixa de polietileno vedada e contendo pequenos sacos (para aumentar a área de

contato) de TNT com sílica gel como meio desumidificador do ambiente, como mostrado na Figura 3.9. Utilizando-se esse sistema, um valor constante de $23\% \pm 2$ de umidade relativa do ar foi alcançado e mantido durante a execução dos ensaios. Igualmente, para garantir que todo ensaio fosse realizado em condição de baixa umidade, após a abertura para a troca de amostras, sempre foi aguardado em torno de meia hora para obtenção do equilíbrio da umidade antes de iniciar o movimento. Além disso, anteriormente a cada ensaio, foi feita a secagem da sílica gel em estufa a 100°C por no mínimo uma hora.

Para ambas as condições de umidade, este parâmetro foi acompanhado durante todas as rotinas de ensaios através de um higrômetro localizado sempre ao lado dos pares deslizantes.



Figura 3.9 Tribômetro com sistema de controle de umidade.

3.4 Caracterização da superfície de desgaste

As superfícies desgastadas das amostras foram analisadas por microscopia ótica, por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e perfilometria ótica.

3.4.1 Microscopia ótica

Todas as amostras ensaiadas foram analisadas por microscopia ótica por duas razões: a) medida da circunferência da cicatriz de desgaste para cálculo do volume desgastado (Seção 3.3.1.2) e b) para visualização da superfície desgastada, se está possuía aparência alisada ou se continha riscos “grooves”, trincas e condições superficiais que indicaram mudança no regime de desgaste. Para essas imagens foi utilizado um microscópio ótico descrito na Seção citada acima.

3.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

Após análise prévia por microscopia ótica e pelo cálculo da taxa específica de desgaste, amostras (pinos e discos) de ensaios de combinação de velocidade e carga que apresentaram discrepâncias nos resultados ou características que se adequavam a dois regimes de desgaste, foram analisadas via microscopia eletrônica de varredura para análise detalhada da superfície. Para essas imagens foi utilizado MEV descrito na Seção 3.2.1.4.2.

3.4.3 Perfilometria Ótica

Da mesma forma que no item anterior, amostras (pino e disco) de ensaios de combinações de velocidade e carga que apresentaram discrepâncias nos resultados ou características que se adequavam a dois regimes, tiveram o perfil de rugosidade analisado via perfilometria ótica. Para essas análises foi utilizado perfilômetro ótico descrito na Seção 3.2.1.4.5.1.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir são apresentados e discutidos os resultados obtidos.

4.1 Caracterização dos materiais de corpo e contra-corpo

Os corpos de ensaio aqui denominados como corpo (pino) e contra-corpo (disco) de desgaste foram caracterizados quanto as suas propriedades de densidade aparente $DA(\%DT)$, microestrutura, tamanho médio e distribuição do tamanho dos grãos, rugosidade superficial e microdureza Vickers.

4.1.1 Pino de corpo de desgaste

Foram realizados testes de sinterização para obtenção de pinos cilíndricos com ponta semi-esférica densa e com tamanho e distribuição de tamanho de grãos pequeno e estreito. A Tabela 4.1 apresenta os resultados de densidade aparente em relação à densidade teórica $DA(\%DT)$ obtidas para as diferentes sinterizações. As sinterizações que apresentaram maior densidade aparente foram a de $1400^{\circ}C$ ao ar, com $DA(\%DT)$ de $97,90 \pm 0,25$ e a de $1370^{\circ}C$ em alto vácuo, $DA(\%DT)$ $99,04 \pm 0,86$. A temperatura de $1350^{\circ}C$, tanto ao ar e em alto vácuo, apresentou os menores valores de densidade aparente e estes foram, respectivamente, $DA(\%DT)$ $95,56 \pm 0,80$ e $97,31 \pm 0,86$. As amostras obtidas, uma em cada atmosfera de sinterização diferente, que alcançaram maior densidade (no caso as sinterizadas a $1400^{\circ}C/ar$ e a $1370^{\circ}C/vácuo$) foram caracterizadas quanto a microestrutura, distribuição, tamanho médio e fator de forma de grãos.

A Figura 4.1 apresenta as microestruturas obtidas para estas últimas duas condições. Para ambas as imagens, os corpos apresentaram uma boa

distribuição do tamanho de grão, sem a presença de crescimento exagerado de grãos e os poros encontrados são pequenos, fechados e localizados nos pontos triplos. Durante as análises micrográficas, não foram encontradas evidências da presença de fase líquida nos contos dos grãos. Analisando a distribuição e o tamanho de grãos, ilustrados na Figura 4.2, a condição de 1400°C/ar apresentou menor valor de tamanho médio de grão, de $1,0 \pm 0,5$ e fator de forma de 1,83 enquanto que a temperatura de 1370°C/alto vácuo maior valor, de $1,34 \pm 0,8$ e fator de forma de 1,37.

Tabela 4.1 Densidade aparente, dada em porcentagem da densidade teórica DA(%DT), tamanho médio e fator de forma de grãos das amostras sinterizadas por diferentes temperaturas e atmosferas.

Temperatura (°C)	Atmosfera	DA (%DT)	Tamanho médio de grãos (µm)	Fator de forma
1350	Ar	95,56 ± 0,80	-	-
1400	Ar	97,90 ± 0,25	1,0 ± 0,5	1,83
1350	Alto vácuo	97,31 ± 0,86	-	-
1370	Alto vácuo	99,04 ± 0,69	1,4 ± 0,8	1,37

Analisando os valores de densidade aparente, distribuição e tamanho de grãos e as microestruturas, a condição de 1370°C/alto vácuo foi escolhida para ser usada no desenvolvimento do trabalho. Apesar dessa condição de sinterização possuir tamanho de grão um pouco maior (30%) que a 1400°C/ar, esta temperatura possui os maiores valores de DA(%DT) e assim, conseqüentemente, menor porosidade, propriedade intrínseca que afeta consideravelmente as propriedades mecânicas das cerâmicas, bem como as de desgaste. Os valores de dureza e tenacidade a fratura desta microestrutura foram medidos e são respectivamente, $18,18 \pm 0,53$ GPa e $2,9 \pm 0,46$ MPa.m^{1/2}.

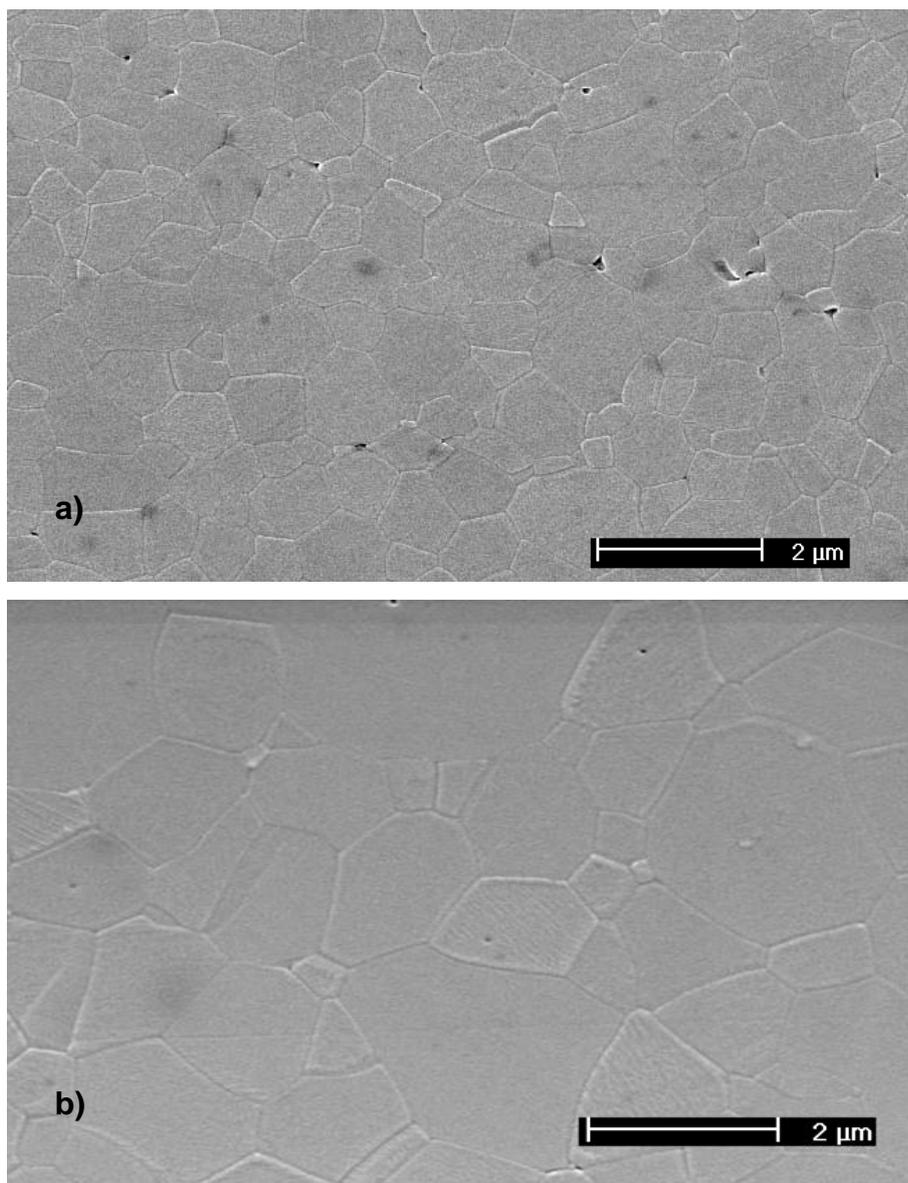


Figura 4.1 Micrografias obtidas por MEV de alumina sinterizada por 2 horas a:
a) 1400°C ao ar e b) 1370°C alto vácuo.

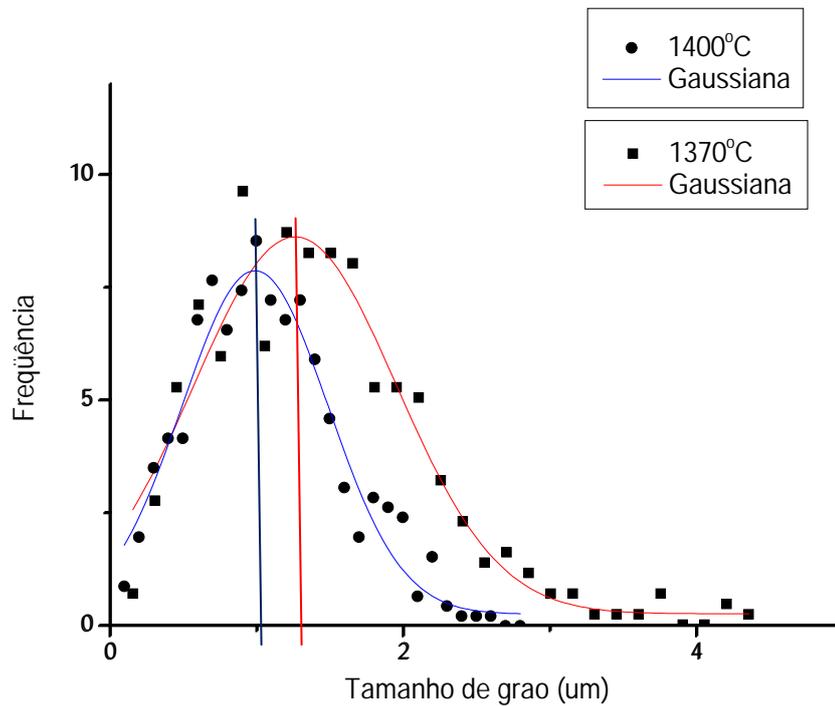


Figura 4.2 Distribuição de tamanho de grãos das amostras sinterizadas a 1400°C/ar e 1370°C/alto vácuo.

Quanto à questão da rugosidade superficial, foram utilizados dois métodos (microscopia de força atômica e perfilometria ótica) para a medição. Em ambos os métodos, a rugosidade média Ra foi em torno de 3,5 μm . É importante salientar que esse alto valor de rugosidade obtido para o pino decorre do fato que a superfície não sofreu nenhum processo de polimento após a sinterização, isso pela dificuldade de adequar um sistema de polimento homogêneo e reprodutível para esse formato de amostra. Por outro lado, a rugosidade da superfície esférica do pino deve ter alguma influência apenas no início do ensaio (curta distância de deslizamento), com mínimo efeito sobre o desgaste total. Logo, foi decidido usar a superfície da amostra como obtida da sinterização. A Figura 4.3 apresenta a superfície obtida via AFM e os valores de rugosidade encontrados foram de Ra de 3,11 μm e Rq de 4,00 μm . Nas extremidades da imagem de AFM observa-se a presença de alguns vales profundos (como destacado na imagem pelas setas). Porém isso ocorre porque a amostra possui geometria côncava e inadequada (para o cantilever do aparelho). Dessa forma esses vales representam na verdade não defeitos

superficiais, e sim uma limitação da técnica. Além disso, é possível observar o perfil de asperidades, sendo que o contato real entre as superfícies deslizantes se deu nestes pontos, gerando uma área de contato específica. Igualmente, as imagens obtidas por perfilometria ótica também não apresentaram a evidências de defeito superficial (trincas, poros grandes, etc) e uma imagem típica está representada na Figura 4.4. Os valores de rugosidade medidos via perfilometria foram de $Ra\ 3,84 \pm 0,47\ \mu\text{m}$ e $Rq\ 5,01 \pm 0,52\ \mu\text{m}$.

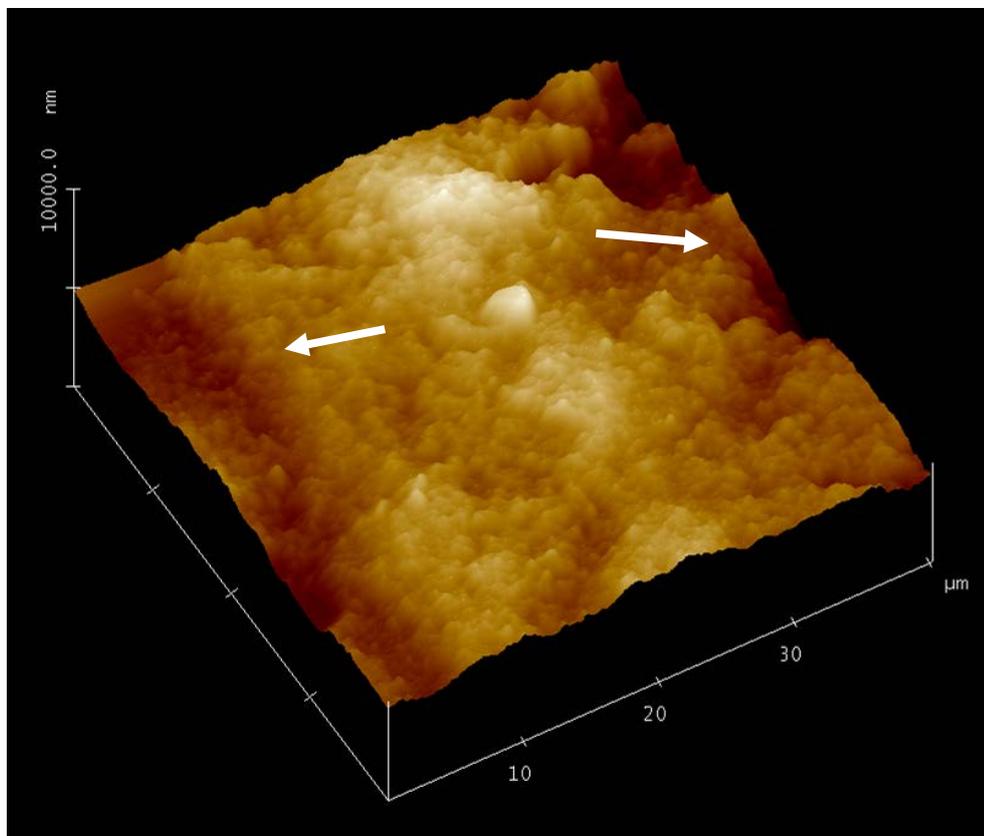


Figura 4.3 Imagem da superfície do pino obtida por microscopia de força atômica.

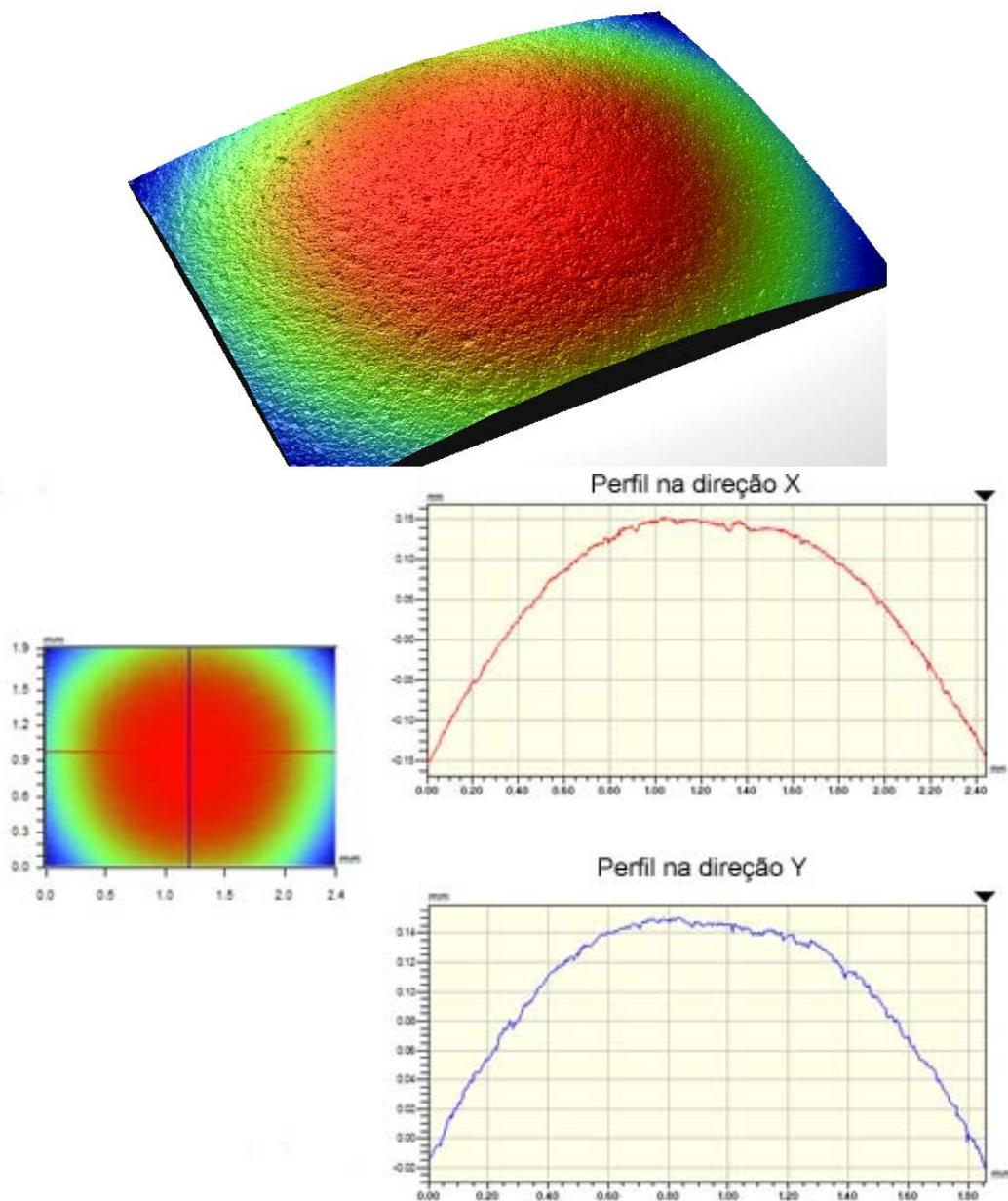


Figura 4.4 Imagem da superfície obtida por perfilometria ótica. Em destaque perfil da superfície na direção (x,y) na ponta do pino.

4.1.2 Disco de contra-corpo

Os discos planos sinterizados e retificados apresentaram densidade aparente $DA(\%DT)$ de $96,33 \pm 0,33$ e porosidade aparente de $0,09 \pm 0,03$. A

Figura 4.5 (a) apresenta a microestrutura da seção polida e atacada termicamente do disco e nela pode-se observar uma dispersão homogênea e densa dos grãos, porém apresenta o crescimento exagerado de alguns grãos (indicado pelas setas). Observando essa imagem, a porosidade aparenta ser maior do que aquela que se pode esperar pela medida de densidade aparente acima representada. Isso ocorre devido à fase líquida presente nos contornos de grãos - evidente na Figura 4.5 (b) -. Como foi realizado o ataque térmico para revelar os contornos de grão, a fase líquida penetrou pelos contornos, dando a impressão de porosidade. A Figura 4.6 apresenta a distribuição e tamanho dos grãos, e o valor medido foi de $3,20 \pm 1,86 \mu\text{m}$ e fator de forma de 1,86. Os valores de dureza e tenacidade a fratura desta microestrutura foram medidos e são respectivamente, $13,56 \pm 0,56 \text{ GPa}$ e $3,3 \pm 0,63 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

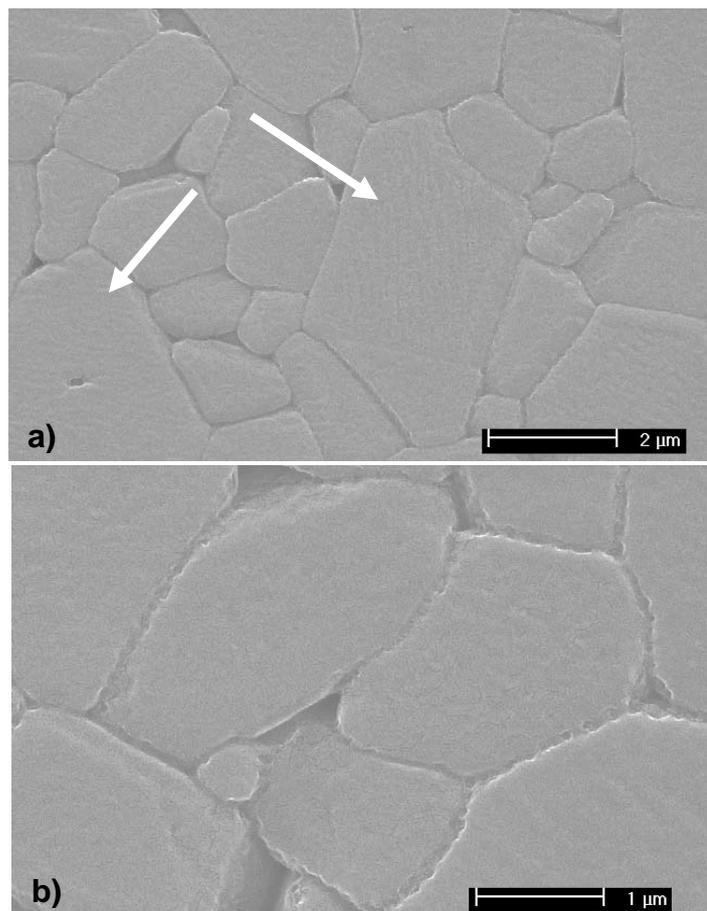


Figura 4.5 Micrografias obtidas por MEV dos discos planos.

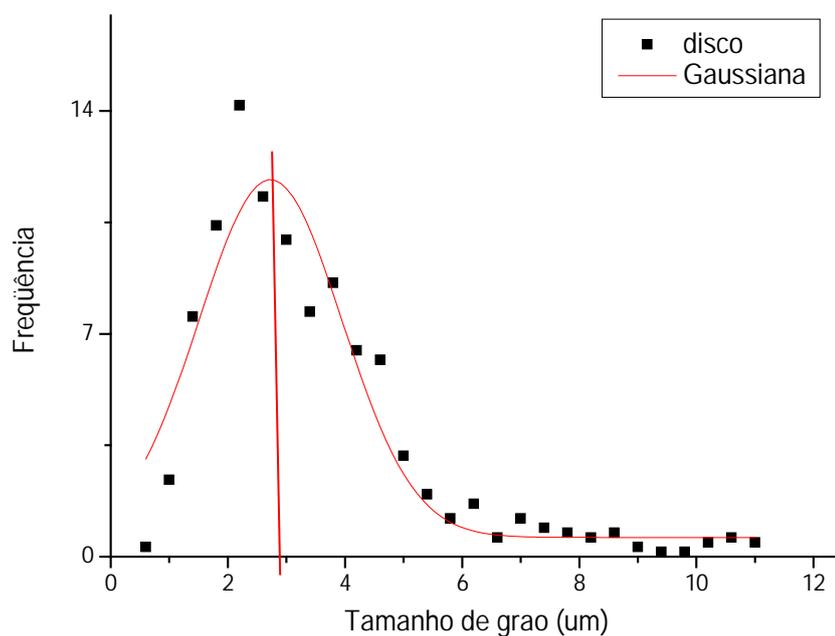


Figura 4.6 Distribuição de tamanho de grãos dos discos planos.

Quanto à rugosidade, a perfilometria ótica apontou valores de R_a de $0,25 \pm 0,08 \mu\text{m}$ e R_q de $0,61 \pm 0,10 \mu\text{m}$. A imagem da superfície obtida por esta técnica está representada na Figura 4.7. Confirma-se a baixa rugosidade conseqüente da retifica e polimento superficial e da mesma forma que nos pinos, não se observa defeitos superficiais além dos representados pela rugosidade. É importante salientar a grande diferença de escala entre os eixos da perfilometria, em mm ao longo das direções de análise e μm na direção perpendicular a superfície. Na verdade não há grandes depressões, como por exemplo, poros profundos, e sim uma distorção do perfil devido a diferença de escala.

