



**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
CÂMPUS DE CURITIBA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA E DE
MATERIAIS – PPGEM**

JOÃO LUIZ DO VALE

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DO
POLITETRAFLUORETILENO EM DESLIZAMENTO SEM
LUBRIFICAÇÃO CONTRA AÇO INOXIDÁVEL**

DISSERTAÇÃO

**CURITIBA
2014**

JOÃO LUIZ DO VALE

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DO
POLITETRAFLUORETILENO EM DESLIZAMENTO SEM
LUBRIFICAÇÃO CONTRA AÇO INOXIDÁVEL**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em engenharia Mecânica e de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia – Área de Concentração: Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva

CURITIBA

2014

TERMO DE APROVAÇÃO
JOÃO LUIZ DO VALE

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DO
POLITETRAFLUORETILENO EM DESLIZAMENTO SEM
LUBRIFICAÇÃO CONTRA AÇO INOXIDÁVEL**

Esta Dissertação foi julgada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Engenharia de Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais.

Prof. Giuseppe Pintaúde, Dr.
Coordenador de Curso

Banca Examinadora

Prof. Carlos Henrique da Silva, Dr.
(UTFPR)

Prof. Carlos M. G. da Silva Cruz, Dr.
(UTFPR)

Prof. Ossimar Maranhão, Dr.
(UTFPR)

Prof. José Daniel Biasoli de Mello, Dr.
(UFU e UFSC)

Curitiba, 03 de Fevereiro de 2014.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de expressar aqui meus sinceros agradecimentos a todos que colaboraram para o sucesso deste trabalho:

Inicialmente, ao Professor Doutor Carlos Henrique da Silva que me orientou nesta etapa sempre com entusiasmo.

Ao aluno de iniciação científica, e amigo, Mateus Legroski, pelo grande esforço para a realização dos ensaios tribológicos e, de igual modo, pelo seu interesse nas discussões dos resultados obtidos neste trabalho.

Ao Sr. Ricardo Valério, sócio-gerente da empresa Duct Metalúrgica Ltda, pelo auxílio na fabricação dos corpos e contra-corpos de prova.

Ao Sr. Raimilson Carlos Medeiros Junior, Gerente da Engenharia de Produto da empresa Motonco Group (filial Curitiba), pelo significativo auxílio para a adaptação, montagem e calibração da célula de carga, a qual foi fundamental para a medição do atrito cinético no aparato utilizado neste trabalho.

À Paola Costa, que se demonstrou extremamente solícita para a disposição de equipamento para os ensaios de DSC.

À Blancaliz Higaskino de Lima, do Laboratório de Metrologia Mecânica da UTFPR, pelo apoio nas medições com o interferômetro de luz branca.

Ao Professor Doutor Julio Cesar Klein das Neves pelo imenso suporte dado para as análises de difração de raios-X e por Microscopia Eletrônica De Varredura.

Ao Professor Doutor Carlos Cruz, pela execução e discussões dos ensaios de *FTIR*. Aproveito para, também agradecer, a solicitude e gentileza sempre demonstradas, bem como os grandes incentivos para a continuidade dos meus estudos.

Ao Professor Doutor Ossimar Maranhão pelas sugestões e discussões nas defesas parciais desta dissertação.

Ao Professor Doutor Giuseppe Pintaúde pela disponibilização da instrumentação para ensaio de dureza.

Por fim, agradeço aos amigos e familiares pelo apoio e compreensão constantes. Em especial, ao amigo de longa data Eng. Cezar Simões pelo seu incentivo, e a minha querida mãe, Lindamir do Vale, pela certeza que sempre demonstrou com relação à conclusão desta etapa.

“A verdadeira viagem de descobrimento
não consiste em procurar novas
paisagens, mas em ter novos olhos”.

Marcel Proust

RESUMO

Do Vale, João Luiz. **Estudo do Comportamento Tribológico do Politetrafluoretileno em Deslizamento sem Lubrificação Contra Aço Inoxidável**. 2014. 181 f. Dissertação de Mestrado – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Materiais (PPGEM), Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2014.

O presente trabalho discute o comportamento tribológico do politetrafluoretileno (PTFE), polímero amplamente utilizado na indústria em inúmeras aplicações tribológicas sem lubrificação, de onde se pode destacar sua utilização em mancais de deslizamento. Fez-se uma revisão bibliográfica buscando entender quais os principais parâmetros que influenciam o atrito cinético e os mecanismos que operam em polímeros. Foram realizados, ensaios de longa duração, em uma máquina de atrito cinético, desenvolvida e construída no Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) da UTFPR, na qual uma bucha polimérica desliza, sem lubrificação, sobre um eixo metálico. Esta condição simula a aplicação real do PTFE como mancal de deslizamento. Tais procedimentos experimentais são fundamentais para a completa análise das características e do desempenho dos materiais poliméricos em aplicações tribológicas, que normalmente se mostram de maneira complexa. Nos ensaios observou-se que os parâmetros de coeficiente de atrito cinético e de temperatura estabilizam após 80 minutos. Sendo que o primeiro parâmetro diminuiu com incrementos de carregamento normal. Já a temperatura manteve proporcionalidade com o produto do coeficiente de atrito cinético e da raiz quadrada da força normal aplicada. Realizaram-se análises das superfícies, antes e após ensaios, através de técnicas de Interferometria de luz branca, microscopia eletrônica de varredura, FTIR e DSC. Observou-se que os mecanismos de desgaste que operaram foram: o adesivo e o abrasivo, sendo que houve domínio do primeiro. As superfícies do aço inoxidável tiveram alterações sutis, enquanto as superfícies do PTFE sofreram modificações drásticas. Os valores da taxa de desgaste mássico média do PTFE foi proporcional à raiz quadrada da força normal aplicada e o coeficiente adimensional de desgaste de Archard para o sistema teve aproximação satisfatória com os valores disponíveis na literatura. Verificou-se que as partículas de desgaste geradas se mesclaram formando filmes multicamadas, os quais foram expulsos do contato com a sequência do ensaio. Estes filmes multicamadas apresentam aspecto translúcido, aumento do grau de cristalinidade em relação ao material original e alterações nos espectros de infravermelho. Estas alterações sugerem a ocorrência de substituições de flúor por hidrogênio na estrutura do PTFE durante os ensaios.

Palavras-chave: Atrito; Desgaste; Politetrafluoretileno; Deslizamento sem lubrificação; Mancais.

ABSTRACT

This work discusses the tribological behavior of polytetrafluoroethylene (PTFE), a polymer widely used in industry for many tribological applications without lubrication, from where you can highlight its use as plain bearings. A literature review was done to understand the main parameters that influence kinetic friction and wear of polymers and the wear mechanisms that operate in these materials. Long tests duration were conducted on a machine of kinetic friction, developed and built at the Laboratory for Surface and Contact (LASC) UTFPR, in which a polymer bushing slides without lubrication on a metal shaft. This condition simulates a real application of PTFE as bearing. These experimental procedures are fundamental to the complete analysis of the characteristics and performance of polymeric materials in tribological applications, which usually show a complex behavior. In the tests was observed that the parameters of kinetic friction coefficient and temperature stabilized after 80 minutes. The first parameter decreased with the normal load and the temperature, in its turn, kept proportional with the product of kinetic coefficient of friction and the square root of the applied normal force. Analyses were performed on the surfaces, before and after tests, using techniques of white light interferometry, scanning electron microscopy, FTIR and DSC. It was found that the wear mechanisms which operated were: adhesive and abrasive, and the first one was dominant. The stainless steel surfaces had subtle changes, while the PTFE surfaces had drastic changes. The values for the PTFE mass wear rate were proportional to the square root of the applied normal force and the dimensionless coefficient of wear for the system had satisfactory approximation to the values available in the literature. It was found that the wear particles merged in multilayer films. These multilayer films were expelled from contact with the test sequence and exhibit translucent appearance, increasing the degree of crystallinity than the material and changes in the infrared spectra. These changes suggest the substitutions occurrence of fluorine for hydrogen in the structure of PTFE during tests.

Keywords: *Friction; Wear; Polytetrafluoroethylene; Sliding without lubrication; Bearings.*