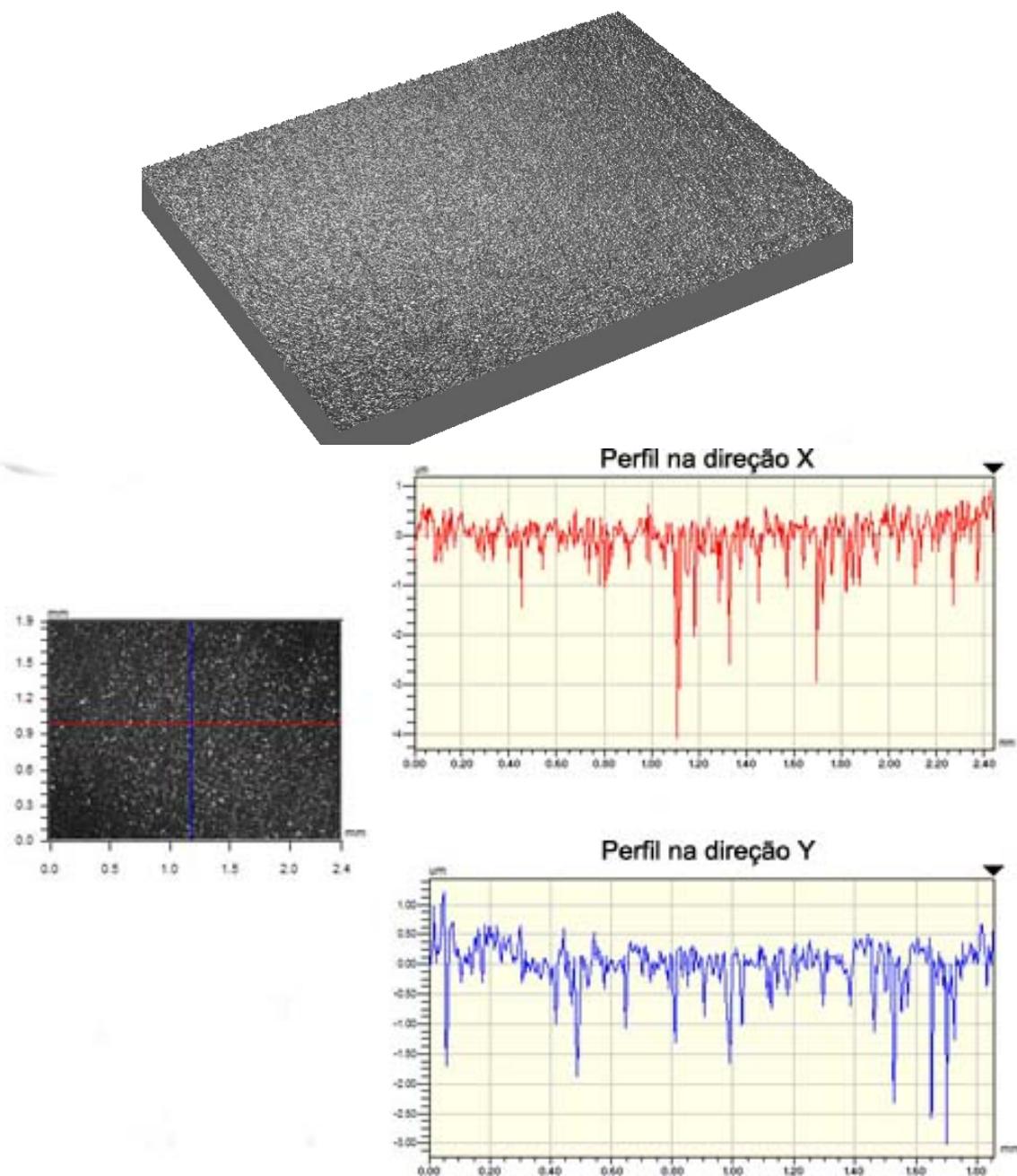


Figura 4.7 Imagem da superfície obtida por perfilometria ótica. Em destaque perfil da superfície na direção (x,y) do disco.

4.1.1 Comparação entre as aluminas utilizadas e discussão das propriedades

A Tabela 2.2 apresenta os valores das propriedades medidas para cada corpo de prova de alumina. A Figura 4.8 (a) e (b) apresentam, respectivamente, a comparação entre as duas microestruturas obtidas da superfície polida e atacada termicamente para o pino e disco.

A dispersão dos valores de dureza para a alumina citados na literatura é muito grande, podendo variar de 10 a 23 GPa, dependendo das condições em que os testes foram realizados e de características microestruturais dos materiais [138]. Uma característica microestrutural que influencia fortemente a dureza é o tamanho de grão e a literatura reporta que a dureza aumenta com a diminuição do tamanho médio de grão na faixa de 16 a 23 GPa, para tamanho médio de grãos entre 3 e 0,4 μm [139].

Os resultados a tenacidade a fratura para a alumina, medida pelo mesmo método, encontrados na literatura [138] apresentam valores de 3 a 4 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Portanto a variação dos valores de tenacidade à fratura é alta, e ocorre pelas diferentes características microestruturais de cada alumina estudada.

Tabela 4.2 Tabela comparativa entre os valores medidos das propriedades para o pino e o disco.

Propriedades/ Corpo de prova	Pino cilíndrico	Disco plano
DA(%DT)	99,04 \pm 0,69	96,33 \pm 0,33
Porosidade aberta (%)	Zero	0,09 \pm 0,03
Tamanho médio de grãos (μm)	1,40 \pm 0,80	3,20 \pm 1,86
Fator de Forma	1,37	1,86
Dureza (GPa)	18,20 \pm 0,5	13,56 \pm 0,5
Tenacidade a fratura ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.)	2,90 \pm 0,5	3,30 \pm 0,6
Ra inicial (μm)	3,48*	0,25 \pm 0,08
Rq inicial (μm)	4,50*	0,61 \pm 0,10

*média dos valores obtidos por perfilometria ótica e microscopia de força atômica.

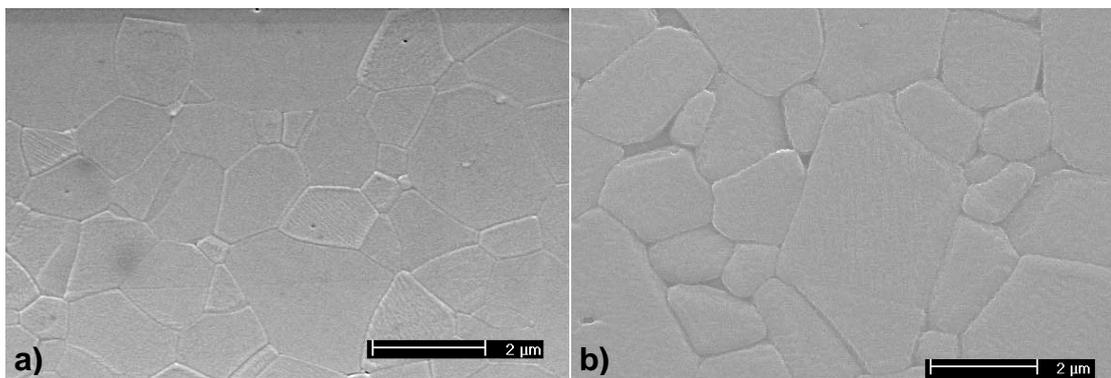


Figura 4.8 Comparação entre as duas microestruturas obtidas para o (a) pino e (b) disco.

4.2 Adequação dos ensaios de desgaste

Os resultados e discussões dos procedimentos de adequação do ensaio de desgaste quanto ao método da medida do volume desgastado e projeto de garra de suporte são apresentados no Apêndice A.

4.3 Resultados dos ensaios de desgaste do tipo pino no disco

4.3.1 Ensaios com umidade relativa de 50%:

4.3.1.1 Taxa específica de desgaste

A Tabela 4.3 apresenta os resultados obtidos de taxa específica de desgaste, W , ($\text{mm}^3/\text{N.m}$), a dispersão média dos valores de taxa específica de desgaste, a tensão hertziana, p_m , (GPa) e o regime de desgaste correlacionado com os valores das combinações de carga aplicada (N) e velocidade de deslizamento (m/s) utilizados para umidade relativa do ar (UR) de $50 \pm 5\%$. Os

dados são apresentados em ordem decrescente de velocidade de deslizamento e baseado na Tabela 2.1 para os valores de taxa específica de desgaste, é apresentada uma primeira aproximação para os regimes de desgaste. Trata-se de uma primeira aproximação por ser baseada apenas nos valores das taxas específicas de desgaste. Além do fato de que esses valores não serem critérios suficientes para a caracterização do regime de desgaste, como já apresentado, observa-se ainda que em muitos casos a dispersão dos resultados é significativamente grande. Assim, para alguns ensaios a definição do regime de desgaste encontra-se marcada com um ponto de interrogação.

Observa-se na Tabela 4.3 que os valores de taxa específica de desgaste variaram de $0,30 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ até $19,40 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, variando de até três ordens de grandeza. Isso está de acordo com os critérios de definição das combinações de valores de carga e de velocidade adotados para os ensaios, sempre em torno das condições que produzem um regime de desgaste de transição, sendo que este, por sua vez, é caracterizado pela taxa específica de desgaste em torno de $10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$. As velocidades de deslizamento variaram de 1,0 a 0,1 m/s e as cargas aplicadas de 2 a 70 N. Através destes valores, foi possível encontrar combinações de velocidade e carga que se encontraram nos regimes moderado, de transição e severo.

Na Figura 4.9 é permitida a observação de que a taxa específica de desgaste sofreu uma mudança abrupta de valores conforme houve o aumento da carga aplicada para uma mesma velocidade de deslizamento, e este fato é reconhecido na literatura (Seção 2.2.6.2.4). Além disso, essa transição é correlacionada com a mudança de regime moderado para severo, é chamada de carga crítica e se altera conforme o valor de velocidade de deslizamento. A Tabela 4.4 apresenta esses valores, sendo que para as velocidades de 0,2 m/s, 0,4 m/s e 0,6 m/s, a carga crítica aproximada foi de, respectivamente, 70 N, 30 N e 10 N. Apesar do pequeno número de pontos e dos grandes desvios, é possível observar alguma linearidade entre os valores de carga crítica e velocidade de deslizamento. Para as velocidades de 0,3 m/s e 0,7 m/s, não se observa claramente a carga crítica de transição. Para a velocidade de 0,3 m/s, o aumento de desgaste para a carga de 40 N não é tão pronunciado como o

observado para as outras velocidades de deslizamento. Para a velocidade de 0,7 m/s, para menor carga aplicada já se observa um desgaste dentro da condição de transição, não permitindo a obtenção do regime de desgaste moderado e, por conseguinte, não é possível a observação da transição de comportamento no gráfico.

Tabela 4.3 Valores de taxa específica de desgaste, dispersão média da taxa específica de desgaste e regime de desgaste conforme diferentes combinações de velocidade/carga para umidade relativa de 50%.

Velocidade de deslizamento (m/s)	Carga Aplicada (N)	Pressão Hertziana (GPa)	Taxa específica de desgaste (10^{-6} mm ³ /N.m)	Dispersão média (10^{-6} mm ³ /N.m)	Regime desgaste
1,00	10	1,4	10,5	3,45	Severo
0,70	2	0,8	4,29	4,23	Transição
0,70	5	1,1	6,04	1,34	Transição
0,70	10	1,4	8,42	4,50	Severo (?)
0,65	2	0,8	1,40	1,74	Transição (?)
0,60	5	1,1	0,60	0,20	Moderado
0,60	10	1,4	10,60	3,16	Severo (?)
0,60	20	1,75	6,98	3,12	Transição (**)
0,50	10	1,4	0,47	0,05	Moderado
0,50	20	1,75	6,28	0,10	Transição (**)
0,45	30	2,0	15,61	3,44	Severo (**)
0,45	40	2,2	14,93	2,25	Severo (**)
0,40	10	1,4	0,56	0,14	Moderado
0,40	20	1,75	2,05	0,91	Transição (**)
0,40	30	2,0	19,40	7,33	Severo (**)
0,40	40	2,2	8,78	3,78	Severo (?)
0,37	30	2,0	1,99	0,67	Transição (**)
0,35	30	2,0	3,16	1,66	Transição (**)
0,30	20	1,75	0,64	0,04	Moderado
0,30	40	2,2	7,54	6,57	Transição (?)
0,30	50	2,4	3,07	1,07	Transição
0,20	30	2,0	0,46	0,02	Moderado
0,20	40	2,2	0,38	0,11	Moderado
0,20	50	2,4	0,37	0,21	Moderado
0,20	60	2,5	0,82	0,71	Moderado
0,20	70	2,7	17,6	2,3	Severo
0,10	60	2,5	0,30	0,24	Moderado
0,10	70	2,7	0,94	0,12	Severo

** Resultados obtidos utilizando a garra de alumínio, porém todos com a cicatriz de desgaste em forma de circunferência.

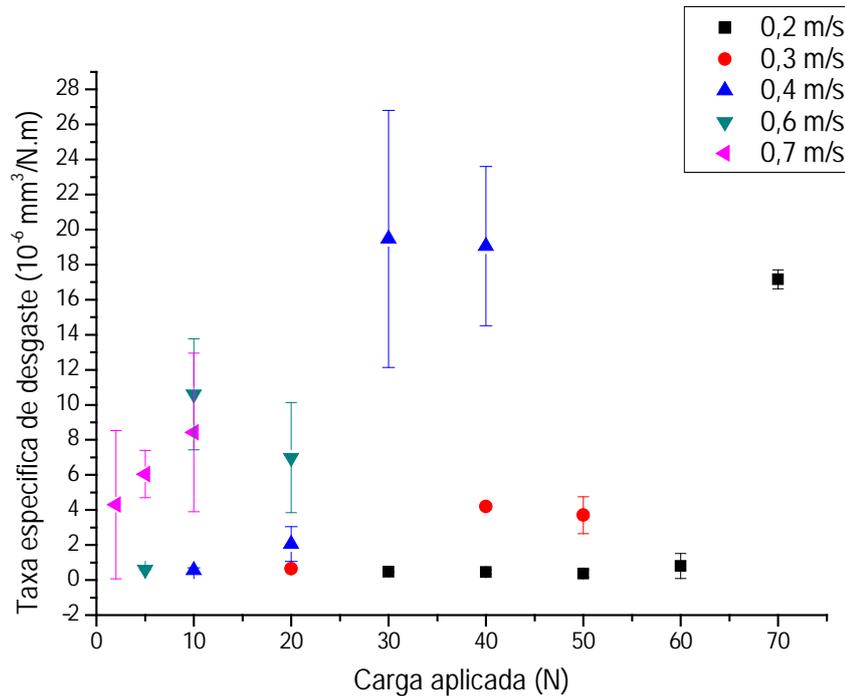


Figura 4.9 Taxa específica de desgaste específica em função da carga aplicada para varias velocidade de deslizamento para umidade relativa do ar de 50%.

Tabela 4.4 Valores de carga crítica para três valores de velocidade de deslizamento para umidade relativa de 50%.

Velocidade de deslizamento (m/s)	Valores aproximados de carga crítica (N)
0,2	70
0,4	30
0,6	10

Observando a barra de dispersão de resultados de taxa específica de desgaste, percebeu-se que para maiores valores de taxa, maior a dispersão dos resultados. Por exemplo, para a velocidade de deslizamento de 0,4 m/s, inicialmente a baixas cargas, de 10 e 20 N (valores antes da transição), a dispersão foi pequena. Entretanto, logo após a transição de comportamento, para 30 e 40N, houve um aumento significativo da dispersão. Esse comportamento foi observado para outras condições e aparentemente, quanto

mais próximo da transição, ou no regime severo, ocorre um aumento considerável da dispersão dos valores de taxa específica de desgaste. Além disso, aumentando a severidade do parâmetro, isto é, passando de uma condição de menor valor de velocidade para um maior (por exemplo, de 0,2 m/s para 0,7 m/s), também houve um aumento significativo da dispersão.

Avaliando a influência da velocidade de deslizamento no resultado da taxa específica de desgaste, da mesma forma que para a carga, observa-se na Figura 4.10 a mudança abrupta na taxa específica de desgaste em uma velocidade crítica, dependendo dos valores de carga, como aponta a literatura (Seção 2.2.6.2.5) e como mostrado na Tabela 4.5. Nesse caso, a diminuição da velocidade crítica com o aumento de carga parece atingir um limite em 0,4 m/s, que permanece constante com o aumento da carga de 30 N e 40 N.

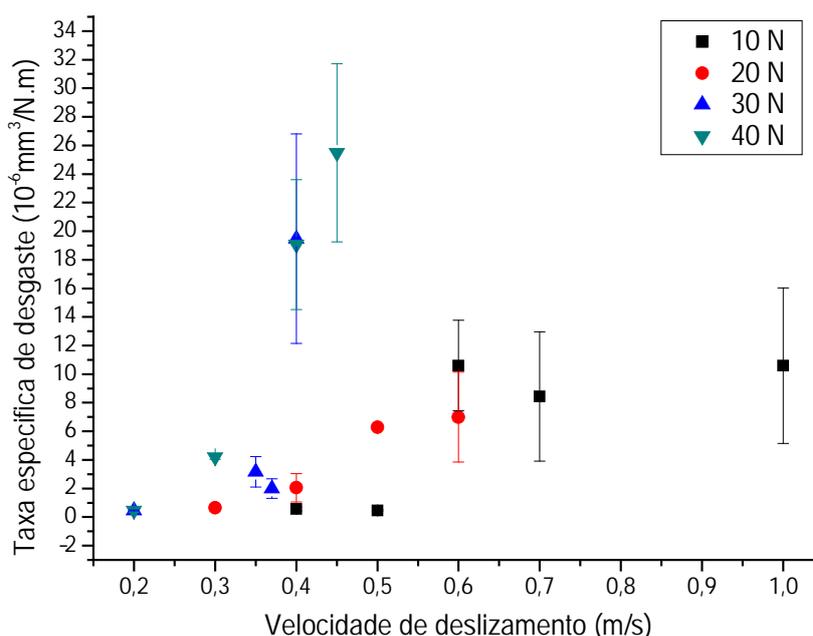


Figura 4.10 Taxa específica de desgaste em função da velocidade de deslizamento para vários valores de carga aplicada para UR 50%.

Tabela 4.5 Valores de velocidade crítica para valores de carga aplicada para umidade relativa de 50%.

Carga Aplicada (N)	Valores aproximados de velocidade crítica (m/s)
10 N	0,6
20 N	0,5
30 N	0,4
40 N	0,4

Outro fato interessante é quanto à carga aplicada de 20 N. Comparando o comportamento dos pontos com carga de 20 N com o comportamento dos pontos com cargas de 10 N e 30 N, poder-se-ia esperar para a carga de 20 N valores intermediários de taxa específica de desgaste quando comparados aos obtidos para as outras duas cargas. Porém isso não é observado na Figura 4.10. Apesar da severidade de ensaio maior, os valores de taxa específica de desgaste foram menores que para 10 N e bem menores que para 30 N. Além disso, o comportamento da transição, isto é, a variação da taxa de desgaste na velocidade crítica, não é tão pronunciada como nas outras três cargas. Esse tipo de comportamento não é relatado na literatura e não pode ser explicado com base nas informações até aqui disponível.

Da mesma forma que exposto para a carga aplicada, a dispersão de resultados para a taxa específica em função da velocidade de deslizamento também segue o mesmo comportamento que o observado com o aumento da carga. Para resultados na região pós-transição, a dispersão é maior e aumenta com o aumento da severidade de ensaio.

No Apêndice B, são apresentadas outras formas de representação dos resultados acima discutidos, incluindo a substituição da taxa específica de desgaste pelo volume desgastado e da carga normal aplicada pela pressão Hertziana. Observa-se que, além de serem menos utilizadas na literatura, essas alternativas mostram resultados semelhantes aos acima apresentados.

4.3.1.2 Análise das superfícies desgastadas

Frente à superfície desgasta, pela visualização desta através de microscopia ótica foi possível o reconhecimento de alguns padrões de imagem os quais supomos que poderiam ser associados às condições dos ensaios de desgaste.

Para amostras com valores de taxa específica de desgaste abaixo de 1.10^{-6} mm³/N.m foram percebidas superfícies com aparência lisa e, esporadicamente, com alguns riscos ou sulcamento. A Tabela 4.6 apresenta algumas imagens de microscopia ótica correlacionadas com a carga aplicada, velocidade de deslizamento e a respectiva taxa específica de desgaste. Essas imagens pode ser associadas ao regime de desgaste moderado.

Para valores de taxa específica de desgaste acima de 1.10^{-5} mm³/N.m foi percebido, além do grande aumento do diâmetro da cicatriz de desgaste, superfícies com regiões mais escuras, mostrando contraste de profundidade pela diferença de foco, muitos riscos e sulcamento. A Tabela 4.7 apresenta algumas imagens de microscopia ótica correlacionadas com a carga aplicada, velocidade de deslizamento e a respectiva taxa específica de desgaste da imagem. Esses padrões de imagem podem ser associados com o regime de desgaste severo.

Para os valores de taxa específica de desgaste entre 1.10^{-6} e 8.10^{-6} mm³/N.m foram percebidas superfícies parcialmente lisas e com características de desgaste severo, como riscos ou sulcamento, e estes aparentemente profundos. A Tabela 4.8 apresenta algumas imagens de microscopia ótica correlacionadas com a carga aplicada, velocidade de deslizamento e a respectiva taxa específica de desgaste. Essas foram associadas à transição entre os regimes moderado e severo.

Tabela 4.6 Superfície desgastada visualizada via microscopia ótica, carga aplicada, velocidade de deslizamento e taxa específica de desgaste correspondente ao regime moderado.

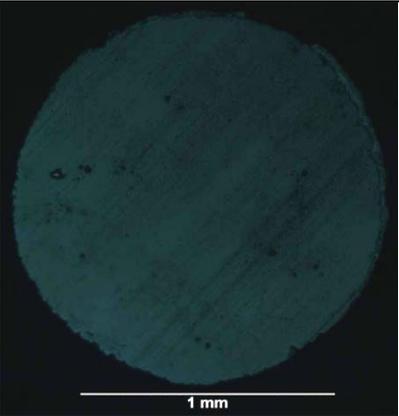
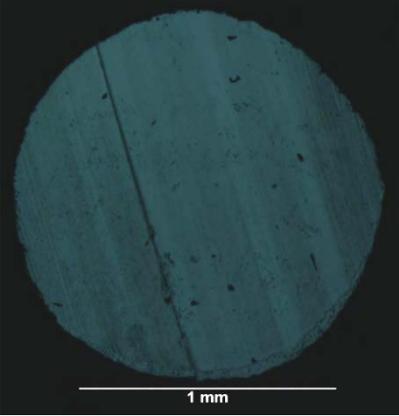
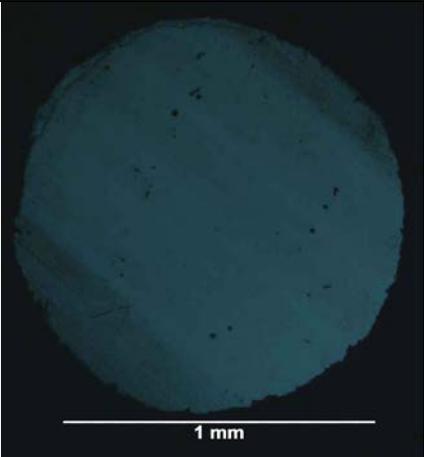
Superfície desgastada	Carga Aplicada (N)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Taxa específica de desgaste da imagem $10^{-6}(\text{mm}^3/\text{N.m})$
	30	0,2	0,682
	20	0,3	0,475
	10	0,4	0,478

Tabela 4.7 Superfície desgastada visualizada via microscopia ótica, carga aplica, velocidade de deslizamento e taxa específica de desgaste correspondente ao regime severo.

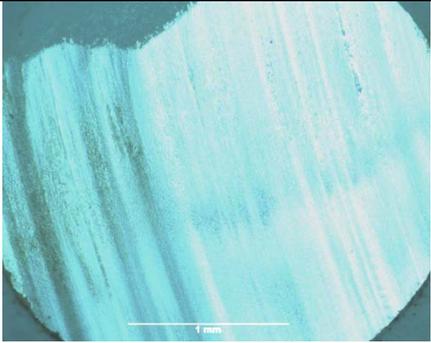
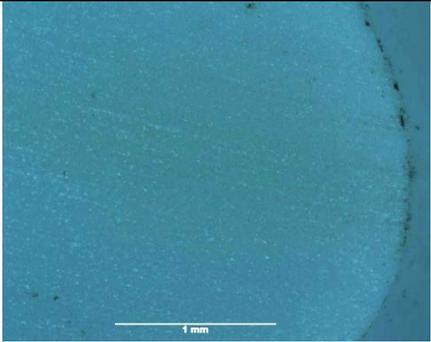
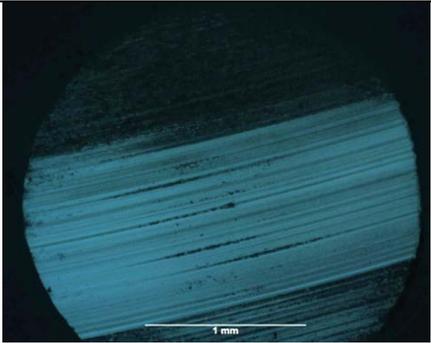
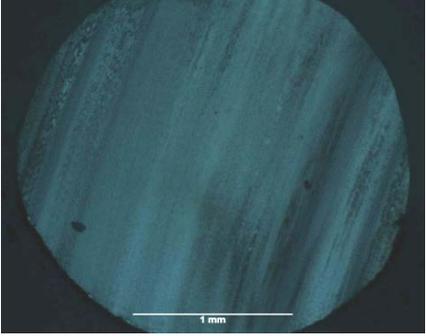
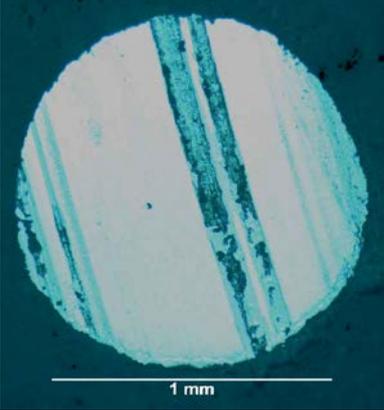
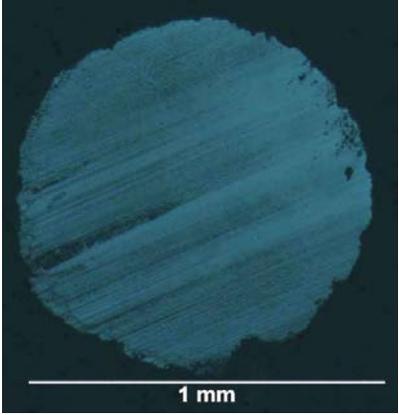
Superfície desgastada	Carga Aplicada (N)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Taxa específica de desgaste da imagem $10^{-6}(\text{mm}^3/\text{N.m})$
	70	0,2	18,256
	40	0,4	19,036
	10	0,6	12,43

Tabela 4.8 Superfície desgastada visualizada via microscopia ótica, carga aplica, velocidade de deslizamento e taxa específica de desgaste correspondente para a transição entre os regimes.

Superfície desgastada	Carga Aplicada (N)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Taxa específica de desgaste da imagem $10^{-6}(\text{mm}^3/\text{N.m})$
	60	0,2	1,872
	40	0,3	4,334
	2	0,65	1,608

A Figura 4.11 apresenta micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura características de superfícies desgastadas no regime moderado. Em (a) apresenta uma cicatriz de desgaste para severidade 0,4 m/s e 10 N (b) superfície polida sem a presença de marcas para severidade para 0,6 m/s e 5 N e (c) superfície típica para desgaste moderado com tribofilme apresentando alguma porosidade para severidade de 0,2 m/s e 40 N.