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Componentes de um tribossistema.	6
Figura 2.2 - Ilustração da pequena área real de contato entre duas superfícies rugosas, onde a somatória de A_i equivale à área real de contato.	7
Figura 2.3 - Ilustração do contato de uma única aspereza modelado a partir das formulações de Hertz.	8
Figura 2.4 – Relação entre a área real de contato e o carregamento adimensional, normalizado para a área nominal, para UHMWPE com superfícies com diferentes rugosidades.	10
Figura 2.5 - Componentes do coeficiente de atrito conforme modelo de Bowden e Tabor: (a) componente de adesão (b) componente de deformação.....	11
Figura 2.6 - Aspereza rígida em contato com um polímero evidenciando a zona interfacial e a coesiva.	12
Figura 2.7 - Ciclo de deformação de uma superfície polimérica devido ao Rolamento de uma esfera rígida.....	13
Figura 2.8 - Diagrama esquemático da evolução de um simples contato entre duas asperezas movendo-se uma sobre a outra: (a) contato total (b) contato parcial (c) fim do contato.	15
Figura 2.9 - Variação do coeficiente de atrito em função da espessura de um fino filme de índio usado como revestimento em uma das superfícies de um contato, do tipo aço-aço, submetido a deslizamento sem lubrificação.	17
Figura 2.10 – Imagens obtidas por MEV para verificação de filme transferido para a superfície de aço inoxidável AISI 316L após deslizamento sem lubrificação contra: (a) PTFE puro (b) PTFE com 20% de POB.	19
Figura 2.11 - Modelo esquemático para o PE, material polimérico que possui estrutura com cadeias lineares, deslizando sobre uma superfície de aço.	20
Figura 2.12 - Exemplo de tipos de estrutura dos polímeros com cadeias lineares: (a) PE com estrutura simétrica (b) PS com estrutura assimétrica devido à presença de anéis aromáticos.....	21
Figura 2.13 - Representação esquemática da estrutura lamelar do PTFE.	22
Figura 2.14 - Variação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento para HDPE em deslizamento contra vidro.....	23
Figura 2.15 – Variação do coeficiente de atrito cinético em função do tempo para pino de PTFE deslizando sem lubrificação sobre disco de aço inoxidável AISI 316L. Velocidade de deslizamento de 0,025m/s e força normal de 200N.....	23
Figura 2.16 - Variação do coeficiente de atrito em relação ao tempo para deslizamento de esferas de aço AISI 52100 deslizando sem lubrificação sobre PTFE e compostos.....	24
Figura 2.17 – Exemplo de curva de coeficiente de atrito cinético em função do tempo com a identificação de regiões de amaciamento, transição e estabilização.	25
Figura 2.18 - Relação entre coeficiente de atrito e grau de cristalinidade para PET e PE deslizando contra aço.	26
Figura 2.19 - Orientação das cadeias poliméricas obtidas com estiramento de corpo de prova: (a) condição inicial (b) corpo estirado com remoção de amostras com orientação distintas.	27
Figura 2.20 - Relação entre coeficiente de atrito e alongação para diversos materiais em deslizamento contra aço: (a) PE (b) PET (c) PTFE.....	27

Figura 2.21 - Efeito do peso molecular no coeficiente de atrito cinético: (a) deslizamento de PE contra aço em ensaio tipo Suzuki e pino sobre disco (b) Esquema do ensaio tipo Suzuki com deslizamento de dois tubos de topo.	28
Figura 2.22 - Efeito da rugosidade do contra-corpo no desgaste do UHMWPE deslizando contra aço inoxidável para altas e baixas velocidades.	30
Figura 2.23 - Esquema de processo de desgaste, para contato do tipo metal-polímero, em função da rugosidade do contra-corpo: (a) superfície extremamente lisa (b) superfície com nível de rugosidade mais elevado.	31
Figura 2.24 - Modelo de remoção de material polimérico por asperezas duras do contra-corpo durante o deslizamento.	32
Figura 2.25 – Coeficiente de atrito cinético para PTFE e UHMWPE deslizando, sem lubrificação e com pressão de contato de 20 MPa, contra aço inoxidável AISI 304 com acabamento polido ($R_a=0,10$ a $0,20 \mu\text{m}$) e espelhado ($R_a=0,02$ a $0,08 \mu\text{m}$).	33
Figura 2.26 - Efeito da energia superficial do contra-corpo na formação dos filmes transferidos de PTFE: (a) contra-corpo com baixa energia superficial (b) contra-corpo com alta energia superficial.	34
Figura 2.27 - Mapeamento qualitativo de desgaste em função da pressão de contato para diversos materiais.	35
Figura 2.28 - Variação do coeficiente de atrito com o carregamento normal para deslizamento sem lubrificação de cilindros de PMMA com diferentes acabamentos superficiais: (a) torneado (b) polido.	36
Figura 2.29 - Relação entre coeficiente de atrito cinético e carregamento normal para diversos polímeros em deslizamento sem lubrificação contra aço.	37
Figura 2.30 - Comportamento tribológico, em função da pressão de contato, de vários compostos em ensaios do tipo mancal sobre eixo, com eixos de aço liga 100Cr6 com dureza de 60 HRC: (a) coeficiente de atrito cinético (b) desgaste.	38
Figura 2.31 – Coeficiente de atrito cinético em função da velocidade de deslizamento para PTFE deslizando contra aço austenítico com acabamento polido ($R_a=0,10$ a $0,20 \mu\text{m}$) para pressões de contato de 30 e 35 MPa.	39
Figura 2.32 – Condição PV limite para a poliamida em função do carregamento normal e da velocidade de deslizamento para contato do tipo poliamida-poliamida e aço-poliamida.	40
Figura 2.33 – Curvas de temperatura no contato em função do tempo para várias condições PV.	40
Figura 2.34 – Relação entre a taxa de energia dissipada e a condição PV para ensaio tipo anel sobre bloco para deslizamento, sem lubrificação, de uma liga de cobre metalizado contra uma liga de cobre-cromo-zircônio.	42
Figura 2.35 - Relação entre área real de contato, tensão cisalhante e temperatura.	43
Figura 2.36 – Relação entre coeficiente de atrito e temperatura para vários polímeros, em ensaios de deslizamento contra esferas de aço a baixas velocidades.	43
Figura 2.37 - Coeficiente de atrito cinético em função da temperatura para deslizamento de bloco de PPS sobre anel de aço SAE 1045.	44
Figura 2.38 - Variação de propriedades mecânicas de PPS em relação à temperatura.	45
Figura 2.39 – Fator de perda e coeficiente de atrito em função da temperatura para PTFE com 48% de cristalinidade.	45