A comparação da cicatriz de desgaste para a condição de velocidade de 0,4 m/s e carga 10 N observada pelos dois métodos de visualização – ótico Tabela 4.6 e MEV Figura 4.11 (a) – indica boa correlação entre ambas. Nessa superfície não há a presença de riscos ou qualquer heterogeneidade, e sim, uma superfície tipicamente polida. Essa característica foi observada para todas as outras cicatrizes de desgaste ocorridas claramente no regime de desgaste moderado. Isso se confirma na Figura 4.11 (b). O maior aumento na Figura 4.11 (c) revela a presença de alguma porosidade superficial, aparentando a superfície de pó compactado, sem correlação com a microestrutura densa do corpo de alumina, o que pode indicar que a superfície observada seja a de um tribofilme, como se espera para as condições de desgaste a que foram submetidas essas amostras.

A Figura 4.12 apresenta micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura características de superfícies desgastadas no regime severo. Nessas imagens, (a) apresenta uma cicatriz de desgaste para severidade 0,2 m/s e 70 N, (b) superfície típica de desgaste severo por fratura frágil para severidade de 0,4 m/s e 40 N, (c) e (d) amostra submetida a severidade de 0,6 m/s e 10 N com defeitos típicos de deformação na direção do movimento deslizante, que pode ser caracterizada como o cisalhamento da camada superficial e, em cavidades sem a presença da camada superficial indicada pela seta, a presença de fratura frágil.

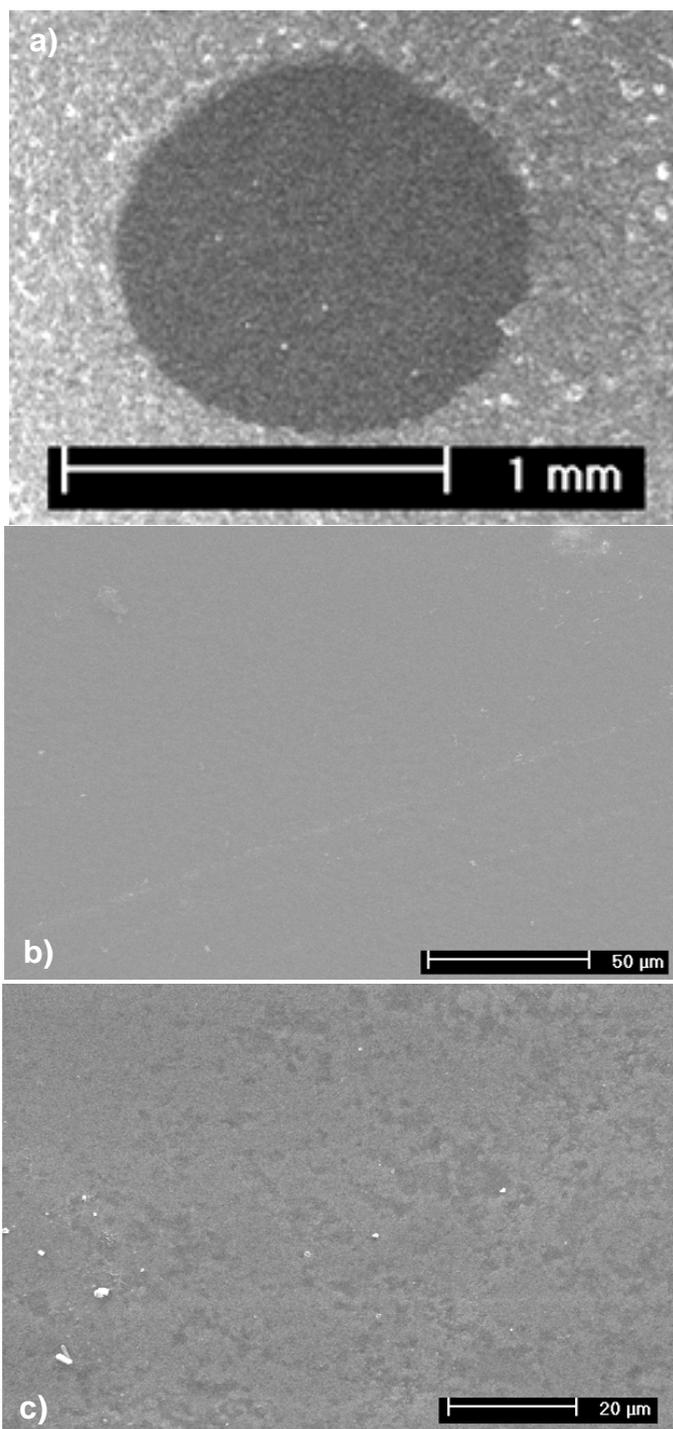
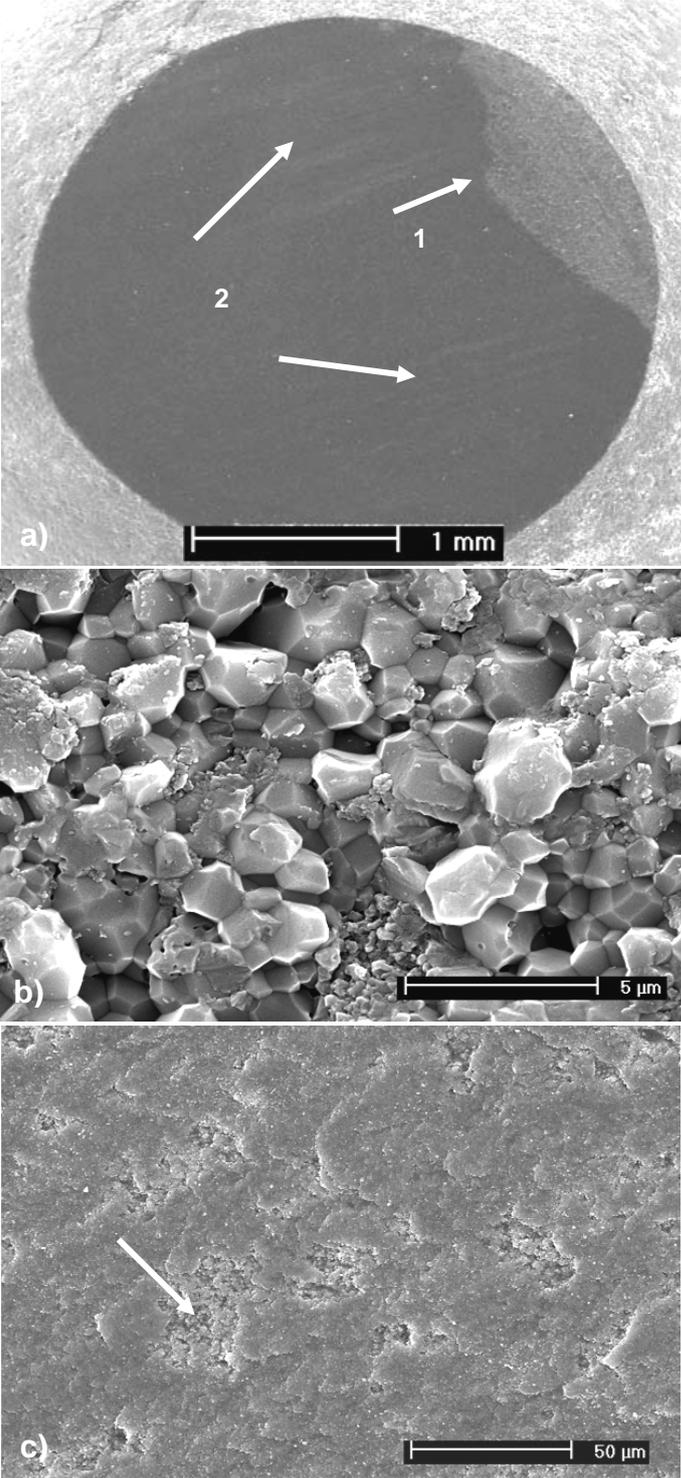


Figura 4.11 Microscopia eletrônica da superfície de desgaste para amostras submetidas a desgaste moderado, para as combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: a) 0,4 m/s e 10 N, b) 0,6 m/s e 5N e c) 0,2 m/s e 40 N.

Pela observação e comparação da cicatriz de desgaste para a condição de velocidade de 0,2 m/s e carga 70 N observada pelos dois métodos de visualização – ótico e MEV – é possível ter boa indicação sobre o regime de desgaste. Em regiões da amostra indicada por setas e números na Figura 4.12 (a), percebe-se uma descontinuidade da superfície de desgaste. Essas regiões, após observação em maiores aumentos por MEV, foram caracterizadas como tendo sofrido ou fratura frágil (Figura 4.12 (b) ou cisalhamento da camada superficial (Figura 4.12 (c)), dependendo da severidade do ensaio ou aparência da imagem. Foi observado também, para amostras submetidas ao regime severo de desgaste, que quanto maior a carga aplicada no ensaio de desgaste, a superfície de desgaste, apresenta maior predominância de regiões com a aparência indicada na Figura 4.12 (a) pela seta com o número um (1), que foram identificadas como superfícies semelhantes a Figura 4.12 (b), desgaste por fratura frágil. Por outro lado, quanto maior a velocidade de deslizamento, maior a presença de regiões com aparência semelhante à indicada por dois (2) na Figura 4.12 (a) que foram identificadas como superfícies semelhantes a Figura 4.12 (c), nas quais o cisalhamento é predominante. Na Figura 4.12 (c), utilizando maior aumento em cavidades na região do cisalhamento da camada superficial (indicada pela seta na Figura 4.12 (c)), também foram identificados a fratura frágil e grande quantidade de detritos pequenos fraturados (Figura 4.12 (d)).



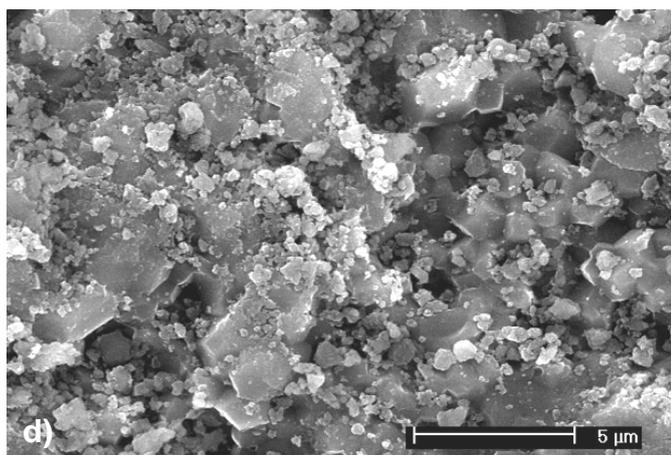


Figura 4.12 Microscopia eletrônica das superfícies de desgaste para amostras submetidas a desgaste severo, para as combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: (a) 0,2 m/s e 70 N, (b) 0,4 e 40 N, (c) e (d) 0,6 m/s e 10N.

A Figura 4.13 apresenta micrografias das superfícies de desgaste de amostras submetidas a desgaste em regime de transição. Nestas imagens, (a) apresenta uma descontinuidade na superfície desgastada, com uma superfície parcialmente polida (direita) e outra danificada (esquerda) para severidade de ensaio de 0,3 m/s e 50 N e (b) maior aumento de uma descontinuidade para 0,4 m/s e 20 N e (c) trincamento da camada superficial para severidade de 0,37 m/s e 30 N. Foram encontradas regiões de fratura frágil e de cisalhamento, porém salienta-se que estas foram identificadas apenas em pequenas regiões, mas não foram os mecanismos de dano predominante desta região. Além disso, não foram encontradas superfícies puramente fraturadas, iguais aquelas encontradas para o regime severo. Porém, neste regime foram encontradas regiões com trincas (Figura 4.13 (c)) que precederam o cisalhamento e/ou destacamento das camadas superficiais, sendo que seu papel foi discutido neste trabalho em seção subsequente.

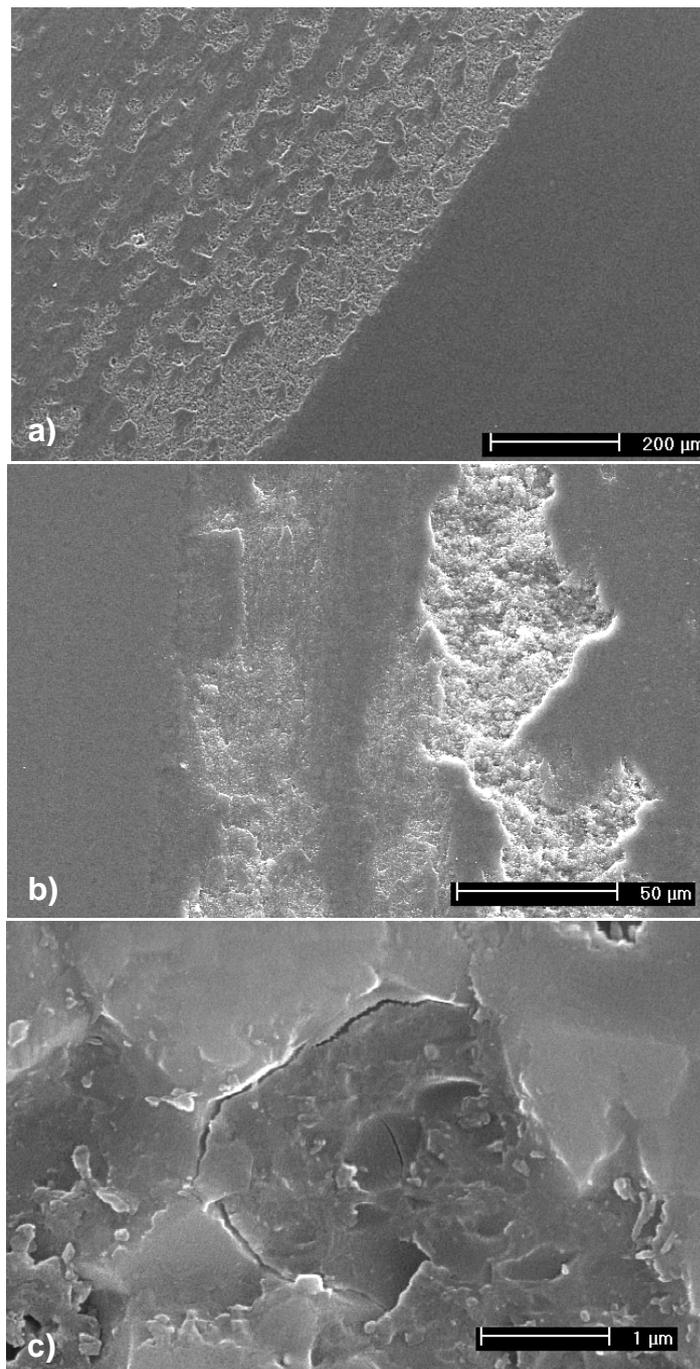
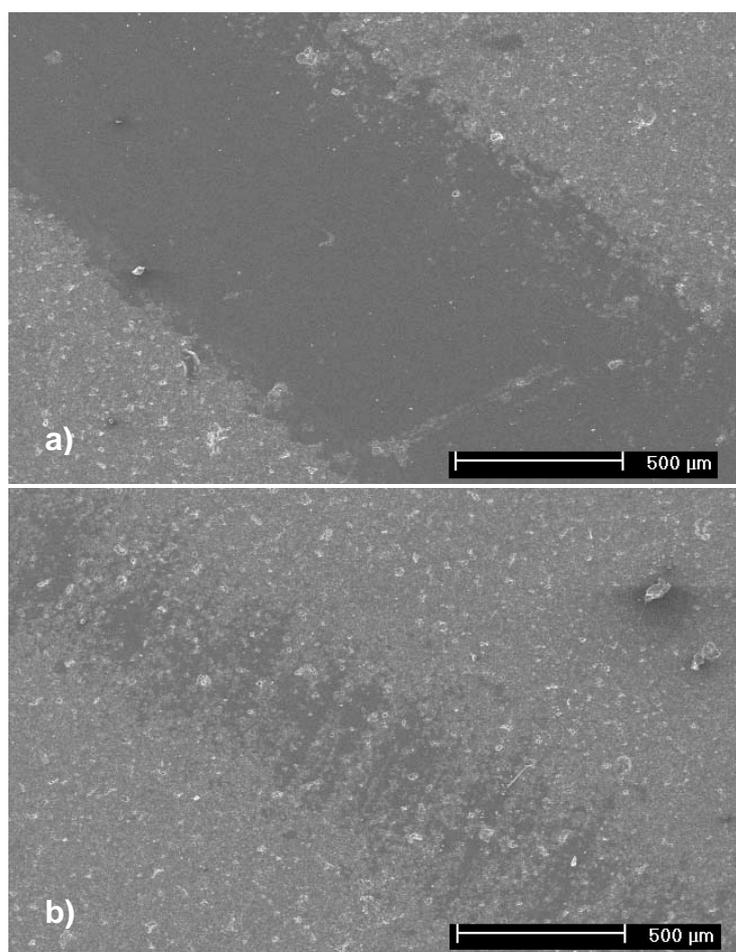


Figura 4.13 Microscopia eletrônica da superfície de desgaste para amostras submetidas a desgaste em regime de transição, para combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: a) 0,3 m/s e 50 N, b) 0,4 m/s e 20N e (c) 0,37 m/s e 30 N.

Micrografias obtidas por MEV das superfícies desgastadas dos discos são apresentadas na Figura 4.14. Nas Figura 4.14 (a) 0,2 m/s e 50 N e (b) 0,6 m/s e 5 N, por comparação, pode-se observar a diferença na largura da trilha formada sob diferentes condições de severidade de ensaio. O tamanho da trilha de desgaste varia conforme a severidade de desgaste e normalmente, cargas mais elevadas levaram ao alargamento da trilha, como pode ser observado nas figuras citadas anteriormente. Para todas as severidades foram encontradas regiões com superfície alisada, Figura 4.14 (c), e regiões com aparência de escama de peixe, Figura 4.14 (d) e (e). Por amostragem de várias trilhas de desgaste com baixo aumento, foi possível perceber, qualitativamente, que conforme houve o aumento da velocidade de deslizamento, maior foi à quantidade de trincas geradas no disco e estas possivelmente levaram a destacamento da camada superficial.



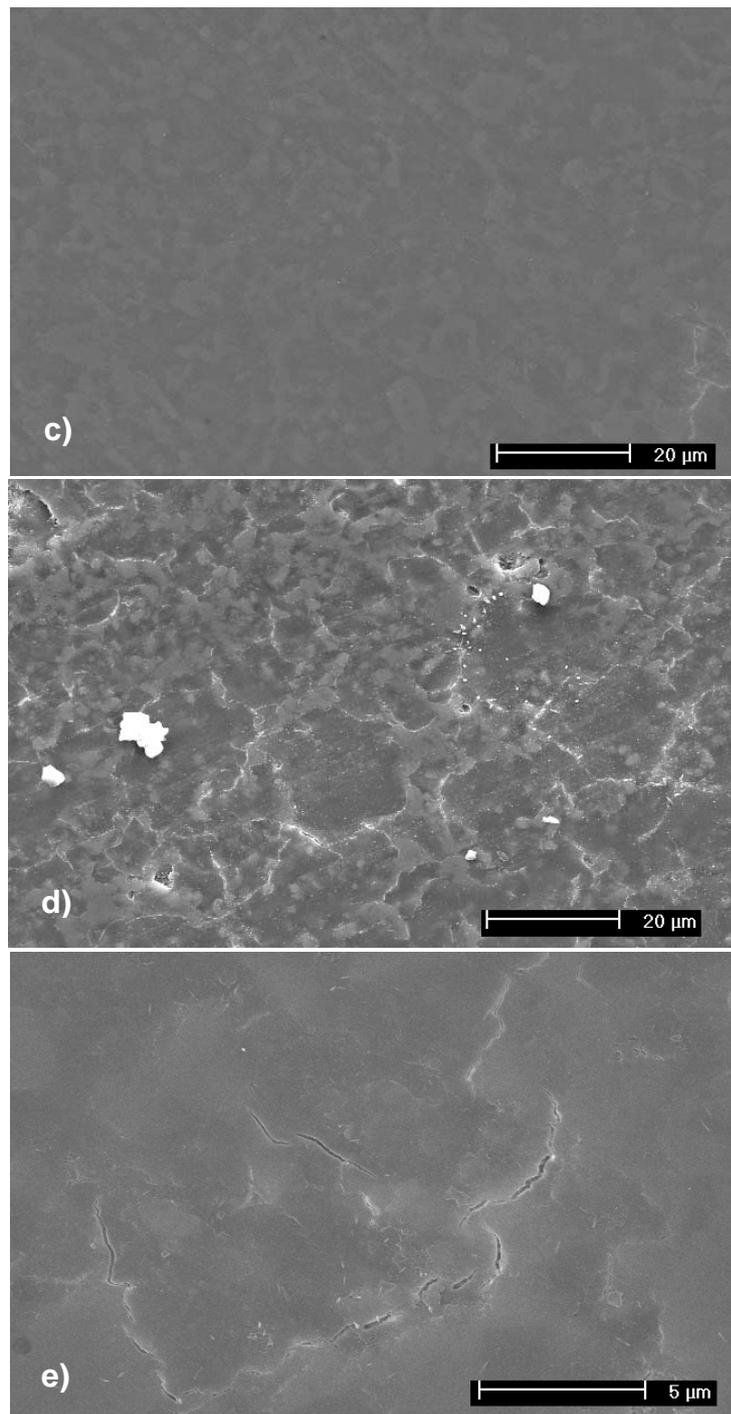


Figura 4.14 Microscopia eletrônica da superfície da trilha no disco de desgaste: (a) 0,2 m/s e 50 N, (b) 0,6 m/s e 5 N, (c) região alisada e (d) região com aparência de “escama de peixe” para 0,2 m/s e 50 N e (e) maior magnitude para uma trinca para 0,2 m/s e 40 N.

A Figura 4.15 apresenta resultados da perfilometria óptica da trilha de desgaste no disco após ensaio sob regime moderado. Observa-se, pela análise da superfície tridimensional obtida pelo perfilômetro, uma trilha homogênea, plana, alisada e com alguns poros ainda presentes. Observando o perfil de rugosidade na direção x, percebeu-se que houve um alisamento da rugosidade da trilha quando comparada com a rugosidade original do disco ($R_a \sim 0,25 \mu\text{m}$). Esses valores foram medidos e se mantiveram abaixo de $R_a \sim 0,1 \mu\text{m}$. Além disso, valores semelhantes a esses foram encontrados no perfil de rugosidade na direção y, no sentido da trilha. Baixos valores de rugosidade foram reportados para o regime moderado e são atribuídos as camadas de tribofilmes formadas.

As Figura 4.16 e Figura 4.17 apresentam resultados das perfilometrias óticas das trilhas de desgaste nos discos após ensaio sob regime de desgaste severo e transição respectivamente. Destes resultados é possível de observar que os valores de rugosidade superficial para o regime severo e de transição são semelhantes e apresentaram dois comportamentos de rugosidade conforme os valores de velocidade e carga.

A Figura 4.16 apresenta resultados da perfilometria ótica da trilha de desgaste no disco para valores de cargas altas e velocidades baixas de ensaio e se situam no regime de desgaste severo ou na transição. As trilhas de desgaste visualizadas pelas superfícies tridimensionais do perfilômetro tiveram a aparência de um aprofundamento, como é possível de se perceber na Figura 4.16 (a) para ensaio a 0,1 m/s e 70 N. Devido a esse fato, as medidas do perfil de rugosidade na direção x foram prejudicadas. Isso pode ser notado na Figura 4.16 (b) para ensaio a 0,2 m/s e 60 N. Para a medida na direção y não houve tanta influência, porém vários pontos foram selecionados e medidos para comprovar esse fato. Porém, os valores médios de rugosidades medidos foram diferentes daqueles obtidos apenas utilizando o perfil. Isso porque no perfil apenas a rugosidade na direção de uma “linha” é medido, enquanto as medidas realizadas foram de uma área da trilha, após a aplicação de filtros para sua planificação. A rugosidade média variou de valores de $R_a 1,5$ a $3 \mu\text{m}$ e possivelmente foi dependente da severidade do ensaio.

A Figura 4.17 apresenta resultados da perfilometria ótica da trilha de desgaste no disco para valores de cargas baixas e velocidades altas de ensaio e se situam no regime de desgaste severo ou na transição. As trilhas de desgaste visualizadas pelas superfícies tridimensionais do perfilômetro tiveram aparência de uma trilha rugosa, como é possível de se perceber na Figura 4.17 (a) para 0,6 m/s e 5 N. O perfil na direção x apontou que a trilha de desgaste foi mais rugosa que a superfície original e os valores medidos foram entre $1 \mu\text{m} < \text{Ra} < 2 \mu\text{m}$.

A Tabela 4.9 apresenta as principais características encontradas para os pontos duvidosos da Tabela 4.3 e a atual classificação dos regimes de desgaste, que foi feita considerando a taxa específica de desgaste e os padrões acima discutidos das características típicas de cada regime de desgaste para a superfície desgastada, analisadas por MEV e pela rugosidade média após ensaio.

Tabela 4.9 Classificação do regime de desgaste dos pontos duvidosos após MEV e perfilometria.

Velocidade de deslizamento (m/s)	Carga Aplicada (N)	Regime desgaste Prévio	Regime desgaste final	Superfície desgastada	Ra (μm)
1,00	10	Severo	Severo	Cisalhada e fratura frágil	< 2
0,70	2	Transição	Transição	Sulco e início de cisalhamento	< 2
0,70	10	Severo	Severo	Cisalhada e fratura frágil	< 2
0,65	2	Transição	Moderado	Alisada	< 0,1
0,60	10	Severo	Severo	Cisalhada e fratura frágil	< 3
0,60	20	Transição	Severo	Cisalhada e fratura frágil	< 3
0,40	40	Severo	Severo	Fratura frágil	< 4
0,30	40	Transição	Transição	Trincas e cisalhamento	< 2

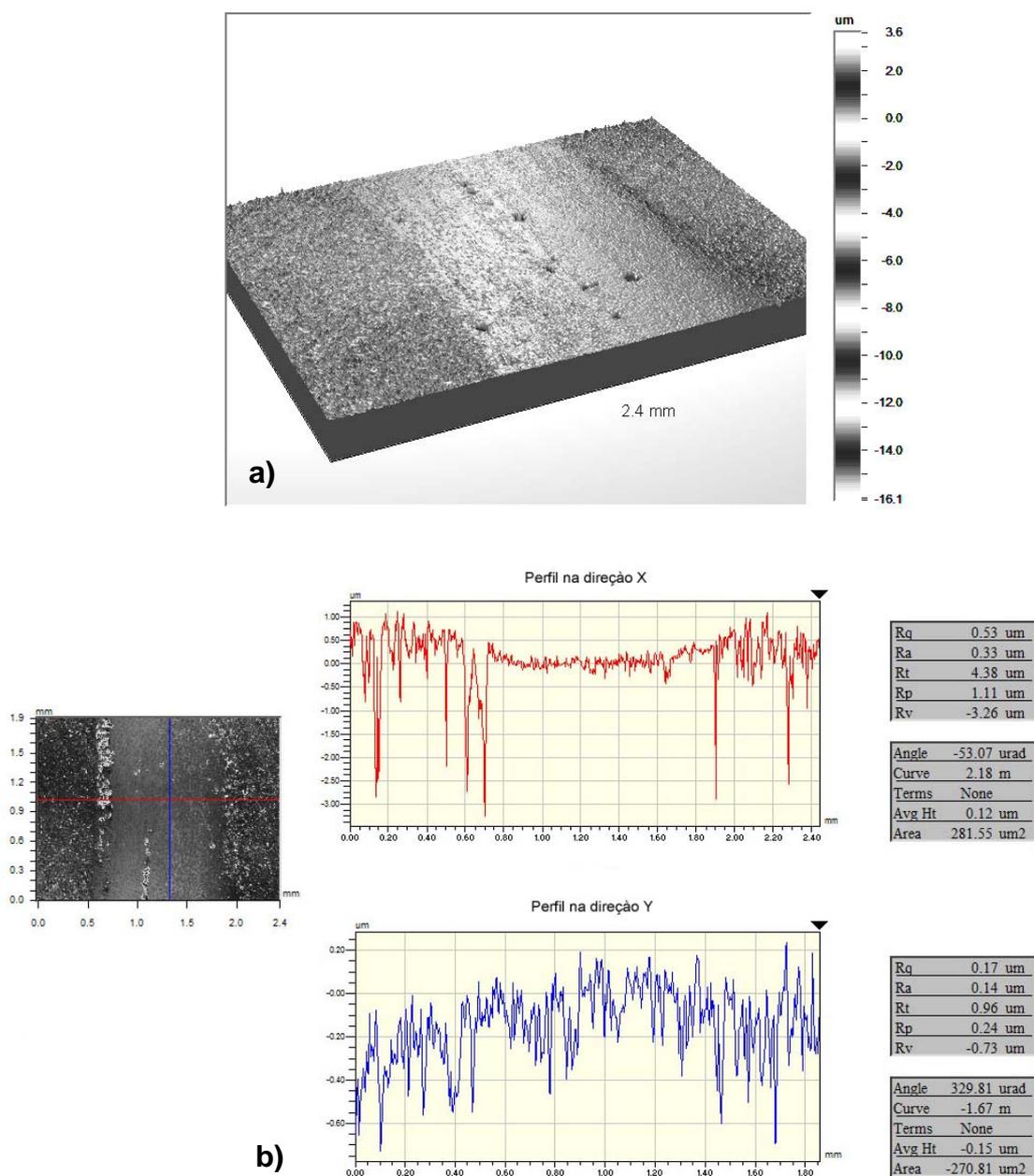


Figura 4.15 Perfilometria ótica da trilha de desgaste no disco após ensaio sob regime de desgaste moderado. (a) representa a superfície tridimensional para ensaio a 0,2 m/s e 30 N e (b) perfil de rugosidade na direção (x,y) na trilha de desgaste para severidade de ensaio a 0,2 m/s e 40 N.

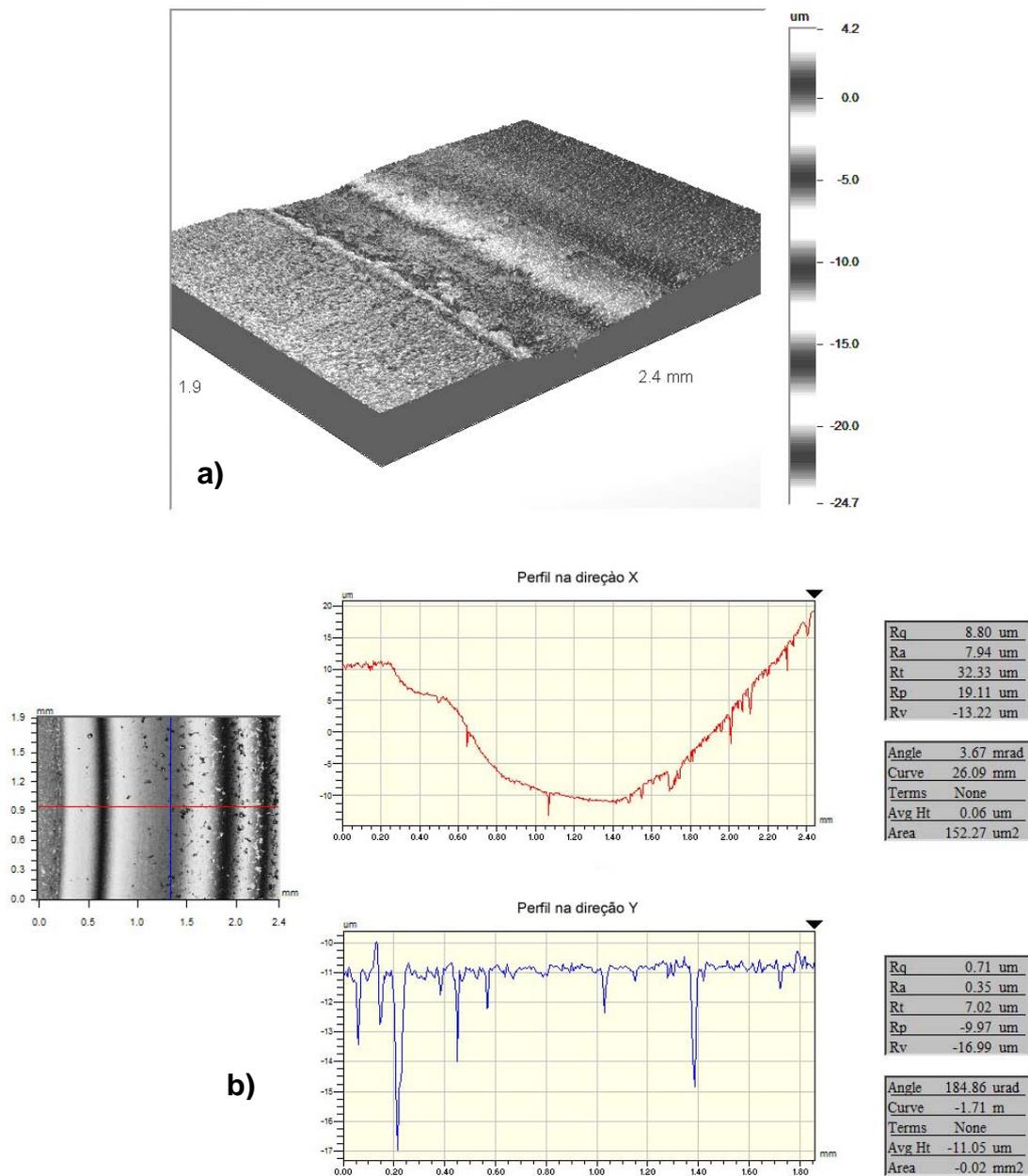


Figura 4.16 Perfilometria ótica de amostras em condições de ensaio que resultaram em regime de desgaste severo e região de transição para cargas altas e velocidades baixas: (a) representa a superfície tridimensional para ensaio a 0,1 m/s e 70 N e (b) perfil de rugosidade na direção (x,y) na trilha de desgaste para severidade de ensaio a 0,2 m/s e 60 N.

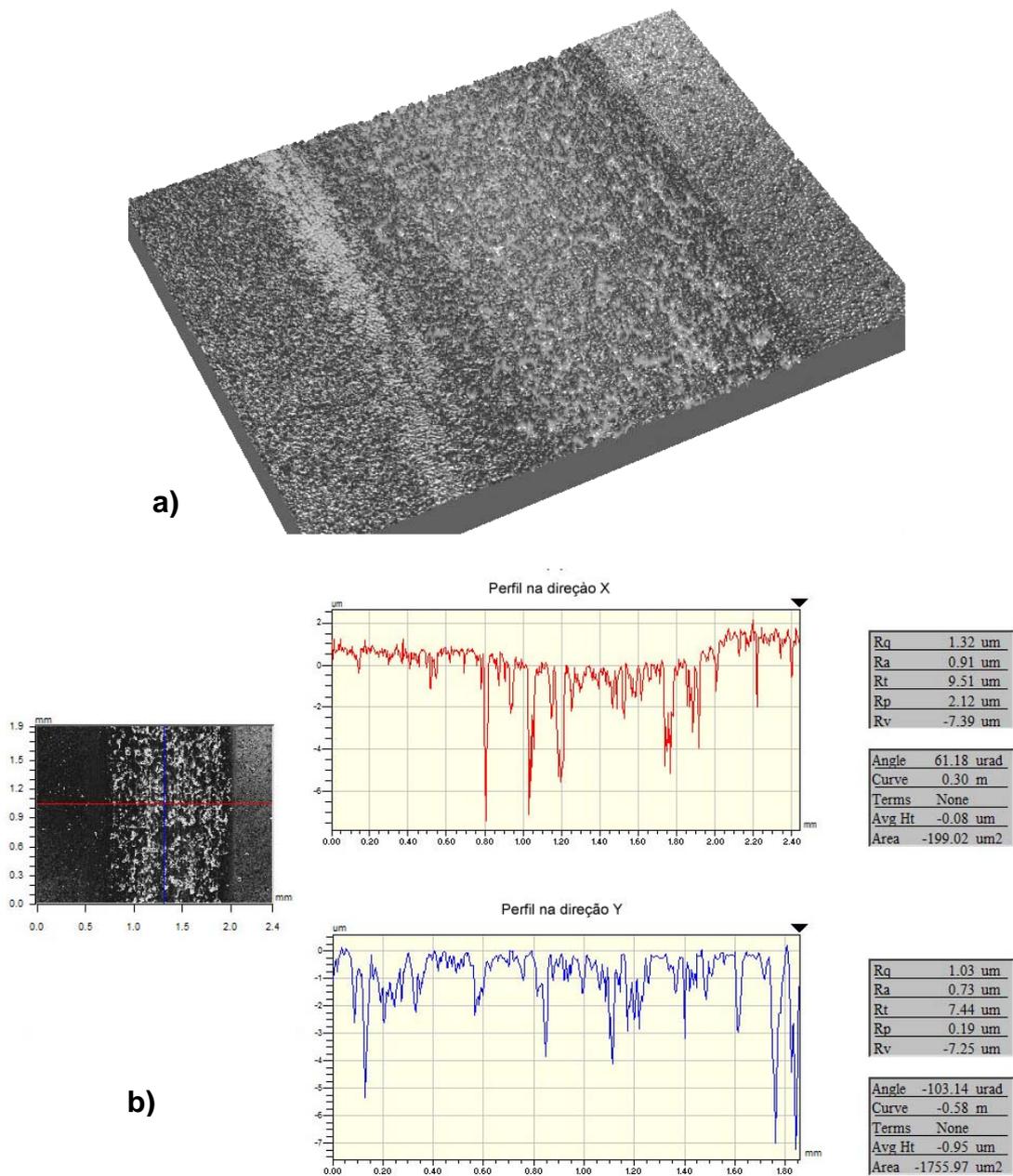


Figura 4.17 Perfilometria ótica de amostras em condições de ensaio que resultaram em regime de desgaste severo e região de transição para cargas baixas e velocidades altas: (a) representa a superfície tridimensional para ensaio a 0,6 m/s e 5 N e (b) perfil de rugosidade na direção (x,y) na trilha de desgaste para severidade de ensaio a 0,7 m/s e 5 N.

Considerando os dados apresentados nas Tabela 4.3 e Tabela 4.9, para a caracterização dos regimes de desgaste, foi possível construir um diagrama de transição de desgaste para a alumina semelhante aqueles apresentados na literatura, porém mais simples do ponto de vista de obtenção de dados. Esse diagrama foi construído de modo a indicar o regime de desgaste em função da velocidade de deslizamento e a carga aplicada, e este é representado na Figura 4.18. O desgaste moderado é representado pelos pontos triangulares, a transição pelos pontos em forma de losango e o severo por pontos quadráticos. Claramente é possível observar uma linha de transição entre o regime moderado e severo, que é representada pelo traço contínuo. Combinações de valores de parâmetros de ensaio que estão abaixo desta linha, representam desgaste moderado, enquanto que aqueles acima, desgaste severo. Logo, é possível através desse diagrama, reconhecer combinações de pontos de velocidade e carga em que a alumina estudada apresenta boa resistência ao desgaste por se situarem no regime moderado.

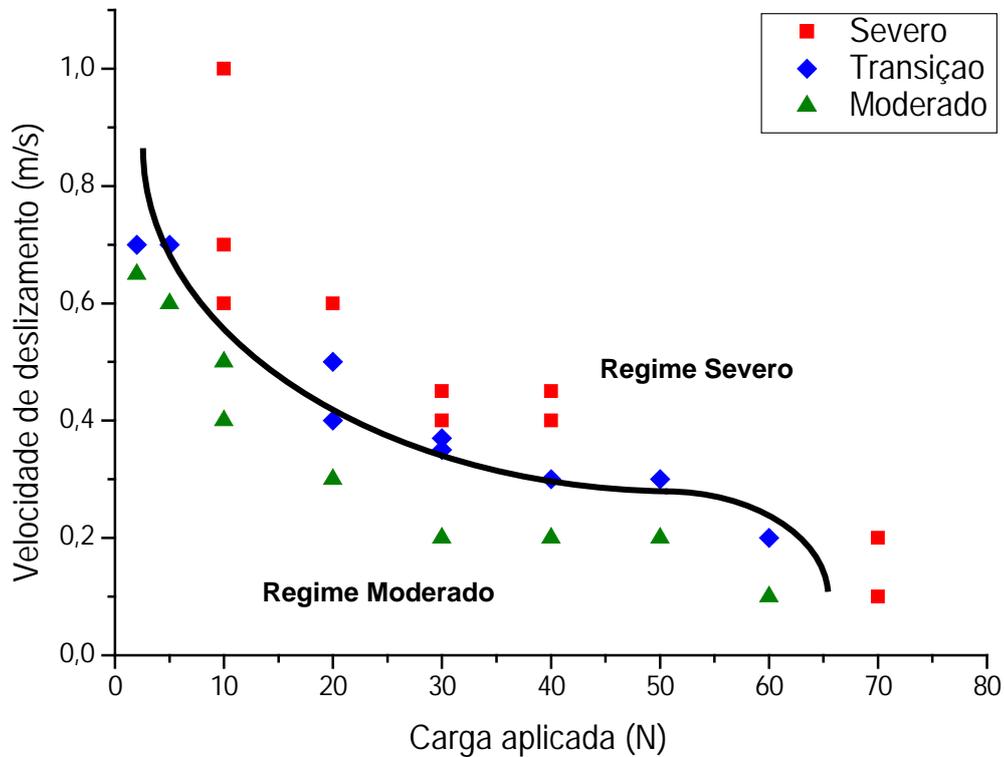


Figura 4.18 Diagrama de transição de regime de desgaste para a alumina em umidade relativa de 50%.

4.3.2 Ensaio com umidade relativa de 23%

4.3.2.1 Taxa específica de desgaste

A Tabela 4.10 apresenta os resultados obtidos de taxa específica de desgaste, W , ($\text{mm}^3/\text{N.m}$), a dispersão média dos valores de taxa específica de desgaste, a pressão hertziana, p_m , (GPa) e o regime de desgaste correlacionado com os valores das combinações de carga aplicada (N) e velocidade de deslizamento (m/s) utilizados para umidade relativa do ar de 23 ± 2 %. Os dados também são apresentados em ordem decrescente de velocidade de deslizamento. A caracterização do regime de desgaste, do mesmo modo que para os ensaios realizados com 50% de umidade relativa, foi feita, em uma primeira aproximação, tendo como referência a taxa.

Observa-se na Tabela 4.10 que os valores de velocidade de deslizamento e de carga aplicada variam de 0,6 a 0,05 m/s e de 2 a 50 N, respectivamente. É uma faixa de valores menores que os empregados nos ensaios com maior umidade, mas para os quais foi possível encontrar combinações de velocidade e carga que resultaram em desgastes nos regimes moderado, de transição e severo. Ou seja, de acordo com os critérios de definição das combinações de valores de carga e de velocidade adotados para os ensaios, em torno das condições que produzem um regime de desgaste de transição, temos que a transição ocorre para velocidades de deslizamento e de carga menores. Da mesma forma que anterior, pontos em que as medidas de taxa específica de desgaste não foram suficientes para uma clara definição do regime de desgaste foram marcados com um ponto de interrogação na Tabela 4.10 e os correspondentes corpos de prova foram submetidos a estudos das superfícies desgastadas por meio de MEV.

A Figura 4.19 permite observar que a taxa específica de desgaste sofreu uma mudança abrupta de valores para a carga aplicada de 50 N na velocidade constante de 0,2 m/s. Da mesma forma que descrito anteriormente para umidade relativa de 50%, o comportamento da barra de dispersão de erros seguiu crescente na proximidade da transição.

Na Figura 4.20, foi possível o reconhecimento da velocidade crítica de 0,4 m/s para ambas as cargas de 5 N e 10 N. Além disso, aparentemente na carga de 5 N, existe uma tendência de uma curva exponencial, semelhante com aquelas apresentadas por Xiong et alii [44] e Blomberg et alii [60]. Entretanto, a carga de 10 N não confirma tal comportamento.

Tabela 4.10 Valores de taxa específica de desgaste, dispersão média da taxa específica de desgaste e regime de desgaste conforme diferentes combinações de velocidade/carga para umidade relativa de 23%.

Velocidade de deslizamento (m/s)	Carga Aplicada (N)	Pressão Hertziana (GPa)	Taxa específica de desgaste (10^{-6} mm ³ /N.m)	Dispersão média (10^{-6} mm ³ /N.m)	Regime desgaste
0,60	5	1,1	16,75	3,90	Severo
0,50	10	1,4	10,64	0,64	Severo
0,40	5	1,1	5,59	4,66	Transição (?)
0,40	10	1,4	22,02	5,80	Severo
0,30	20	1,75	2,88	2,37	Transição
0,20	2	0,8	0,93	0,31	Transição (?)
0,20	5	1,1	1,44	0,78	Transição
0,20	20	1,75	2,07	1,48	Transição
0,20	30	2,0	2,32	1,18	Transição
0,20	40	2,2	1,78	0,69	Transição
0,20	50	2,4	12,44	1,46	Severo
0,10	10	1,4	0,78	0,24	Moderado (?)
0,10	20	1,75	0,56	0,13	Moderado (?)
0,10	30	2,0	2,23	2,34	Transição (?)
0,10	40	2,2	1,16	0,18	Transição
0,05	40	2,2	0,44	0,15	Moderado
0,05	50	2,4	2,18	1,01	Transição

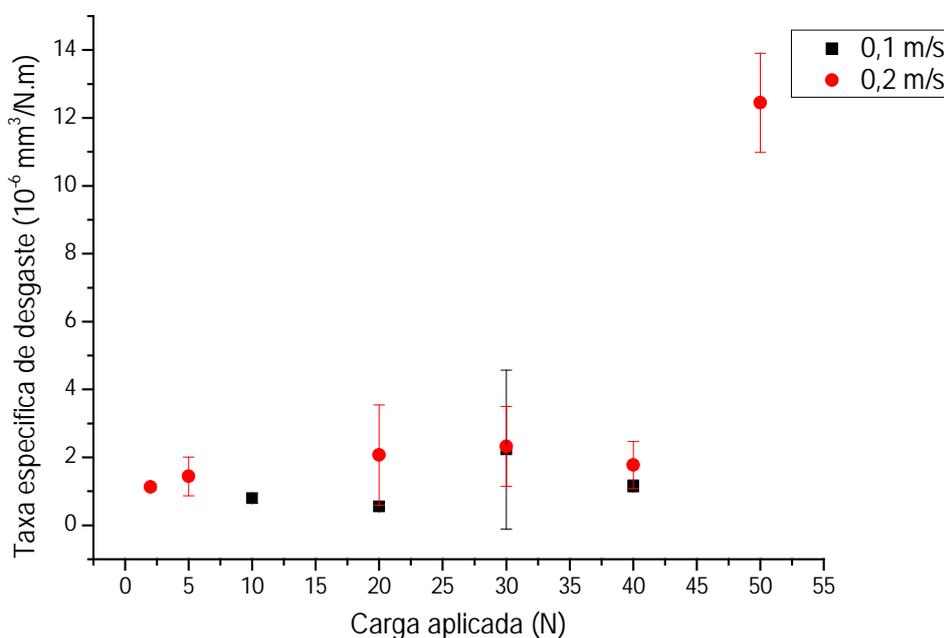


Figura 4.19 Taxa específica de desgaste em função da carga aplicada para dois valores de velocidade de deslizamento para UR 23%.

Na Figura 4.20, foi possível o reconhecimento da velocidade crítica de 0,4 m/s para ambas as cargas de 5 N e 10 N. Além disso, aparentemente na carga de 5 N, existe uma tendência de uma curva exponencial, semelhante com aquelas apresentadas por Xiong et alii [44] e Blomberg et alii [60]. Entretanto, a carga de 10 N não confirma tal comportamento.

As Figura 4.19 e Figura 4.20 mostram um aumento da dispersão dos resultados de taxa com o aumento da severidade do ensaio, em particular com o aumento da taxa de desgaste nas condições próximas à transição e sob regime de desgaste severo, do mesmo modo que o observado para os ensaios com UR 50%.

Aparentemente, nos ensaios de desgaste com menor umidade relativa do ar, a velocidade de deslizamento exerce influência mais pronunciada que a carga aplicada. Isso, porque para uma mesma condição de velocidade, como 0,1 m/s e 0,2 m/s, pelo aumento da carga aplicada de 10N, 20N e 40 N e 5 N para 20 N e 40 N, respectivamente, não houve grande variação nos resultados de taxa de desgaste específica.

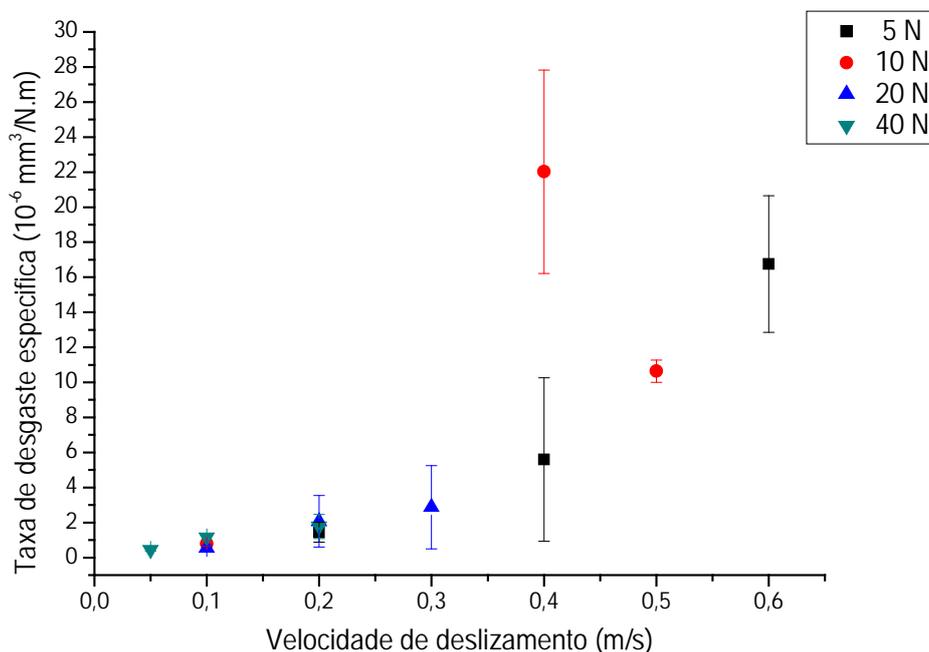


Figura 4.20 Taxa específica de desgaste em função da velocidade de deslizamento para valores de carga aplicada para umidade relativa de 23%.

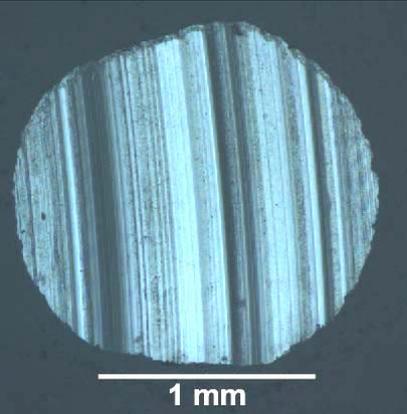
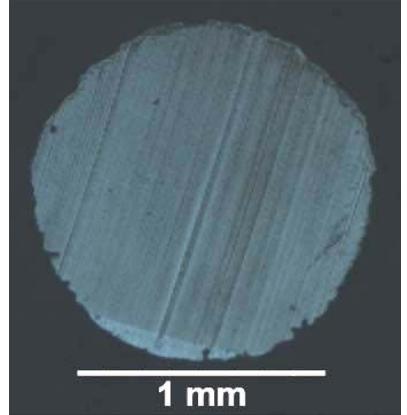
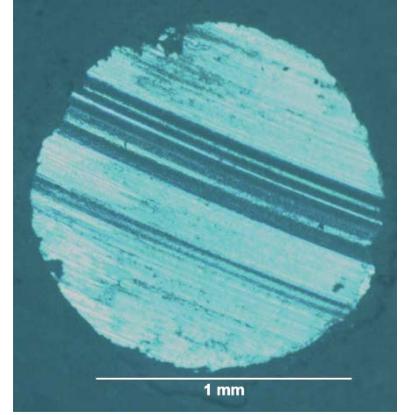
4.3.2.2 Análise das superfícies desgastadas

Frente à superfície desgastada para o ensaio com UR 23%, foram utilizando os mesmo critérios que os usados para UR 50% para classificação do regime de desgaste em moderado, de transição ou severo. Foram analisadas as superfícies de desgaste utilizando microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura e foram comparados com os valores calculados de taxa específica de desgaste. Para superfícies que se encontraram no regime severo ou no de transição, estas seguiram os mesmos padrões que aqueles relatados para as análises de superfície desgastada nos ensaios realizados a UR 50%. Entretanto, para o regime moderado, na condição de menor umidade, houve grande discrepância entre a aparência da superfície e a taxa. Para mostrar tal diferença, foi construído, da mesma forma

que no item anterior, uma tabela (Tabela 4.11) para a comparação entre a aparência da superfície desgastada utilizando microscopia ótica, a condição de ensaio e a taxa específica de desgaste para o regime moderado. Claramente observam-se riscos e descontinuidades para superfícies das duas amostras (aquelas com ensaios a 40 N e 0,05 m/s e 20 N e 0,1 m/s) apesar dos valores de taxa específica de desgaste determinados para esses casos corresponderem ao regime moderado.