Figura 2.40 - Variação da taxa de desgaste em função do carregamento normal para polímeros deslizando contra superfícies lisas de aço.	47
Figura 2.41 - Mudança na taxa de desgaste em função da velocidade de deslizamento para a poliamida 6.6 deslizando contra uma superfície lisa de aço.	47
Figura 2.42 - Taxa de desgaste para diversos compostos de PTFE em deslizamento sem lubrificação contra aço AISI 52100.	48
Figura 2.43 - Limite de aumento de temperatura no contato imposto pelo ponto de fusão ou amolecimento do polímero.	49
Figura 2.44 - Coeficiente de atrito e taxa de desgaste em função da velocidade de deslizamento da poliamida 6 deslizando contra vidro e aço.	50
Figura 2.45 - Relação entre coeficiente de atrito cinético e temperatura para vários polímeros.	51
Figura 2.46 – Coeficiente de atrito cinético e umidade relativa em função do tempo para ensaio tipo pino sobre disco, com força normal de 0,5 N, e condição PV de $0,021 \text{ MPa.m.s}^{-1}$, para deslizamento de HDPE, sem lubrificação, contra aço galvanizado.	51
Figura 2.47 – Coeficiente de atrito cinético e umidade relativa em função do tempo para ensaio tipo pino sobre disco, com força normal de 20 N, e condição PV de $0,085 \text{ MPa.m.s}^{-1}$, para deslizamento de HDPE, sem lubrificação, contra aço galvanizado.	52
Figura 2.48 – Comportamento do PTFE e PTFE com 5% de alumina, em função da umidade relativa, para deslizamento sem lubrificação em atmosfera controlada (20% O_2 e 80 de N_2): (a) Coeficiente de atrito cinético (b) Coeficiente de desgaste dimensional.	53
Figura 2.49 - Mecanismo de formação, e transferência, de filme transferido do PTFE para o contra-corpo.	55
Figura 2.50 - Mecanismo de transferência normal apresentado pela maioria dos polímeros.	56
Figura 2.51 – Mecanismos típicos de desgaste abrasivo: (a) Microsulcamento, (b) Microcorte, (c) Microfadiga (d) Microlascamento.	58
Figura 2.52 - Comportamento tribológico do PPS e compostos de PPS/EBA em deslizamento contra aço AISI 1045: (a) coeficiente de atrito cinético (b) taxa de desgaste.	59
Figura 2.53 - Relação entre desgaste e o inverso do produto entre tensão de ruptura e alongação à ruptura para o PPS e compostos de PPS/EBA em deslizamento contra aço AISI 1045.	59
Figura 2.54 - Aumento da taxa de desgaste, devido à fadiga, em função da distância de deslizamento para o par UHMWPE-aço.	60
Figura 2.55 - Comportamento do desgaste por fadiga em função da tensão de contato e da distância de deslizamento para o par UHMWPE-aço.	61
Figura 2.56 - Mecanismo de desgaste por fusão em polímeros causado por elevadas temperaturas de contato alcançadas durante o deslizamento.	61
Figura 2.57 - Mecanismos de fusão cíclica de polímeros em deslizamento a temperaturas abaixo da crítica: (a) início do processo de fusão (b) finalização da fusão da camada e reinício do ciclo. .	62
Figura 2.58 – Difratogramas padrão para a estrutura austenítica e estruturas martensíticas obtidas por deformação: (a) gama (b) alfa (c) epsilon.	64
Figura 2.59 - Distribuição de pressão e zona de Hertz para contato cilíndrico: (a) distribuição de pressão elipsoidal prismática no contato cilíndrico (b) distribuição de pressão na região de contato.	65