A Figura 4.21 apresenta micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura que pelos valores determinados para taxa específica de desgaste foram consideradas regime de desgaste moderado. Em (a) apresenta uma região de descontinuidade para 0,05 m/s e 40 N, (b) representa uma superfície mais lisa, sem deformações aparentando um pó compactado para 0,1 m/s e 10 N e (c) apresenta uma superfície com regiões de cisalhamento da camada superficial, como em (a) e regiões com trincas típicas de fratura frágil para 0,1 m/s e 20 N. Analisando estas foi claramente observada a transição de comportamento de regime de desgaste para 0,05 m/s e 40 N e 0,1 m/s e 20, por possuir regiões lisas e regiões com cisalhamento e fratura frágil, mecanismos estes característicos do desgaste severo. Dessa forma, as amostras submetidas a essas combinações podem ser classificadas como tendo sofrido desgaste em regime de transição. Apenas o ensaio realizado com as condições de velocidade de 0,1 m/s e carga de 10 N foi considerado como correspondente ao regime moderado.

Tabela 4.11 Microscopia ótica da superfície desgastada representativa de amostras com taxa específica de desgaste correspondente ao regime moderado.

Superfície desgastada	Carga Aplicada (N)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Taxa específica de desgaste ($10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$)
	40	0,05	0,473
	10	0,1	0,754
	20	0,1	0,582

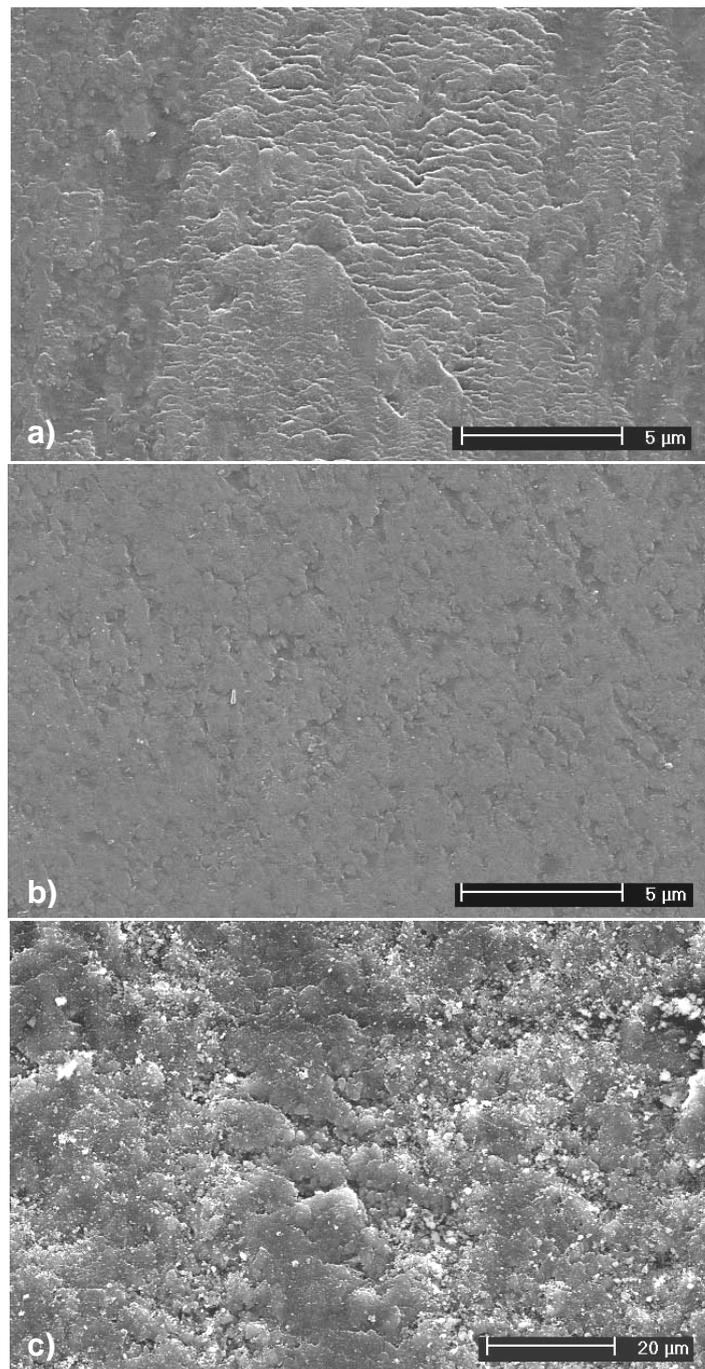


Figura 4.21 Microscopia eletrônica de varredura de desgaste para amostras submetidas a desgaste moderado, para as combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada: (a) 0,05 m/s e 40 N (b) 0,1 m/s e 10 N e (c) 0,1 m/s e 20 N.

A Figura 4.22 apresenta micrografias das superfícies de desgaste de amostras submetidas a desgaste em regime severo. Estas superfícies apresentaram regiões com cisalhamento da camada superficial, ilustrada na Figura 4.22 (a) para severidade de 0,4 m/s e 5 N e (b) fratura frágil e arrancamento de grão para 0,2 m/s e 50 N. A fratura frágil e o arrancamento de grão foram presentes na maioria das imagens e mais representativos para combinações de alta carga e baixa velocidade, como ilustrado na Figura 4.22 (b) e o cisalhamento superficial para as condições de baixa carga e alta velocidade de deslizamento, como na Figura 4.22 (a). A presença de trincamento superficial e delaminação por fadiga superficial foi o maior responsável pela deteriorização da camada superficial neste regime e está ilustrado na Figura 4.22 (c) para a condição de ensaio de 0,4 m/s e 10 N. Além disso, foram percebidos detritos pequenos e irregulares, gerados por fratura e quebrados pelo movimento ao longo de todas as superfícies.

A Figura 4.23 apresenta micrografias das superfícies de desgaste de amostras submetidas a desgaste em regime de transição. Nestas imagens, (a) ilustra o cisalhamento da camada superficial para a condição de 0,1 m/s e 40 N. Em (b) percebeu-se, na região de superfície polida, a presença de detritos em forma de rolos característicos da formação de tribofilme [55] e em (c) a presença de trincas de superfície, ambos para ensaios a 0,2 m/s e 30N. Essas trincas na superfície, como ilustrado em (c) também foram observadas para outras condições de ensaio, porém nenhum padrão de comportamento pode ser correlacionado. Além dessas trincas maiores em tamanho e ao longo de toda a superfície do pino, também foram observadas trincas menores na camada superficial, como ilustrada em (d) para 0,05 m/s e 50 N.

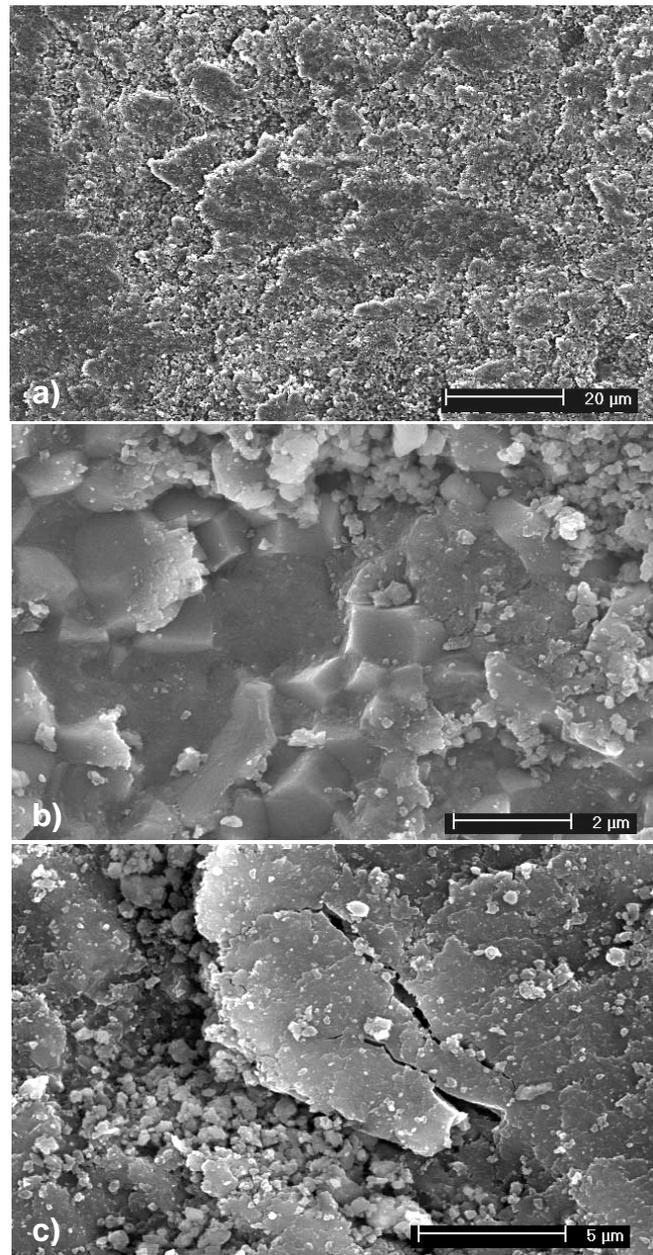
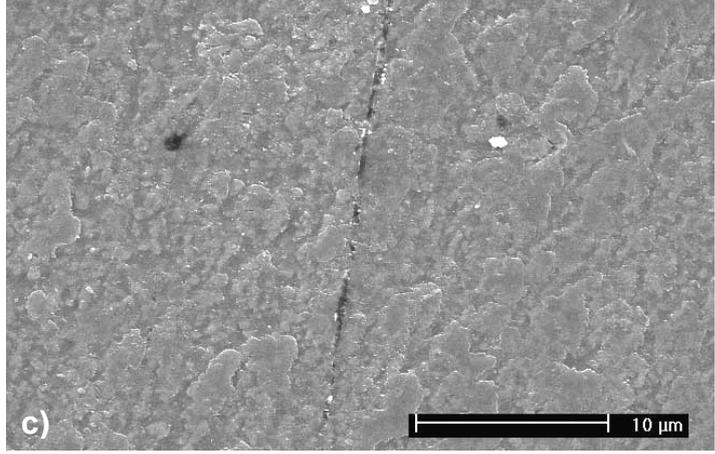
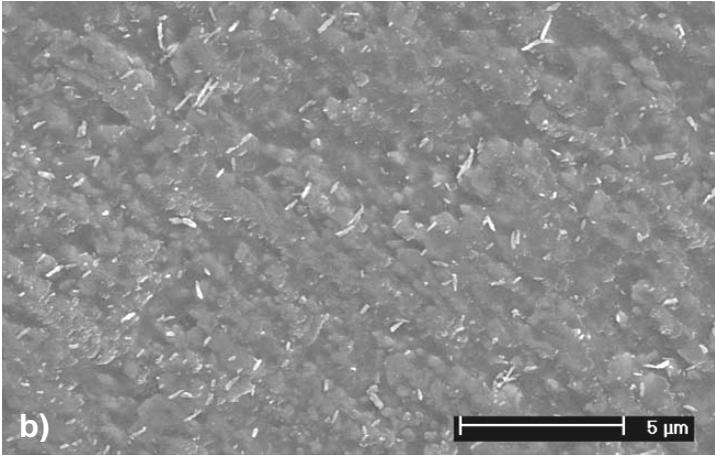
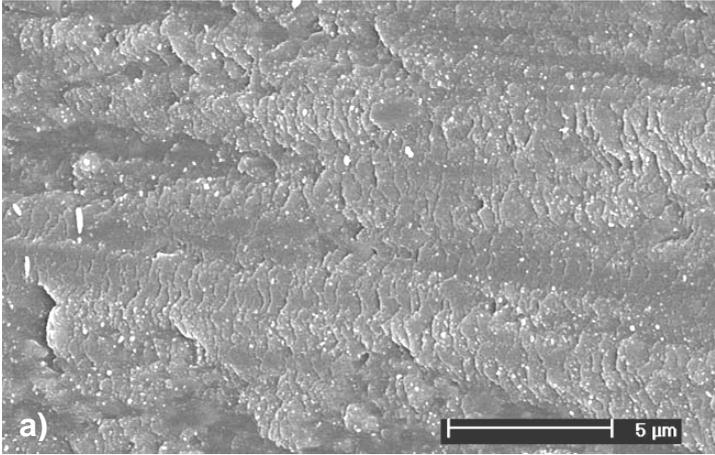


Figura 4.22 Microscopia eletrônica da superfície de desgaste para amostras submetidas a desgaste severo, para combinações de velocidade de deslizamento e carga aplicada de: (a) 0,4 m/s e 5 N, (b) 0,2 m/s e 50N, (c) 0,4 m/s e 10 N.



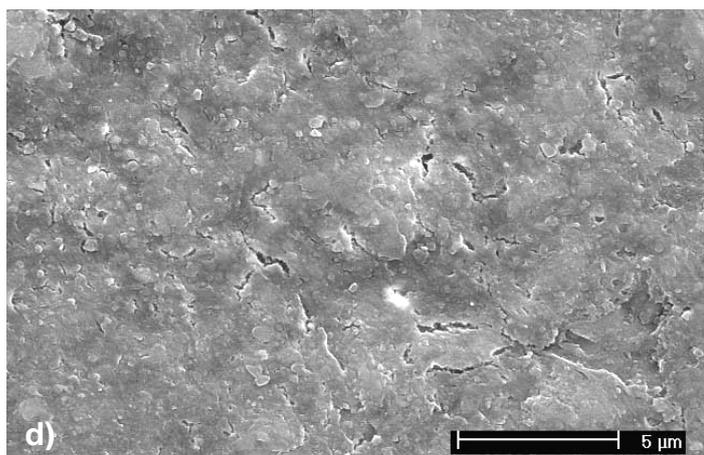


Figura 4.23 Microscopia eletrônica da superfície desgasta para amostras submetidas a desgaste no regime de transição, para combinações de velocidade de deslizamento e carga: (a) 0,1 m/s e 40 N, (b) e (c) 0,3 m/s e 20 N e (d) 0,05 m/s e 50 N.

A Tabela 4.12 apresenta as principais características encontradas para os pontos duvidosos da Tabela 4.10 e a atual classificação dos regimes de desgaste, que foi feita considerando a taxa de especifica de desgaste e os padrões acima discutidos, típicos de cada regime de desgaste, para a superfície desgastada analisadas por MEV.

Tabela 4.12 Classificação do regime de desgaste dos pontos duvidosos após MEV.

Velocidade de deslizamento (m/s)	Carga Aplicada (N)	Regime desgaste Prévio	Regime desgaste final	Superfície desgastada
0,40	5	Transição	Severo	Fratura frágil e cisalhamento
0,20	2	Transição	Transição	Regiões alisadas e cisalhadas
0,10	10	Moderado	Moderado	Regiões alisadas
0,10	20	Moderado	Transição	Regiões alisadas e cisalhadas
0,10	30	Transição	Transição	Regiões alisadas, cisalhadas e início de fratura frágil

Considerando os dados obtidos nas Tabela 4.10 e Tabela 4.12, para a caracterização dos regimes de desgaste, foi possível construir um diagrama de transição de desgaste para a alumina em condição de umidade relativa de 23%, semelhante ao obtido para a umidade relativa de 50%. Esse diagrama é apresentado na Figura 4.24. Nesse caso, não foi possível a representação de uma linha de contorno entre as condições de ensaio em regime moderado e as de transição. Por outro lado, comparando esse diagrama como o da Figura 4.18, fica evidente que sob UR de 23%, numa mesma faixa de valores de carga aplicada, a transição ocorre para velocidades de deslizamento significativamente menores. Uma análise comparativa dos resultados obtidos sob as duas atmosferas de ensaio é apresentada na seção abaixo.

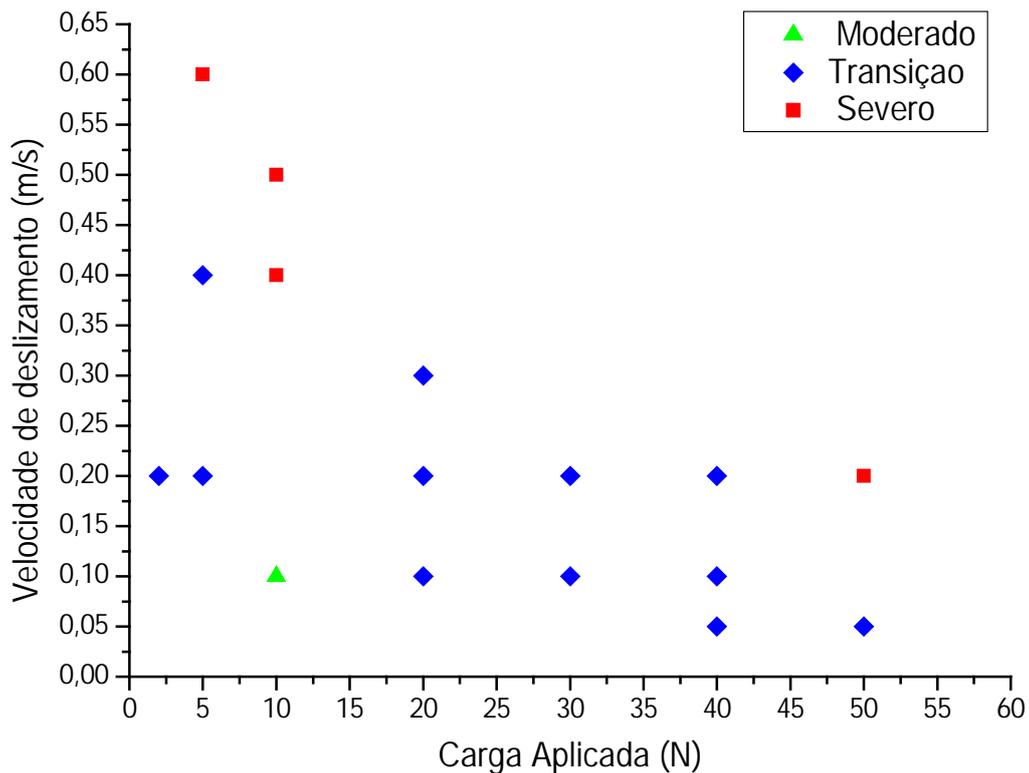


Figura 4.24 Diagrama de transição de regime de desgaste para a alumina em umidade relativa de 23%.

4.3.3 Comparação dos resultados em função das diferentes umidades relativas

A Tabela 4.13 apresenta os resultados obtidos de taxa específica de desgaste, W , ($\text{mm}^3/\text{N.m}$) e a classificação do regime de desgaste para situações de ensaio de carga aplicada (N) e velocidade de deslizamento (m/s), utilizadas para duas umidades relativas do ar: 50% e 23%. Os dados são apresentados em ordem decrescente de velocidade de deslizamento, e as caracterizações dos regimes de desgastes são as mesmas já discutidas.

Pela análise dessa tabela, verifica-se grande mudança nos valores de taxa específica de desgaste para uma mesma carga e velocidade devido a diferença de umidade relativa do ar. Por exemplo, para a condição de 0,6 m/s e 5 N, houve mudança da taxa de $0,60 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ em UR de 50% para taxa de $16,75 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ em UR de 23%. Isso representa um aumento de valor de quase 28 vezes ou aumento de 2791%. Além dessa significativa alteração de valores de taxa, houve mudança de regime de desgaste de moderado para severo conforme a umidade relativa do ar. Esse aumento também foi percebido para as outras combinações de carga e velocidade, sendo que os valores se alteraram de aproximadamente 4,5 a 40 vezes. Observa-se ainda que maiores valores, ou de velocidade ou carga, foram aqueles que geraram os maiores aumentos nas taxas de desgaste. Por esses resultados, é fato que a umidade relativa do ar exerce grande influência no comportamento de desgaste de uma alumina em deslizamento.

Tabela 4.13 Valores de taxa específica de desgaste e regime de desgaste para mesmas combinações de velocidade/carga para duas umidades relativas do ar: 50% e 23%.

Velocidade de deslizamento (m/s)	Carga Aplicada (N)	Taxa UR 50% (10^{-6} mm ³ /N.m)	Regime desgaste UR 50%	Taxa UR 23% (10^{-6} mm ³ /N.m)	Regime desgaste UR 23%	Razão de aumento da taxa*
0,60	5	0,60	Moderado	16,75	Severo	27,91
0,50	10	0,47	Moderado	10,64	Severo	22,34
0,40	10	0,56	Moderado	22,02	Severo	39,32
0,30	20	0,64	Moderado	2,88	Transição	4,50
0,20	30	0,46	Moderado	2,32	Transição	5,04
0,20	40	0,38	Moderado	1,78	Transição	4,68
0,20	50	0,37	Moderado	12,44	Severo	33,62

*Calculado pela razão entre a taxa obtida em UR 23% e taxa obtida em UR 50%.

A Figura 4.25 permite observar que a carga crítica para a transição de regime na umidade de 23% foi menor do que aquela encontrada para umidade de 50% para a mesma velocidade de deslizamento, 0,2 m/s. Os valores de carga crítica para umidade de 23% e 50% foram, respectivamente, de 50 N e 70 N. Além disso, a dispersão dos valores de taxa de desgaste foram maiores e mais representativos para a baixa umidade. Observa-se também que aparentemente a transição de desgaste é mais bem definida para a umidade de 50%, uma vez que a diferença de valores da taxa antes e após a transição foi maior a 50% do que a 23%. Inclusive pelo fato de que, sob a menor umidade, observa-se um aumento da taxa de desgaste em cargas significativamente inferiores à carga crítica, e é importante lembrar-se da discussão da seção anterior que, nesses casos, o regime de desgaste foi caracterizado como sendo de transição.

Na Figura 4.26 não foi possível reconhecer a velocidade crítica para UR 23%, para as cargas de 20 N e 40 N. Nesse caso, as características de desgaste em regime de transição são observadas já em velocidades de deslizamento tão baixas quanto 0,10 m/s.

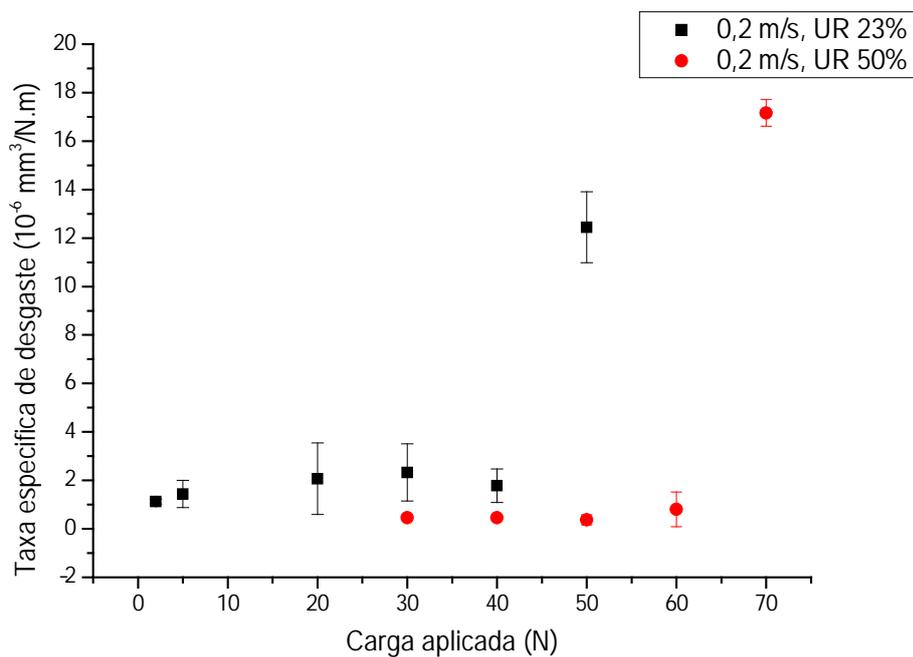


Figura 4.25 Taxa específica de desgaste em função da carga aplicada para valores de velocidade de deslizamento para umidade de 23% e 50%.

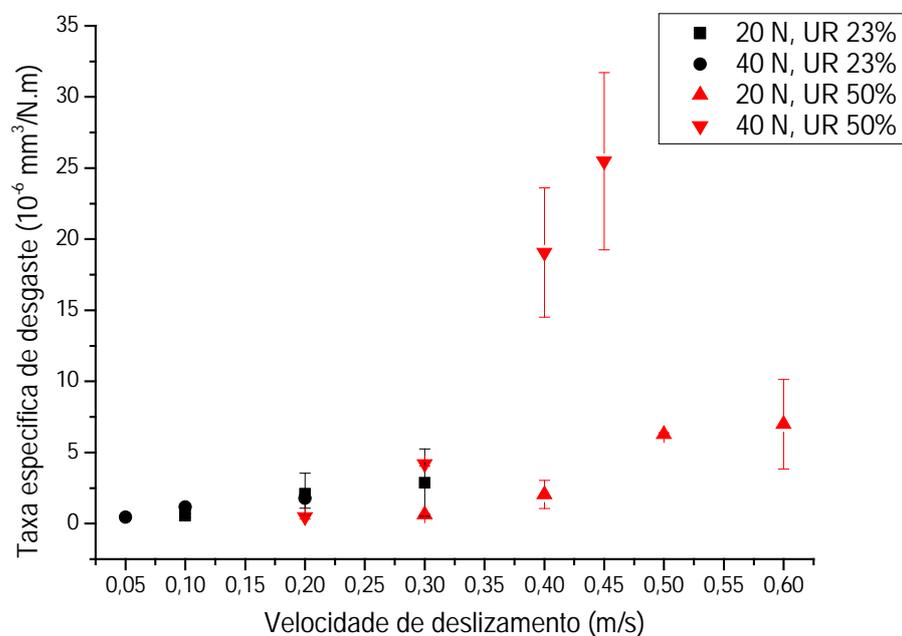
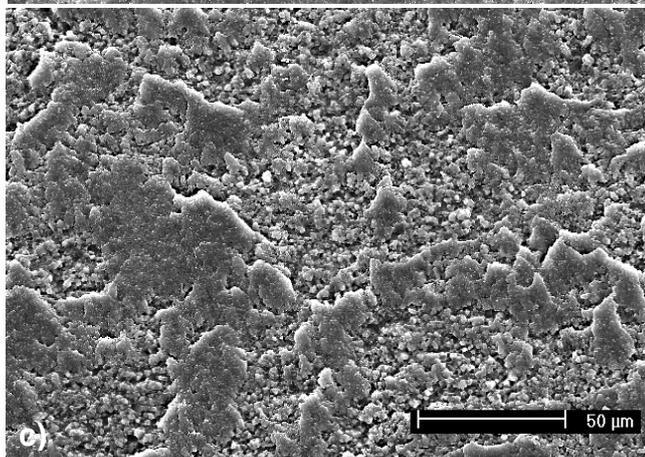
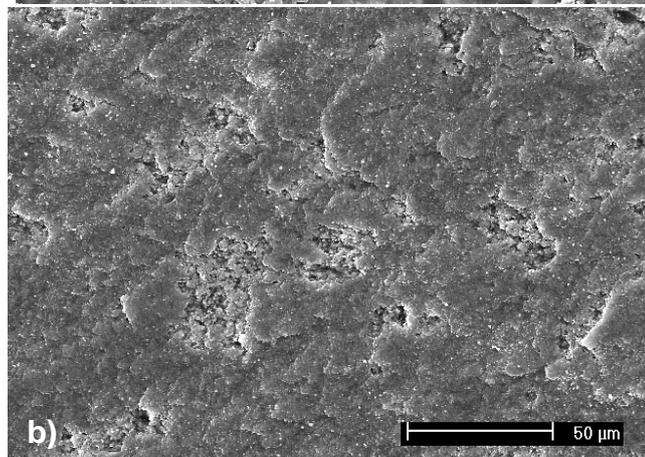
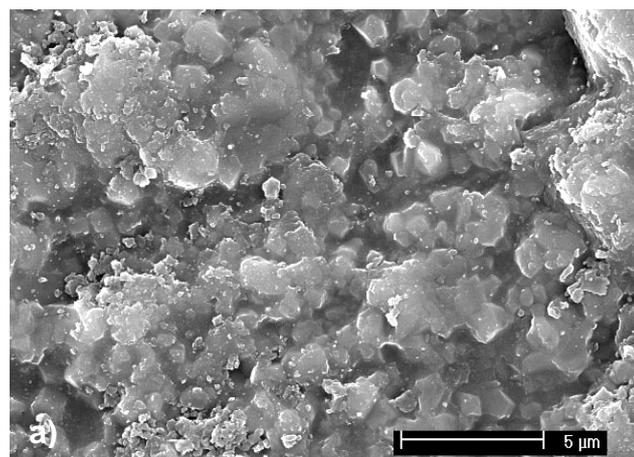


Figura 4.26 Taxa específica de desgaste em função da velocidade de deslizamento para valores de carga aplicada para umidade de 23% e 50%.

Pela análise das micrografias obtidas por MEV das superfícies desgastadas apresentadas nas Seções 4.3.1.2 e 4.3.2.2, foi reconhecido que tanto para umidade de 23% e 50%, o dano superficial gerado pelo desgaste foi por cisalhamento e trincamento da camada superficial, fratura frágil e arrancamento de grão, e este foi dependente das condições do ensaio. Foi então possível reconhecer um padrão de comportamento, aqui apresentado, em que altas cargas aplicadas propiciaram a fratura frágil (Figura 4.27 (a)) enquanto que velocidades altas o cisalhamento da camada superficial (Figura 4.27 (b)). Além disso, foi possível perceber que há uma diferença qualitativa na quantidade de superfície cisalhada entre baixa (Figura 4.27 (b)), média (Figura 4.27 (c)) e alta (Figura 4.27 (d)) velocidade.

Pela comparação das superfícies desgastadas para diferentes umidades relativas, em ambas foi possível o reconhecimento de uma camada superficial que pode ser reconhecida como o tribofilme, mas este que é, aparentemente, menos resistente nas amostras submetidas a ensaios sob menor umidade. Isso porque, qualitativamente, estas apresentaram regiões mais trincadas e como consequência, a maior quantidade de destacamento (observar a Figura 4.23 (d)). A explicação mais provável para essa observação é que a camada superficial formada nos ensaios sob menor umidade seja mais fina. Essa hipótese não pôde ser verificada pela técnica de caracterização microestrutural utilizada, a MEV, porém as micrografias apresentadas na Figura 4.28 podem ser tomadas como evidências. Dessa forma, a mudança nos valores tanto de valores críticos de transição como diagrama de transição, poderiam estar associados à formação de camada superficial mais fina e menos efetiva na proteção ao desgaste, para a umidade de 23%. A melhor caracterização da espessura da camada superficial exigiria técnicas mais especificamente dedicadas a isso.



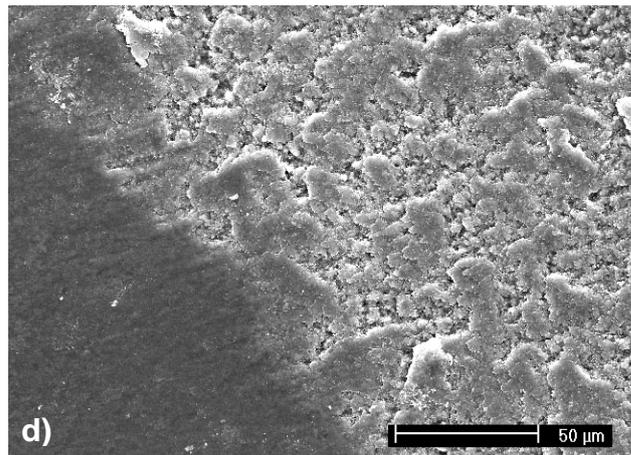


Figura 4.27 Superfícies desgastadas para diferentes severidades de ensaio representando os regime de desgaste e os respectivos mecanismos UR 50%: (a) 0,2 m/s e 70 N, fratura frágil, (b) 0,6 m/s e 10 N, cisalhamento, (c) 0,4 m/s e 30 N, cisalhamento e fratura frágil e (d) 0,2 m/s e 60 N, cisalhamento e fratura frágil

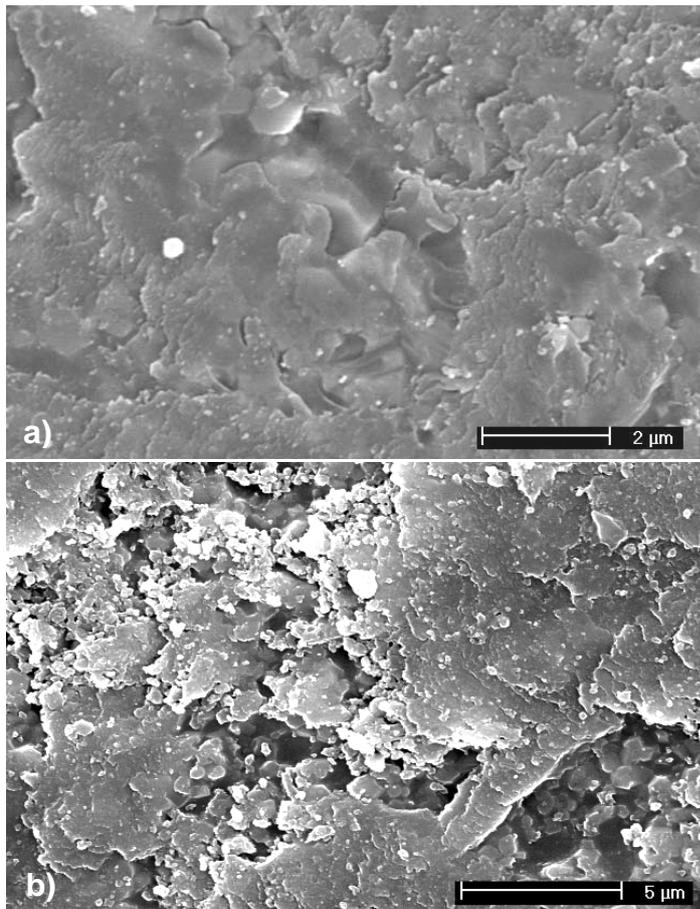


Figura 4.28 Comparação entre espessuras de camadas superficiais para: (a) UR 23 %, 0,2 m/s e 40 N e (b) UR 50%, 0,6 m/s e 10 N.

4.1 Discussão geral dos resultados

4.1.1 Mecanismos de dano superficial

Nas superfícies desgastadas produzidas e caracterizadas neste trabalho foi observada a formação de tribofilme, conforme ilustrado na Figura 4.29. As imagens obtidas por MEV apresentam a superfície analisada. Além disso, a existência do tribofilme é comprovada pela presença de detritos em formato de rolos, como mostrado na literatura [55] e observado na Figura 4.29 (b).

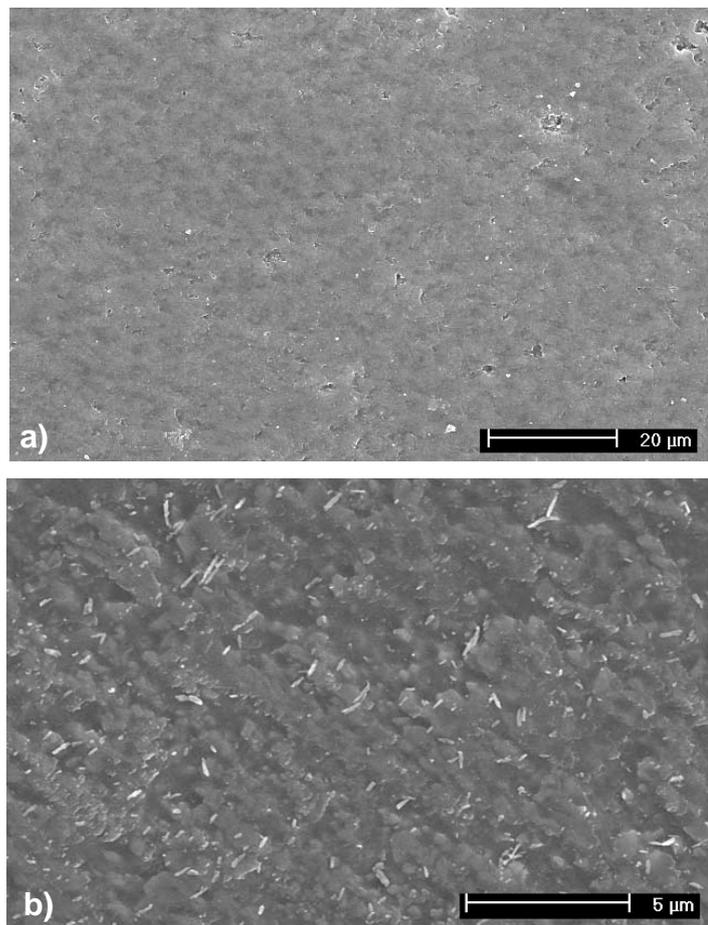
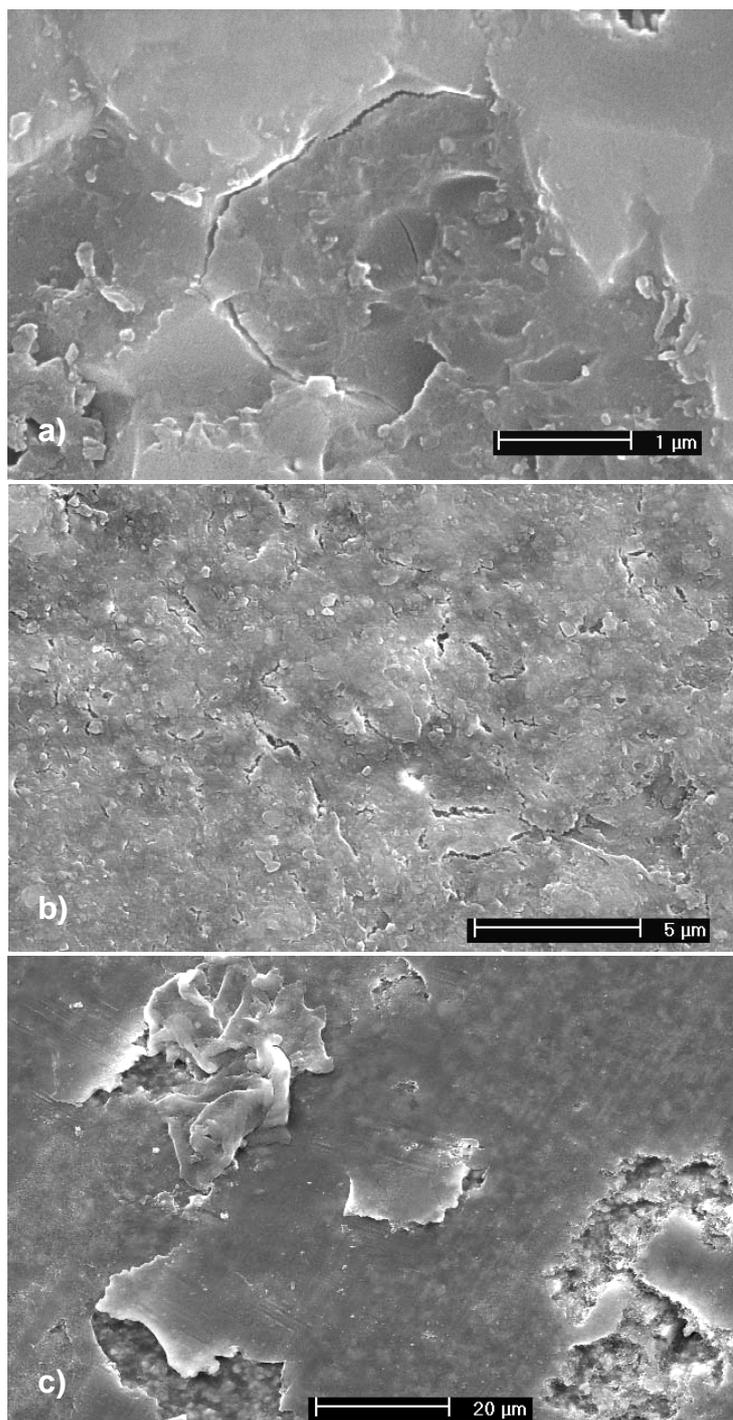


Figura 4.29 Superfície alisada pela formação dos tribofilmes na alumina em (a) e (b) detritos em formato de rolos.

No presente trabalho para essa superfície alisada do pino, foi possível comprovar a ocorrência de dois mecanismos predominantes de dano a superfície, que levam ao desgaste subsequente pela fratura frágil: o destacamento e o cisalhamento por fadiga e abrasão dos tribofilmes. Esses danos foram reconhecidos por imagens obtidas via MEV para várias condições de ensaios e serão apresentadas em seqüência para demonstrar a formação destes. A Figura 4.30 apresenta a proposição de seqüência de formação para o destacamento e a Figura 4.31 para o cisalhamento e serão explicadas a seguir.

Para o caso do destacamento, em condições de ensaios que levaram a altas cargas de carregamento, houve a geração de trincas na superfície do tribofilme (Figura 4.30 (a)). Pelo movimento e carregamento cíclico, essas trincas crescem por fadiga e podem se juntar (Figura 4.30 (b)). Devido às fracas interações entre a camada de tribofilme e o substrato, levam ao arrancamento de parte do material superficial em forma de plaquetas (Figura 4.30 (c)). Neste momento, são criadas cavidades relativamente grandes, quando comparadas à porosidade e ao tamanho de grãos, na superfície do tribofilme. Estas cavidades vão agir como concentradores de tensão por serem pontos de geração e crescimento preferencial de trincas (Figura 4.30 (d)). Esse processo segue contínuo pela ação do movimento cíclico, criando grandes regiões fraturadas (Figura 4.30 (e)) que devido à inexistência de uma camada protetora, leva a fratura frágil do material. A formação de detritos resulta na formação de nova camada protetora de tribofilme. Apesar de haver a deposição de detritos finos nas mencionadas cavidades superficiais, há competição entre a cinética de formação das camadas e o dano mecânico pelo carregamento. Com o aumento da severidade, a fratura frágil torna-se o mecanismo predominante ((Figura 4.29 (e)).



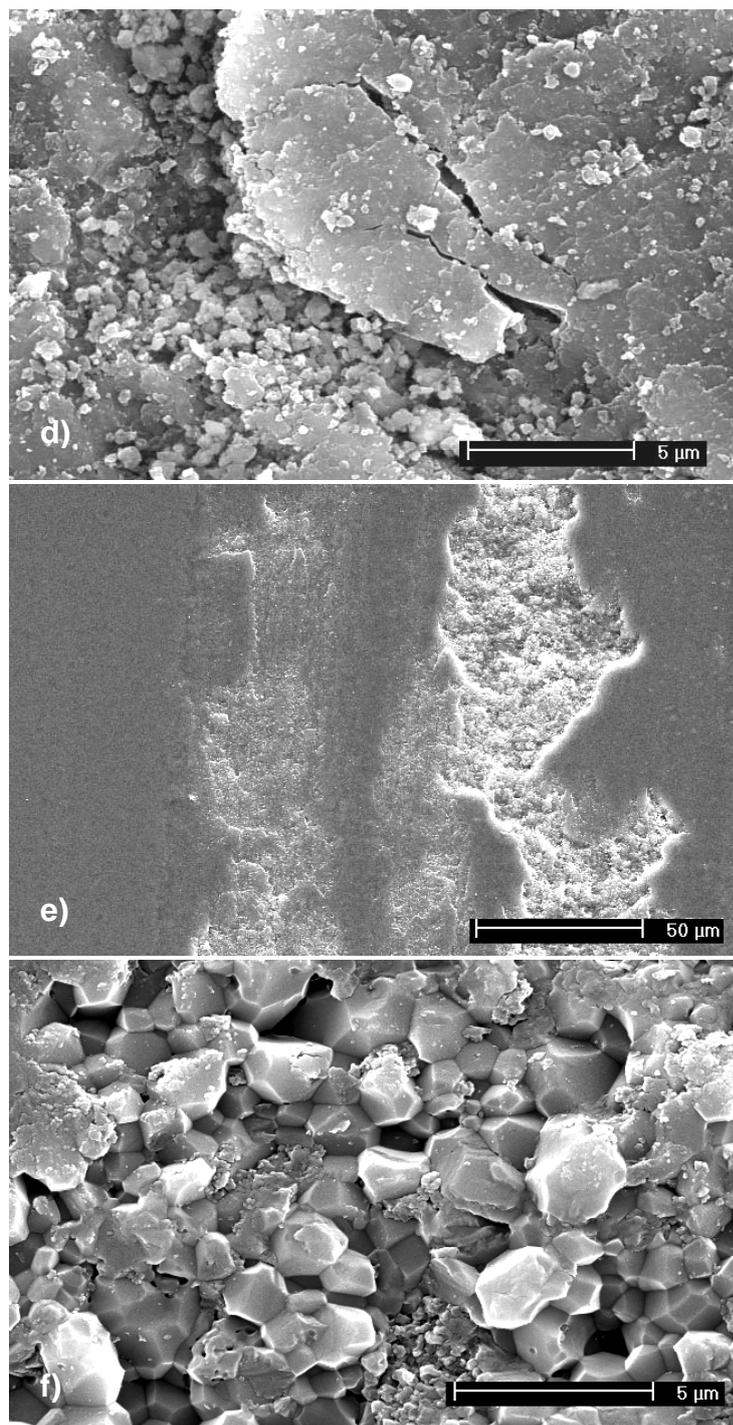
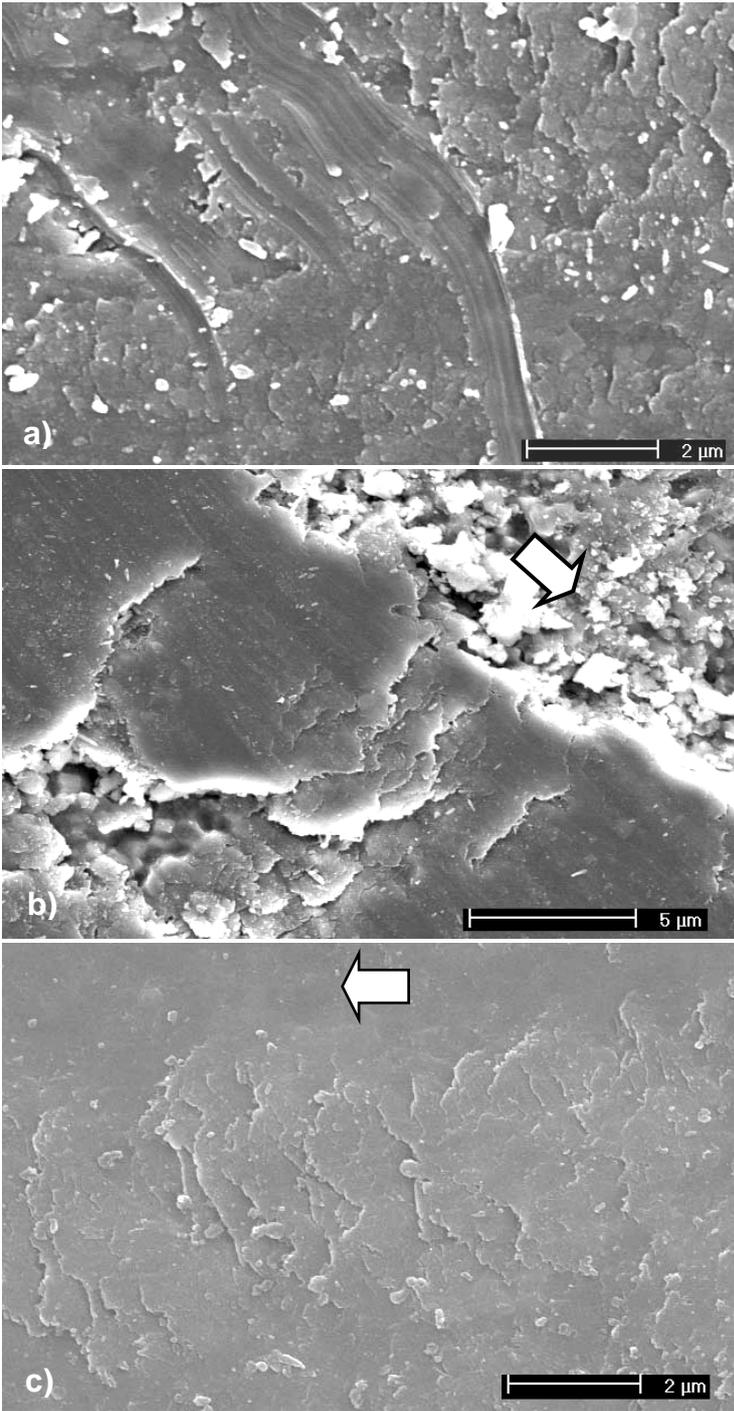


Figura 4.30 Seqüência de imagens obtidas via MEV representando o mecanismo de destacamento dos tribofilmes e conseqüente fratura frágil para alumina em deslizamento.

O segundo mecanismo de dano por desgaste é o do cisalhamento da camada superficial e este é representado na seqüência de imagens representada na Figura 4.31. As camadas de tribofilmes são mecanicamente menos resistentes por se tratarem de um aglomerado de partículas reagidas e ligadas fracamente. Dessa forma, essas camadas são facilmente deformadas e cisalhadas quando submetidas a uma tensão [56]. A Figura 4.31 (a) comprova esse fato neste trabalho, no qual, provavelmente pela presença de um corpo mais duro – terceiro corpo – houve o sulcamento da camada superficial e esta se deformou ao invés de trincar. Pela aplicação de uma carga, pela velocidade de deslizamento e atrito, a camada superficial sofre tensões de cisalhamento. Com o movimento entre os corpos, pela diferença de velocidade relativa e pelas forças de atrito contrárias ao movimento, a camada superficial vai sofrer arraste devido à baixa resistência mecânica e será então deformada por tensões cisalhantes no sentido do movimento. Esse fato é ilustrado na Figura 4.31 (b). Pelo movimento cíclico, a camada que estava inicialmente pouco cisalhada, vai ser continuamente deformada, Figura 4.31 (c) e (d), no sentido do movimento, resultando em regiões inteiras com aspecto de deformação como na Figura 4.31 (e). Posteriormente, pela fadiga superficial, essa camada cisalhada será arrancada ou destacada da superfície, gerando cavidades que propiciarão a fratura frágil dessa superfície.



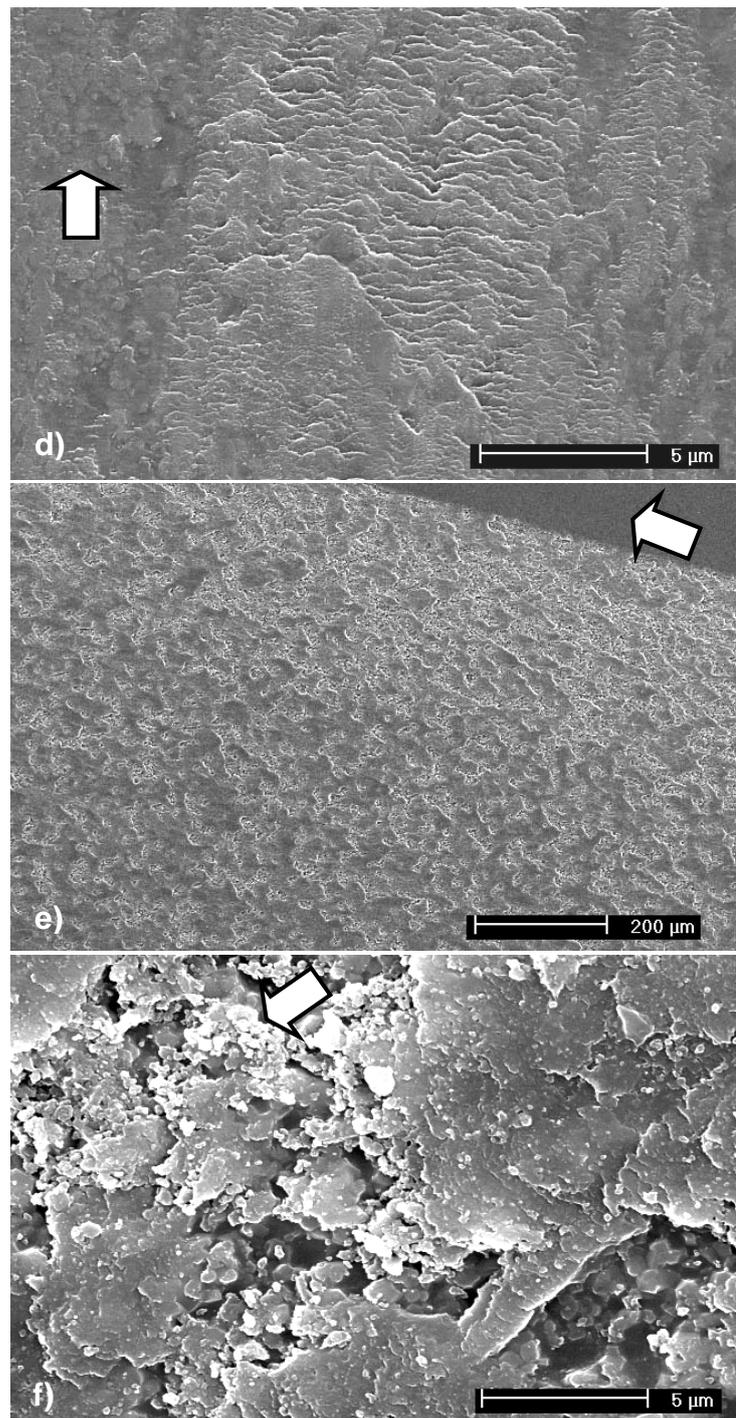


Figura 4.31 Sequência de imagens obtidas via MEV representados o mecanismos de cisalhamento dos tribofilmes e conseqüente fratura frágil para alumina em deslizamento.

A condição ambiental, como a umidade relativa do ar, é um dos parâmetros mais importantes, pois é ela que determina a cinética de formação dos tribofilmes e em consequência, a espessura da camada. Enquanto isso, a combinação dos parâmetros de carga aplicada e velocidade de deslizamento é que determina a “quantidade” de superfície destacada ou cisalhada, porém ambas no final, em condições de regime severo, serão fraturadas fragilmente. Porém, os processos de destacamento e cisalhamento da camada superficial são concomitantes, ilustrado pela Figura 4.32 e não podem ser separadas em ocorrência.

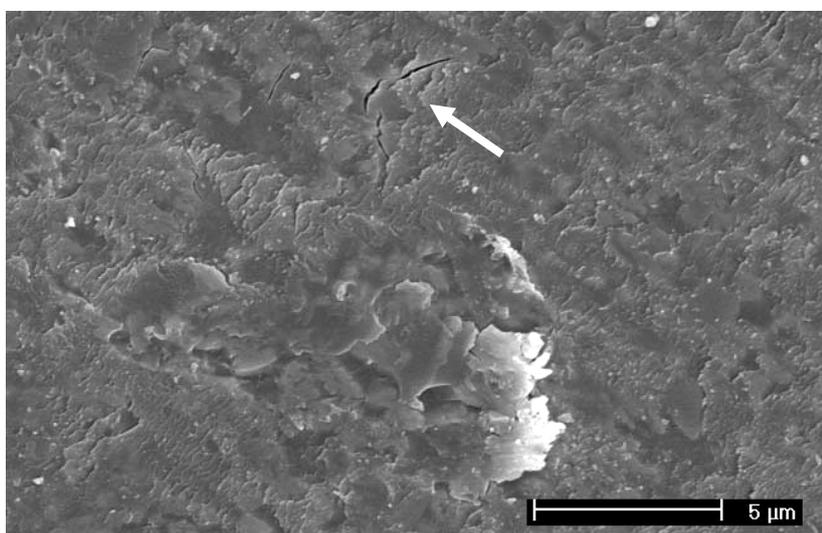


Figura 4.32 Destacamento e cisalhamento do tribofilme como processos simultâneos.

O dano causado nos discos de desgaste foi basicamente de destacamento das camadas de tribofilmes formados devido à criação de trincas que geraram a aparência de escama de peixe na alumina (ver Figura 4.14). Essa morfologia é explicada em função de que o disco sofreu dano por choque térmico [140,141]. Isso porque a estabilidade da temperatura superficial é importante em materiais com baixo coeficiente de condução térmica pela resposta justamente ao choque térmico. Em um ensaio do tipo pino do disco, a velocidade de deslizamento é um parâmetro importante, pois enquanto que a superfície do pino está sempre em contato com o disco e sob as condições de carregamento, o disco é submetido a pulsos cíclicos de fadiga termo-mecânica.

Nessa situação de resfriamento-aquecimento, o material do disco tende a se expandir e contrair dependendo do seu coeficiente de expansão. Essas variações dimensionais podem causar tensão residual e o trincamento por choque térmico.

4.1.2 Correlação entre a taxa e regime com os parâmetros de ensaio.

O comportamento de desgaste da alumina em deslizamento é fortemente dependente da carga aplicada, da velocidade de deslizamento e do ambiente, e os resultados obtidos neste trabalho comprovaram esse fato. Mudanças tanto na taxa específica de desgaste, rugosidade superficial e regime de desgaste foram decorrentes dos tipos de mecanismos de desgaste predominantes em cada situação. Utilizando o diagrama de transição construído para umidade relativa do ar de 50% é possível explicar e correlacionar essas mudanças.

Primeiramente, para valores de combinações de carga aplicada e velocidade de deslizamento abaixo da linha de transição, no regime moderado, superfícies com aparência alisadas, devido à criação das camadas de tribofilmes, são esperadas. Essa camada é considerada protetiva, pois atua como um lubrificante. A literatura explica que esse efeito é devido ao alisamento da superfície, isto é, pela diminuição da rugosidade. Inicialmente o contato era feito pelas maiores asperidades e o contato Hertziano era instalado. Após, pela criação da camada, há o aumento da área de contato, e a pressão de contato local é diminuída. Essa camada terá seu efeito protetivo até que condições de carregamento não ultrapassem sua tenacidade a fratura e resistência ao cisalhamento. Além disso, detritos em forma de rolos são benéficos porque atuam como rolamentos entre as duas superfícies diminuindo o contato entre as superfícies.

As combinações de carga e velocidade que se encontram na linha de transição são aquelas condições de carregamento que ultrapassam a resistência dessa camada, e permitem que os mecanismos de destacamento e cisalhamento tenham início. Para situações nesta linha, à esquerda, que representam maiores velocidades de deslizamento, o mecanismo de cisalhamento é predominante, enquanto que à direita, condições de maiores cargas, a destacamento.

Para combinações de valores de parâmetro acima da linha de transição, no regime severo, da mesma forma que o decaimento da linha de transição próxima ao ponto de 70 N (tensão hertziana de 2,7 GPa), pelo carregamento alto, a camada protetiva não é mais efetiva e permite a geração de trincas e conseqüente fratura frágil da alumina do substrato. Dessa forma, nesse regime, o mecanismo abrasivo de fratura frágil é o predominante. Detritos na ordem do tamanho de grão são esperados e atuam com terceiro corpo duro, danificando mais ainda a camada de tribofilme. A mesma explicação acima pode ser dada para a carga crítica, uma vez que essa se encontra normalmente acima da linha de transição e é mais pronunciada que a velocidade crítica. Para a velocidade crítica a possível explicação é que o arraste da camada superficial é tão grande pelas altas tensões de cisalhamento que esta é arrancada pelo crescimento de trincas, quando ainda esta se deformando. A variação dos valores de carga e velocidade crítica para as diferentes combinações de parâmetros é pelos mesmos motivos apontados acima. Quanto maior a severidade do ensaio, isso é, maior a carga e velocidade, menor é a resistência da camada de tribofilme ao movimento e a fadiga e é danífico, gerando a transição abrupta.

Esse fato também pode ser comprovado pelas medidas do perfil de rugosidade. Em situações de maiores velocidade de deslizamento, rugosidade média foi menor (1 μm <math>\langle Ra \rangle < 2 \mu\text{m}</math> do c de alta carga (1,5 μm Para situações de alta velocidade, a medida da rugosidade é da superfície cisalhada. Enquanto isso, para altas cargas, há a medida de regiões fraturas e de cavidades, o que eleva a medidas de grandes vales.

5 CONCLUSÕES

Assim resumidamente, pelos resultados experimentais obtidos e a partir das discussões apresentadas, este trabalho permitiu as seguintes conclusões:

1. A revisão de literatura realizada resultou no estabelecimento de uma metodologia de caracterização do comportamento de desgaste de amostras de alumina densa, pelo ensaio de pino no disco que considera o efeito da variação dos parâmetros extrínsecos carga aplicada e velocidade de deslizamento. Combinações desses parâmetros foram definidas de modo a atingir as condições limites entre o regime de desgaste moderado e a transição para o regime de desgaste severo.
2. Essa metodologia permitiu a construção de um diagrama de transição de regime de desgaste simplificado, estabelecendo as condições que resultam em desgaste severo, em função dos dois parâmetros acima. Mantidos os demais parâmetros extrínsecos de ensaio sob controle, o desvio da média dos resultados de taxa específica de desgaste foi inferior a 20% para desgastes em regime moderado, comprovando a reprodutibilidade das condições de ensaio estabelecidas uma vez que este regime representa uma das condições para o material ser considerado como resistente ao desgaste.
3. Foi mostrado o grande efeito da umidade relativa do ar sobre o comportamento de desgaste da alumina. Para ensaios realizados sob umidade relativa do ar de 50%, o diagrama de desgaste construído deixa evidenciada uma ampla faixa de valores de carga aplicada e velocidade de deslizamento em que a alumina apresenta desgaste moderado e portanto, deve apresentar bom desempenho quanto ao desgaste. Para a umidade relativa de 23%, mesmo nos limites inferiores de carga e velocidade adotados nos ensaio, o diagrama

exibe a ocorrência de desgaste em regime de transição, mostrando que nesse caso a alumina deve ter desempenho inadequado a aplicações.

4. As técnicas de análise das superfícies desgastadas, microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e perfilometria ótica permitiram, além da caracterização do regime de desgaste ocorrido nos ensaios, a discussão dos mecanismos de desgaste envolvidos. Foram reconhecidos dois mecanismos de dano superficial predominantes, conforme combinação de parâmetros de velocidade de deslizamento e carga aplicada, sendo que a remoção do material foi por mecanismos de desgaste de fadiga e abrasão. Foram eles:
 - a. Cisalhamento da camada superficial para condições de ensaio a altas velocidades e baixas cargas;
 - b. Delaminação da camada superficial para condições de ensaio de altas cargas e baixas velocidades.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Caracterizar e estudar a formação dos tribofilmes com diferentes condições de carga, velocidade e umidade;
- Realizar mais ensaios de desgaste variando a carga aplicada e a velocidade de deslizamento para a umidade relativa do ar de 23%;
- Caracterizar o comportamento da taxa específica de desgaste e das superfícies desgastadas com a variação da distância de deslizamento.
- Medir os coeficientes de atrito e alterações sonoras para os ensaios já realizados;
- Realizar ensaios de desgaste utilizando o procedimento adotado para verificar se o mesmo é sensível a mudanças em propriedades intrínsecas do material, como o tamanho de grão.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. JOST, H. P., **Lubrication (tribology) – A report of the present position and industry's needs**, Dep. of Education and Science, H. M. Stationary Office, Londres, 1966.
2. BHUSHAN, B., **Modern Tribology handbook**, Vol. 1, CRC Press LLC, Florida, 2001.
3. **Friction, lubrication and wear technology**, ASM International, v.18, 1992.
4. LUDEMA, K. C., **Friction, wear, lubrication**, CRC Press LLC, Florida, 1996.
5. MEDVEDOVSKI, E., Wear-resistant engineering ceramics, **Wear**, v. 249, p.821-828, 2001.
6. Norma DIN 50320: **Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste**. Metalurgia e Materiais, São Paulo: ABM, p.619-622, 1997.
7. KRAGHESKII, I. V., **Friction and wear**, Butterworths, Washington, 264, 1965.
8. CZICHOS, H.; KLAFFKE, D.; SANTNER, E.; WOYDT, M., Advances in tribology: the materials point of view, **Wear**, v. 190, p.155-161, 1995.
9. ZUM-GARH, K., H., **Microstructure and wear of materials**, Tribology Series, v. 10, Elsevier, 1987.

10. BHUSHAN, B., **Introduction to Tribology**, John Wiley & Sons, Inc, New York, 2002.
11. KODA, F., **Estudo da fadiga de contato em engrenagens cilíndricas de dentes retos**, Dissertação defendida no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Materiais, UTFPR, Curitiba, p. 41, 2009.
12. XU, J.; KATO, K., Formation of tribochemical layer of ceramics sliding in water and its role for low friction, **Wear**, v. 245, p.61-75, 2000.
13. PRESSER, V.; NICKEL, K.G.; KRUMMHAUER, O.; KAILER, A., A model for wet silicon carbide tribo-corrosion, **Wear**, v. 267, p.168-176, 2009.
14. FERREIRA, V. **Processamento e caracterização mecânica e tribológica do compósito Al₂O₃/NbC**, Dissertação apresentada ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade São Paulo, São Paulo, 2001.
15. HUTCHINGS, I., M., **Tribology – friction and wear of engineering materials**, Edward Arnold, London, 1992.
16. BAYER, R. G., **Mechanical wear fundamentals and testing**, Second Edition, Marcel Dekker Inc, New York, 2004.
17. STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W., **Engineering Tribology**, Elsevier, Amsterdam, 1993.
18. DA SILVA, R. C., **Mecanismo de desgaste de poliuretano em ensaios de microabrasão**, Dissertação apresentada a Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2006.

19. JOHNSON, K.L., **Contact mechanics**, Cambridge University Press, London, 1989, p.85-106.
20. SINGHAL, V.; LITKE, P. J.; BLACK. A. F.; GARIMELLA, S. V., An experimentally validated thermo-mechanical model for the prediction of thermal contact conductance, **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 48, p.5446-5459, 2005.
21. DAS NEVES, J. C. K., **Desenvolvimento de um equipamento para ensaio de fadiga de contato de esfera sobre plano e sua aplicação na caracterização de ferros fundidos com matrizes de elevada dureza**, Tese apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.
22. CAMPANHA, M. V., **Estudo sobre a vida útil de rolamentos fixos de uma carreira de esferas**, Dissertação apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.
23. AMONTONS, G., De la résistance causée dans lês machines, **Mémoires de l'Académie Royale**, A, p.257-282, 1699.
24. KATO, K., Tribology of ceramics, **Wear**, v. 136, p.117-133, 1990.
25. HOLM, R., **Electrical contacts**, Springer, Stockholm, 1946.
26. LANCASTER, J. K., Abrasive wear of materials, **Tribology**, v. 2, p.244-245, 1969
27. BOWDEN, F. P.; TABOR, D., **The friction and lubrication of solids**, Clarendon Press, Oxford, 1954.

28. ARCHARD, J., F., Contact and rubbing of flat surfaces, **Journal of Applied Physics**, v. 24, p.981-988, 1953.
29. ARCHARD, J., F., HIRST, W., The wear of metals under unlubricated conditions, **Proceedings of the Royal Society London**, v. 236, p.397-410, 1956.
30. DA SILVA JR, C. R. A.; PINTAUDE, G., Uncertainty analysis on the wear coefficient of Archard model, **Tribology International**, v. 41, p.473-481, 2008.
31. SUH, N., P., The delamination theory of wear, **Wear**, v. 25, p.111-124, 1973.
32. EVANS, A., G., **The science of ceramic machining and surface finishing II**, USA Government Printing Office, USA, 1979.
33. BLAU, P. J., Fifty years of research on the wear of metals, **Tribology International**, v. 30, p.321-331, 1997.
34. SPIKES, H., Tribology research in the twenty-first century, **Tribology International**, v. 34, p.789-799, 2001.
35. HSU, S. M., SHEN, M., Wear prediction of ceramics, **Wear**, v.256, p.867-878, 2004.
36. PASARIBU, H. R.; SLOETJES, J. W.; SCHIPPER, D. J., The transition of mild to severe wear of ceramics, **Wear**, v. 256, p.585-591, 2004.
37. ADACHI, K.; KATO, K.; CHEN, N., Wear map of ceramics, **Wear**, v. 203-204, p.291-301, 1997.

38. HSU, S. M.; LIM, D. S.; WANG, Y. S.; MUNRO, R. G., Ceramic wear maps: concept and method development, **Lubrication Engineering**, v. 4, p.49-54, 1991.
39. KATO, K., Micro-mechanisms of wear – wear modes, **Wear**, v. 153, p.277-295, 1992.
40. PINTAUDE, G., **Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza**, Tese apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.
41. DA SILVA, C. H., **Degradação de UHMWPE e de POM devido à ação tribológica contra aço inoxidável e alumina**, Tese apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.
42. HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K., An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear, **Tribology International**, v.21, p.51-57, 1988.
43. KONG, H. ASHBY, M.F., Wear mechanisms in brittle solids, **Acta Metallurgica et Materialia.**, v.40, p.2907-2920, 1992.
44. XIONG, F.; MANORY, R. R., The effects of test parameters on alumina wear under low contact stress, **Wear**, v. 236, p.240-245, 1999.
45. ADACHI, K.; KATO, K.; Formation of smooth wear surfaces on alumina ceramics by embedding and tribo-sintering of fine particles, **Wear**, v. 245, p.84-91, 2000.

46. JENG, M.-C., YAN, L.-Y., Environmental effects on wear of alumina, **Wear**, v. 161, p.111-119, 1993.
47. WANG, Y., HSU, S. M., The effects of operating parameters and environment on the wear and wear transition of alumina, **Wear**, v. 195, p.90-99, 1996.
48. AJAYI, O., O., LUDEMA, K.C., Mechanism of transfer film formation during repeat pass sliding of ceramic materials, **Wear**, v. 140, p.191-206, 1990.
49. GEE, M.G.; BUTTERFIELD, The combined effect of speed and humidity on the wear and friction of silicon nitride, **Wear**, v.162-164, p.234-245, 1993.
50. GEE, M.G.; The formation of aluminum hydroxide in the sliding wear of alumina, **Wear**, v. 153, p.201-227, 1992.
51. PRESSER, V.; BERTHOLD, C.; WIRTH, R.; NICKEL, K. G., Structural characterization of tribologically influenced silicon carbide ceramic surfaces, **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 12, p.73-80, 2008.
52. STACHOWIAK, G. W.; BACTHELOR, A. W.; STACHOWIAK, G. B., **Experimental methods in tribology, Tribology Series**, v. 44, Elsevier, , Amsterdam, 2004.
53. COZZA, R. C., **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste micro-abrasivo**, Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2006.

54. DENAPE, J.; LAMON, J., Sliding friction of ceramics: mechanical action of the wear debris, **Journal of Materials Science**, v. 25, p.3592-3604, 1990.
55. ROY, R.S.; GUCHHAIT, H.; CHANDA, A.; BASU, D.; MITRA, M.K.; Improved sliding wear-resistance of alumina with sub-micron grain size: A comparison with coarser grained material, **Journal of the European Ceramic Society**, v.27, p.4737-4743, 2007.
56. FISCHER, T. E.; ZHU, Z.; KIM, H.; SHIN, D. S., Genesis and role of wear debris in sliding wear of ceramics, **Wear**, v. 245, p.53-60, 2000.
57. KATO, K.; ADACHI, K., Wear of advanced ceramics, **Wear**, v. 253, p.1097-1104, 2002.
58. HSU, S.M; WANG, Y. S.; MUNRO, R. G., Quantitative wear maps as a visualization of wear mechanism transitions in ceramic materials, **Wear**, v. 134, p.1-11, 1989.
59. LEE, S. W.; HSU, S. M.; SHEN, M.C, Ceramic wear maps: zirconia, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 74, p.1036-1044, 1991.
60. BLOMBERG, A.; OLSSON, M.; HOGMARK, S.; Wear mechanisms and tribo mapping of Al₂O₃ and SiC in dry sliding, **Wear**, v. 171, p.77-89, 1994.
61. DONG, X.; JAHANMIR, S.; HSU, S. M., Tribological characteristics of α -alumina at elevated temperature, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 74, p.1036-1044, 1991.
62. DONG, X.; JAHANMIR, S., Wear transition diagram for silicon nitride, **Wear**, v. 165, p.169-180, 1993.

63. LIM, S.C.; ASHBY, M. F., Wear mechanism maps, **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 35, p.1-24, 1987.
64. RABINOWICZ, E., **Friction and wear of materials**, John Wiley and Sons, New York, 1965.
65. TIM, B. Y.; WINER, W. O., Friction-induced thermal influences in elastic contact between spherical asperities, **ASME Journal of Tribology**, v. 111, p.315-322, 1989.
66. HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K., Wear mode diagram of ceramics, **Proceedings of the 33rd JSLE Conference**, p.9-12, 1989.
67. HOKKIRIGAWA, K, Wear mode map of ceramics, **Wear**, v. 151, p.219-228, 1991.
68. HSU, S. M., SHEN, M. C, Ceramic wear maps, **Wear**, v. 200, p.154-175, 1996.
69. HE, C.; WANG, Y. S; WALLACE, J. S.; HSU, S. M., The effect of microstructure on the wear transition of zirconia toughened alumina, **Wear**, v. 162-164, p.314-321, 1993.
70. LIU, H.; HSU, S. M., Modeling of micro-fracture-induced wear and wear transition of polycrystalline alumina under sliding, **Wear**, v. 195, p.169-177, 1996.
71. WANG, Y. S.; HSU, S. M., Wear and wear transition modeling of ceramics, **Wear**, v. 195, p.35-46, 1996.

72. CHO, S.-J.; MOON, H.; HOCKEY, B., J.; HSU, S., M., The transition from mild to severe wear in alumina during sliding, **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 40, p.185-192, 1992.
73. WANG, Y.S.; HE, C.; HOCKEY, B.J.; LACEY, P.I.; HSU, S.M.; Wear transitions in monolithic alumina and zirconia-alumina composites, **Wear**, v.181, p.156-164, 1995.
74. BRENDEL, H., **Wissenspeicher Tribotechnik Schmierstoffe – Gleit – Roll und Wälzpaarungen – Schmiereinrichtungen**, v. 2. Auflage, VEB Fachbuchoverlag, Leipzig, 1988.
75. DE LIMA, M. J., **Desgaste de cerâmicas avançadas**, Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica: Engenharia de precisão da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1996.
76. ANDERSSON, P., BLOMBERG, A., Alumina in unlubricated sliding point, line and plane contacts, **Wear**, v. 170, p.191-198, 1993.
77. CALLISTER, W. D., **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**, LTC, Nova Iorque, 5ª Edição, 2002.
78. CHO, S.J. HOCKEY, B.,J., LAWN, B.,R., BENNISON, S.,J., J.; Grain size and R-curve effects in the abrasive wear of alumina, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 72, p.1249-1952, 1989.
79. LIU, H.; FINE, M.E.; Modeling of grain size dependence microfracture-controlled sliding wear in polycrystalline alumina, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 76, p.2393-2396, 1993.

80. DAVIDGE, R.W.; RILEY, F.L.; Grain size dependence of the wear of alumina, **Wear**, v.186-87, p.45-49, 1995.
81. BAWJA, S., RAINFORTH, W. M., LEE, W. E., Sliding wear behavior of SiC-Al₂O₃ nanocomposites, **Wear**, v. 259, p.553-561, 2005.
82. BARCEINAS-SANCHES, F.D.O.; RAINFORTH, W.M.; On the role of plastic deformation during the mild wear of alumina, **Acta Materialia**, v.46, p.6475-6483, 1998.
83. ZUM-GAHR, K.H.; BUNDSCHUH, W.; ZIMMERLIN, B.; Effect of grain size on friction and sliding wear of oxide ceramics, **Wear**, v. 162-64, p.269-279, 1993.
84. SENDA, T.; YASUDA, E.; KAJI, M.; BRADT, R.C.; Effect of grain size on the sliding wear and friction of alumina at elevated temperatures, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 82, p.1505-1511, 1999.
85. CHEN, H.J.; RAINFORTH, W.M.; LEE, W.E.; The wear behavior of Al₂O₃/SiC ceramic nanocomposites, **Scripta materialia**, v. 42, p.555-560, 2000.
86. XIONG, F.; MANORY, R.R.; WARD, L.; TERHECI, M.; Effect of grain size and test configuration on the wear behavior of alumina; **Journal of the American Ceramic Society**, v. 80, p.1310-1312, 1997.
87. DUBRUJEAUD, B.; VARDAVOULIAS, M.; JEANDIN, M., The role of porosity in the dry sliding wear of ferrous alloy, **Wear**, v. 174, p.155-161, 1994.
88. HE, Y. J.; WINNUBST, L.; BURGGRAAF, A. J.; VERWEIJ, H.; VANDERVARST, P. G. T.; DEWITH, B., Influence of porosity on friction

and wear of tetragonal zirconia polycrystal, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 80, p.377-380, 1997.

89. LI, D. Y.; LUO, Y. C., Effects of TiN nano-particles on porosity and wear behavior of TiC/TiNi tribo composite, **Journal of Materials Science Letters**, v. 20, p.2249-2252, 2001.
90. HAMID, A. A.; GHOSH, P. K.; JAIN, S. C.; RAY, S., Influence of particle content and porosity on the wear behavior of cast in situ Al(Mn)-Al₂O₃(MnO₂) composite, **Wear**, v. 260, p.368-378, 2006.
91. CHEN, Q.; LI, D. Y.; COOK, B., Is porosity always detrimental to the wear resistance of materials? – A computational study on the effect of porosity on erosive wear of TiC/Cu composites, **Wear**, v. 267, p.1153-1159, 2009.
92. KANG, J.; HADFIELD, M., The influence of heterogeneous porosity on silicon nitride/steel wear in lubricated rolling contact, **Ceramics International**, v. 26, p.315-324, 2000.
93. LATELLA, B. A.; O'CONNOR, B. H., Effect of porosity on the erosive wear of liquid-phase-sintered alumina ceramics, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 82, p.2145-2149, 1999.
94. SIMCHI, A.; DANNINGER, H., Effects of porosity on delamination wear behavior of sintered plain iron, **Powder Metallurgy**, v. 47, p.73-80, 2004.
95. ZHANG, F., C., LUO, H., H., WANG, T. S., ROBERTS, S., G., TODD, R. I., Influence factors on wear resistance of two alumina matrix composites, **Wear**, v. 265, p.27-33, 2008.

96. RODRÍGUEZ, J., MARTÍN, A., PASTOR, J., Y., LLORCA, J., Sliding wear of alumina/silicon carbide nanocomposites, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 82, p.2252-2254, 1999.
97. ORTIZ-MERINO, J., L., TODD, R., I., Relationship between wear rate, surface pullout and microstructure during abrasive wear of alumina and alumina/SiC nanocomposites, **Acta Materialia**, v. 53, p.2245-3357, 2005.
98. LUO, H., H., ZHANG, F., C., ROBERTS, S., G., Wear resistance of reaction sintered alumina/mullite composites, **Materials Science and Engineering**, v. 478, p.270-275, 2008.
99. RAVIKIRAN, A.; LIM, S. C., A better approach to wear-rate representation in non-conformal contacts, **Wear**, v. 225-229, p.1309-1314, 1999.
100. SUH, M.S.; CHAE, Y.H.; KIM, S.S.; Friction and wear behavior of structural ceramics sliding against zirconia, **Wear**, v. 264, p.800-806, 2008.
101. TAKADOUM, J., Tribological behavior of alumina sliding on several kinds of materials, **Wear**, v. 170, p.285-290, 1993.
102. ZUM-GAHR, K. H., Sliding wear of ceramic-ceramic, ceramic-steel and steel-steel pairs in lubricated and unlubricated contact, **Wear**, v. 133, p.1-22, 1989.
103. SAIKOO, V.; KERÄNEN, J.; Wear simulation of alumina-on-alumina prosthetic hip joints using a multidirectional motion pin-on-disc device, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 85, p.2785-91, 2002.

104. SEDLAČEK, M., PODGORNIK, B., VIŽINTIN, J., Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear, **Wear**, v. 266, p.482-487, 2009.
105. SVAHN, F.; KASSAMAN-RUDOLPHI, A.; WALLEN, E., The influence of surface roughness on friction and wear of machine element coatings, **Wear**, v. 254, p.1092-1098, 2003.
106. TAYEBI, N.; POLYCARPOU, A. A., Modeling the effect of skewness and kurtosis on the static friction coefficient of rough surfaces, **Tribology International**, v. 37, p.491-505, 2004.
107. MEINE, K.; SCHEIDER, T.; SPALTMANN, D.; SANTNER, E., The influence of roughness on friction. Part I: The influence of a single step, **Wear**, v. 253, p.725-732, 2002.
108. BHUSHAN, B.; Contact mechanisms of rough surfaces in Tribology: multiple asperity contact, **Tribology Letters**, v. 4, p.1-35, 1998.
109. JAHANMIR, S., DONG, X.; Wear mechanism of aluminum oxide ceramics, in: S. Jahanmir (Ed.), **Friction and Wear of Ceramic**, Marcel-Dekker, New York, p.15-50, 1994.
110. RAVIKIRAN, A., JAHANMIR, S., Effect of contact pressure and load on wear of alumina, **Wear**, v. 251, p.980-984, 2001.
111. DECKMAN, D. E.; JAHANMIR, S.; HSU, S. M., Wear mechanisms of alpha-alumina lubricated with paraffin oil, **Wear**, v. 149, p.155-168, 1991.
112. SIBLEY, L. B.; ALLEN, C. M., Friction and wear behavior of refractory materials at high sliding velocities and temperatures, **Wear**, v. 5, p.312-329, 1962.

113. RAINFORTH, W. M.; The wear behavior of oxide ceramics-A review, **Journal of Materials Science**, v. 39, p.6705-6721, 2004.
114. KAPOOR, A.; JOHNSON, K.,L.; WILLIAMS, J.,A., A wear by plastic ratcheting, **Wear**, v. 212, p.119-130, 1997.
115. FISCHER, T. E.; TOMIZAWA, H., Interaction of tribochemistry and microfracture in the friction and wear of silicon nitride, **Wear**, v. 105, p.29-45, 1985.
116. SINGHAL, S. C., Effect of water vapor on the oxidation of hot-pressed silicon nitride and silicon carbide, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 59, p.81-81, 1976.
117. SASAKI, S. The effects of the surrounding atmosphere on the friction and wear of alumina, zirconia, silicon carbide and silicon nitride, **Wear**, v. 195, p.90-99, 1989.
118. KOMVOPOULUS, K.; LI, H., The effect of tribofilme formation and humidity on the friction and wear properties of ceramic materials, **ASME Journal Tribology**, v. 114, p.131-140.
119. BLAU, P. J., Friction microprobe investigation of particle layer effects on sliding action, **Wear**, v. 162-164, p.102-109, 1993.
120. NOVAK, S.; KALIN, M.; KOSMAČ, T.; Chemical aspects of wear of alumina ceramics, **Wear**, v.250, p.318-321, 2001.

121. YANG, Q.; SENDA, T.; KOTANI, N.; HIROSE, A., Sliding wear behavior and tribofilme formation of ceramics at high temperatures, **Surface and Coatings Technology**, v. 184, p.270-277, 2004.
122. MICHALSKE, T. A.; BUNKER, B. C.; FREIMAN, S. W., Stress corrosion of ionic and mixed ionic/covalent solids, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 69, p.721-724, 1986.
123. KERKWIJK, B.; BUIZERT, J. J.; VERWEIJ, H.; AWATER, R. H., Tribological tests verify wear resistance, **The American Ceramic Bulletin**, p.49-53, 2000.
124. SCHNEIDER, J., Ceramics and CBN for high-speed, dry, and hard machining, these cutting tools may prove the ideal solution, **Manufacturing Engineering**, v. 122, p. 66-73, 1999.
125. D'ERRICO, G. E.; BUGLIOSI, S.; CALZAVARINI, R.; CUPPINI, D., Wear of advanced ceramics for tool materials, **Wear**, v. 225-229, p.267-272, 1999.
126. BRANDT, G., Ceramic cutting tools, state of art and development trends, **Materials Technology**, v.14, p.17-24, 1999.
127. KUMAR, A. S.; DURAI, A. R.; SORNAKUMAR, T., Wear behaviour of alumina based ceramic cutting tools on machining steels, **Tribology International**, v. 39, p.191-197, 2006.
128. NISHIYAMA, A., Application to cutting tool, **New Ceramic**, v. 4, p.63-67, 1989.
129. HERNANDES, V., T., **Sinterização e propriedades de nanocompósitos de matriz de alumina**, Tese apresentada ao

programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2006.

130. PIERRE, J.; **Caracterização do nanocompósito de Al_2O_3 com inclusões nanométricas de ZrO_2 visando sua aplicação como reforço em próteses odontológicas de cerâmica livre de metal**, Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2008.
131. CHINELATO, A., S., A., **Sinterização de pós ultra finos de alumina para a obtenção de cerâmicas densas e com pequenos tamanhos de grãos**, Tese apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2002.
132. MENDELSON, M. I.; Average grain size in polycrystalline ceramics, **Journal of the American Ceramic Society**, v. 52, p.443- 446, 1969.
133. ANTIS, G. R.; CHANTIKUL, P.; LAWN B. R.; MARSHALL, D.B., A critical evaluation of techniques for measuring fracture toughness: I, Direct crack measurements, **Journal of the American Ceramic Society**, v64, p. 533-538, 1981.
134. FERNANDES, M. C. S., **Análise da superfície de porcelanatos polidos através de microscopia de força atômica**, Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2010.

135. **Norma ASTM G 99-05**: Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009.
136. SERRA, E.; TUCCI, A.; ESPOSITO, L.; PICONI, C., Volumetric determination of the wear of ceramics for hip joints, **Biomaterials**, v. 23, p.1131-1137, 2002.
137. KINGERY, W. D.; BOWEN, H. K.; UHLMANN, D. R., **Introduction to Ceramics**, second edition, John Wiley and Sons, New York, 1976;
138. McCOLM, I. J., **Ceramic Hardness**, Plenum Press, New York, 1990
139. KRELL, A.; Improved hardness and hierarchic influences on wear in submicron sintered alumina, **Materials Science and Engineering A**, v. 209, p.156-163, 1996.
140. ESPOSITO, L.; TUCCI, A., Microstructural dependence of friction and wear behaviours in low purity alumina ceramics, **Wear**, v. 205, p. 88-96, 1997;
141. TUCI, A.; ESPOSITO, L., Second phase and materials transfer in alumina ceramics sliding systems, **Wear**, v. 245, p.76-83, 2000.

8 APÊNDICES

APÊNDICE A

Adequação dos ensaios de desgaste

A.1 Método de medida do volume desgastado

Conforme apresentado anteriormente, na literatura encontram-se algumas formas para a medida do volume desgastado. Neste trabalho foram comparadas duas formas, denominados gravimétrico (pela perda de massa) e geométrico (medida do diâmetro da cicatriz de desgaste). Para melhor analisar estes dados foi construído um gráfico de volume desgastado (mm^3) em função da velocidade de deslizamento em diferentes cargas aplicadas, apresentado na Figura A.1. Pela comparação direta dos resultados obtidos, percebeu-se uma tendência a maiores valores de volume desgastado pelo método gravimétrico quando comparado com o geométrico. Algumas explicações podem ser dadas para esse fato e justificar a escolha do método geométrico como procedimento padrão de medida de volume desgastado.

A fração volumétrica desgastada em alguns ensaios é muito pequena, sendo que a diferença de massa antes e após o ensaio se encontra na quarta casa decimal, ou seja, muito próxima ao erro do próprio equipamento de medida.

Outra razão é que durante o ensaio de deslizamento, pequenas vibrações podem ocorrer devido ao movimento relativo dos corpos e devido à baixa tenacidade a fratura da alumina, pequenas trincas são geradas no ponto de apoio do pino com a garra de suporte do pino no equipamento de desgaste. Tais trincas geram lascamento e conseqüentemente o desprendimento de material (ilustrada pela Figura A.2). Assim, no momento da pesagem destas amostras, tal perda foi somada no valor e será considerada erroneamente como massa desgastada. Igualmente, devido à condição única de alto esforço

localizado e altas temperaturas, o corpo de alumina pode reagir com o metal base da pinça de fixação e gerar óxidos na superfície da peça. Tais óxidos, da mesma forma, serão somados ao valor de perda de massa erroneamente.

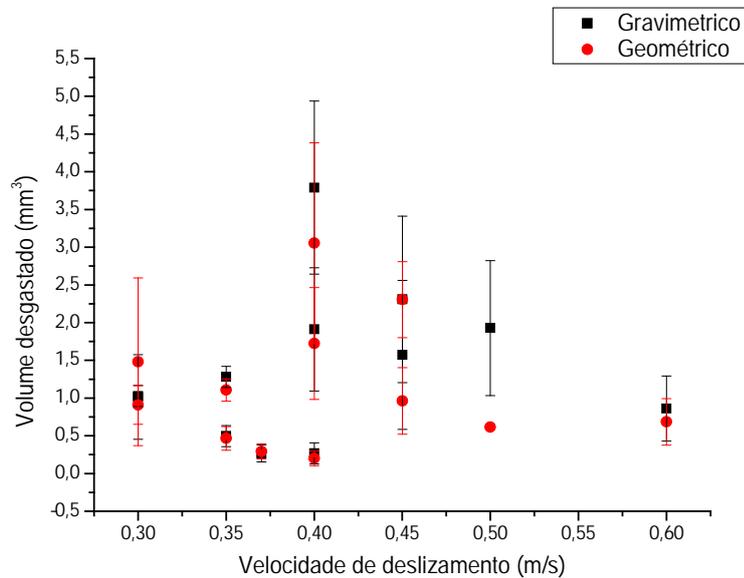


Figura A.1 Gráfico de volume desgastado ΔV em função da velocidade de desgaste em diferentes cargas aplicadas comparando os métodos de medida: gravimétrico e geométrico.



Figura A.2 Pinos com lascamento.

A.2 Garra de suporte pino/equipamento desgaste

Devido à geometria do pino confeccionado, foi necessária a adequação de uma garra de suporte do pino no equipamento de desgaste. Foram confeccionadas ao total 4 (quatro) garras metálicas semelhantes as aquelas fornecidas pelo fabricante do equipamento de desgaste. Elas foram confeccionadas com as ligas e estas representadas pelos números na Figura 3.10: 1) aço duro H13, 2) aço inox 420, 3) liga de alumínio e 4) aço 1040. A garra que permitiu melhor fixação do sistema foi a de aço inox 420.

Inicialmente, foi confeccionada uma garra semelhante às aquelas fornecidas pelo fabricante do equipamento, porém de uma liga de alumínio devido a sua fácil usinabilidade. Além disso, o óxido formado na interface do pino e garra de suporte é da mesma composição do material em estudo e não influencia nos resultados. Esta garra é representada na Figura 3.7 (b) pelo número 3 (três). Entretanto, ao longo dos ensaios foi percebida a dificuldade desta garra em manter a linearidade do contato entre o pino e o disco, sendo facilmente deformada plasticamente pelo baixo módulo elástico. Dessa forma, ao invés da obtenção de cicatrizes de desgaste com formato circular, foram obtidas elipses. Isso porque o aperto necessário da garra de suporte no pino não foi efetivo, o que permitiu a rotação dos pinos e estes se inclinaram quando iniciado o movimento. Tal fato também foi comprovado pelo trincamento da parte superior do pino no ponto de contato com garra no sentido contrário ao do movimento.

Para solucionar o fato, então foi feito projeto de uma nova garra com uma liga com maior módulo de elasticidade e dureza para evitar a deformação plástica e tratada termicamente por revenimento. Foi então usinada uma garra com metal duro H13. Entretanto, esta não suportou a solicitação mecânica do ensaio e rompeu em serviço em um de seus cortes, como ilustrado na Figura A.3 a). Dessa forma, foi percebido que condições de alta e baixa dureza não são as ideais para a confecção da garra de suporte.

Em seguida, foi usinada uma garra de um metal mais mole, uma liga ASTM 1040, com menor porcentagem de carbono e tratada termicamente

novamente por revenimento para melhorar a dureza. Foi submetida a vários ensaios de deslizamento e esta suportou as tensões geradas. Porém, pela condição extrema de contato nos ensaios de desgaste e pela baixa condução de calor das peças de alumina, as temperaturas geradas permitiram a oxidação desta liga e pelo movimento, o pó foi depositado no contato do pino no disco, contaminando o ensaio. A Figura A.3 (b) e (c) ilustra esse fato.

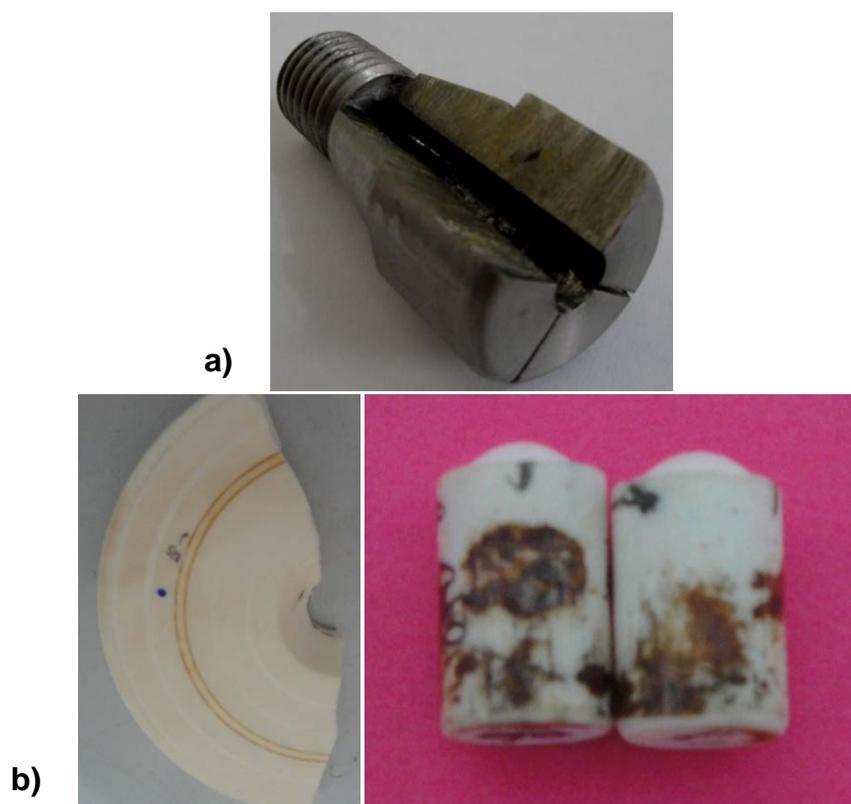


Figura A.3 a) Fratura da garra de suporte de metal duro e b) contaminação do disco e pino por oxidação da garra de suporte de baixo carbono.

Dessa forma, partiu-se para projeto de uma garra que fosse capaz de se deformar plasticamente para suportar tensões cíclicas e a altas temperaturas, porém que a excentricidade do contato fosse mantida. Para isso foi desenvolvido projeto de uma garra com usinagem de precisão com uma liga de inox 420, capaz de suportar altas temperaturas sem se oxidar e por possuir relativa resistência mecânica. Esta garra é ilustrada na Figura A.4. Com esta, foi possível continuar o andamento do trabalho de forma satisfatória. Em todas as garras, foi desenvolvido um pino de suporte, como mostrado na figura citada

anteriormente, para garantir que todo o sistema de aplicação da carga por peso morto fosse concentrado diretamente na amostra cilíndrica.



Figura A.4 Garra de suporte de inox 420 usada no presente trabalho.

Alguns resultados foram obtidos com a garra de alumínio e alguns destes foram refeitos com a nova garra para avaliar a validade dos dados. A Figura A.5 apresenta um gráfico dos dados obtidos para volume desgastado e taxa específica de desgaste comparando a utilização de duas garras de suporte do pino no equipamento de desgaste, uma de alumínio e outra de inox, para uma mesma condição de ensaio. Pela análise deste gráfico, percebeu-se que pela utilização a garra de alumínio, foram obtidos menores valores para o volume desgastado. Todos os valores obtidos com a garra de alumínio encontravam-se no regime severo ou de transição. Dessa forma, não foram repetidos todos os ensaios, uma vez que o gráfico aponta que essa garra gera menores valores de taxa específica de desgaste e esta já se encontrava no regime severo. Além disso, foram usados somente aqueles resultados calculados a partir de cicatrizes de desgaste que geram uma circunferência.

Na literatura não foi encontrado nenhuma discussão relevante a respeito da influência da garra de suporte nos resultados de desgaste. Dessa forma, foi percebido que não somente a geometria de contato deve ser observada, mas também o suporte dos corpos no sistema, permitindo a linearidade e excentricidade do ensaio.

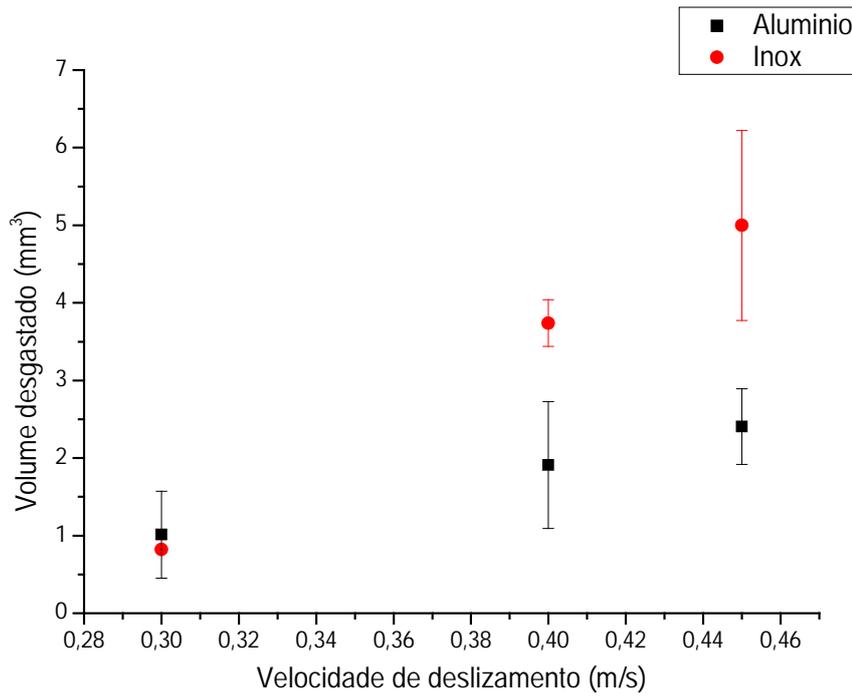


Figura A.5 Comparação entre os resultados obtidos para a pinça de alumínio e inox do volume desgastado em função da velocidade de deslizamento para uma mesma condição de ensaio (carga aplicada de 40N).

APÊNDICES B

B.1 Gráficos

Aqui são apresentadas outras formas de representação dos resultados do comportamento de desgaste em função dos parâmetros de ensaio, que inclui a substituição da taxa específica de desgaste, utilizada nas Seções 4.3.1.1 e 4.3.2.1, pelo volume desgastado e pelo diâmetro da cicatriz de desgaste. Igualmente, também é representada a pressão Hertziana ao invés da carga aplicada. Pela análise destes gráficos, foi possível reconhecer comportamento semelhante aos apontados nas seções citadas anteriormente. As figuras abaixo representam estas outras formas de representação.

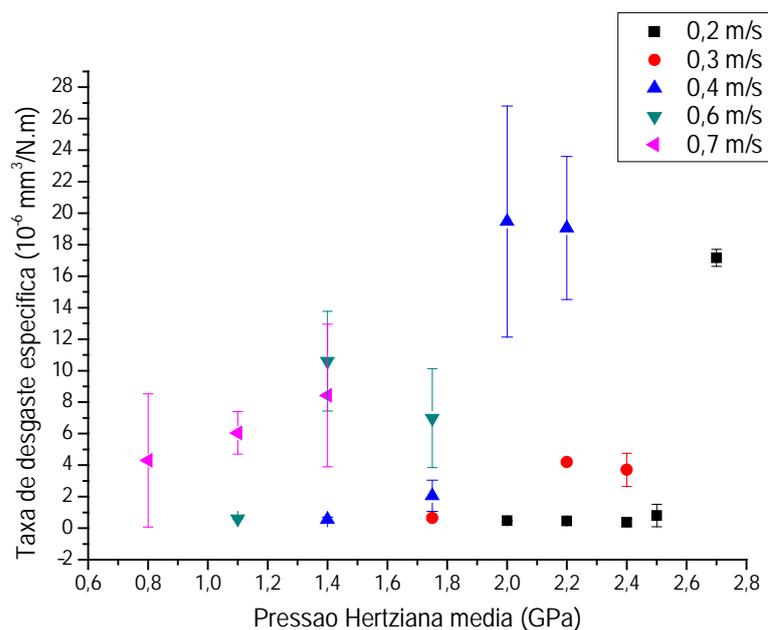


Figura B.1 Taxa específica de desgaste em função da pressão Hertziana para várias velocidades de deslizamento.

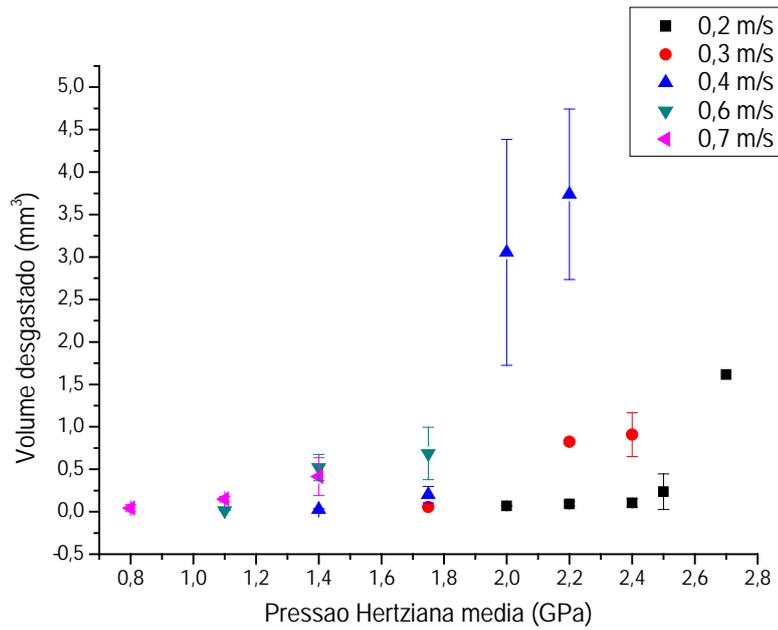


Figura B.2 Volume desgastado em função da pressão Hertziana para várias velocidades de deslizamento.

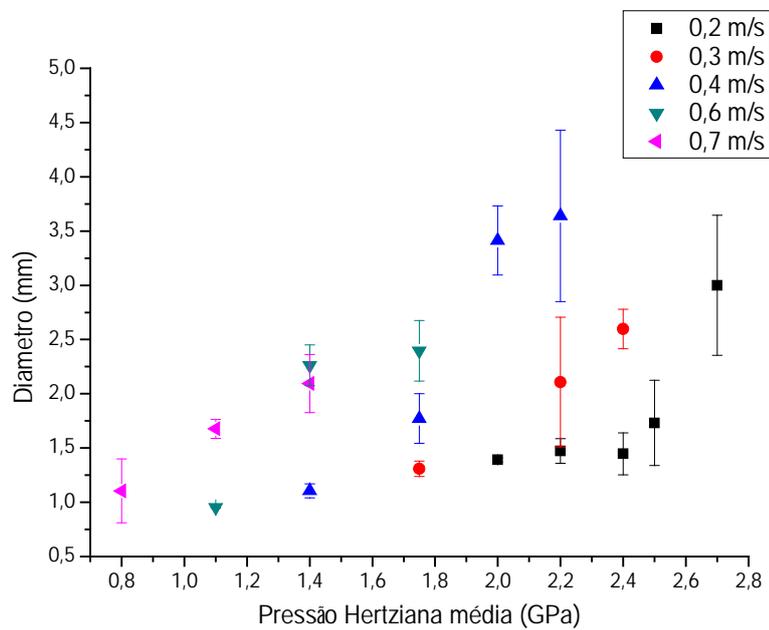


Figura B.3 Diâmetro da cicatriz de desgaste em função da pressão Hertziana para várias velocidades de deslizamento.

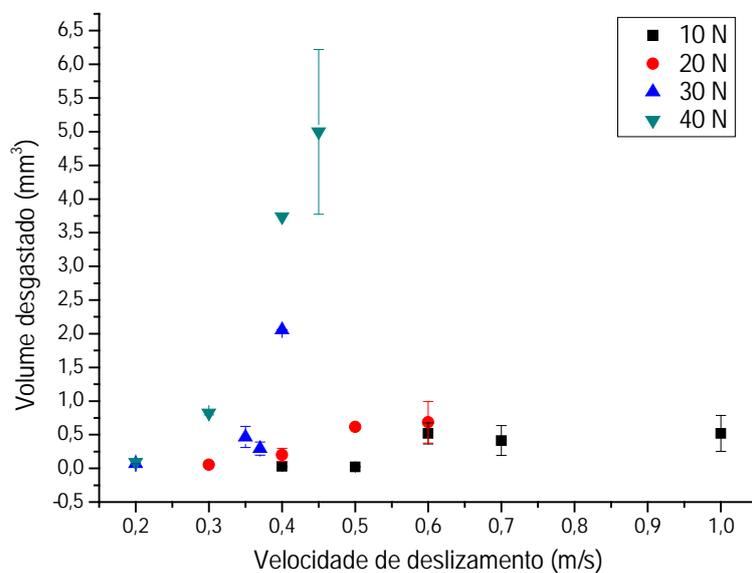


Figura B.4 Volume desgastado em função da velocidade de deslizamento para várias cargas aplicadas.