Figura 2.60 – Influência das asperezas na distribuição de tensões na zona de contato.	66
Figura 2.61 - Esquema da textura superficial, com os desvios de rugosidade, ondulação e forma nominal.	68
Figura 2.62 - Efeito da aplicação de filtros: (a) textura superficial com a identificação da rugosidade e da ondulação (b) textura superficial filtrada sem desvios de ondulação e forma.	68
Figura 2.63 – Definição dos parâmetros de razão de material	71
Figura 3.1 - Dimensões do corpo de PTFE: (a) Detalhes de fabricação (b) Vista em perspectiva.	73
Figura 3.2 - Dimensões do contra-corpo de aço inoxidável AISI 304: (a) Detalhes de fabricação (b) Vista em perspectiva.	73
Figura 3.3 - Esquema de medição do corpo para análise dimensional.	74
Figura 3.4 – Fotografia com detalhe da montagem para ensaio instrumentado de dureza do PTFE em máquina universal de ensaios.	75
Figura 3.5 – Profundidade de indentação, no PTFE, em função do tempo para ensaios de dureza instrumentado.	76
Figura 3.6 – Fotografias com detalhes do posicionamento das áreas de amostragem e sentidos dos perfis de rugosidade coletados para o corpo de PTFE: (a) área submetida ao desgaste (b) área que não sofreu desgaste.	77
Figura 3.7 – Fotografia dos corpos poliméricos cortados e fixados aos suportes de alumínio, após recobrimento de ouro, para análise por MEV.	78
Figura 3.8 - Esquema de medição do contra-corpo para análise dimensional: (a) vista isométrica do contra-corpo (b) vista frontal.	81
Figura 3.9 – Fotografia do contra-corpo com a posição da área de amostragem e sentido do perfil de rugosidade coletado.	82
Figura 3.10 – fotografia dos contra-corpos de aço inoxidável para análise por MEV.	83
Figura 3.11 - Espectro 1 para a determinação da composição química do aço inoxidável.	84
Figura 3.12 – Fotografia do contra-corpo fresado, o qual foi utilizado como amostra para obtenção dos difratogramas de raios-X.	85
Figura 3.13 – Fotografias da máquina de atrito cinético tipo mancal sobre eixo: (a) visão geral (b) detalhe do sistema de medição da força transmitida à célula de carga, cujo dado é fundamental para obtenção do coeficiente de atrito cinético.	85
Figura 3.14 – Fotografia da MAC mostrando, em detalhe, o modo de aplicação de carga através de sistema de peso morto.	86
Figura 3.15 – Vista explodida da montagem do corpo e contra-corpo na MAC.	87
Figura 3.16 - Detalhes do corpo com adaptação do termopar para medição da temperatura no contato: (a) vista em perspectiva com detalhes acrescentados (b) fotografia da montagem do termopar no corpo.	88
Figura 4.1 - Dados do coeficiente de atrito cinético em função do tempo para ensaios com quatro níveis de força normal e velocidade de deslizamento e com condição $PV_{\text{médio}} = 0,46 \text{ MPa.m.s}^{-1}$ constante: (a) 1º nível (b) 2º nível (c) 3º nível (d) 4º nível.	93
Figura 4.2 – Médias e desvios-padrão do coeficiente de atrito cinético em função dos últimos minutos de ensaio: (a) 1º nível (b) 2º nível (c) 3º nível (d) 4º nível.	95

Figura 4.3 – Representação esquemática típica do comportamento do coeficiente de atrito cinético em função do tempo.....	96
Figura 4.4 - Valores médios para o coeficiente de atrito cinético para os quatro níveis de força normal, considerando somente os últimos 20 minutos de ensaio.....	97
Figura 4.5 - Dados da temperatura no contato em função do tempo para ensaios com quatro níveis de força normal e velocidade de deslizamento e condição $PV_{\text{médio}} = 0,46 \text{ MPa.m.s}^{-1}$ constante: (a) 1º nível (b) 2º nível (c) 3º nível (d) 4º nível.....	98
Figura 4.6 – Verificação do modelo de Bhushan (2002) com valores dos termos da Equação (35) em função do carregamento normal.....	100
Figura 4.7 – Variação da largura da região de contato para os quatro níveis de força normal antes e após ensaios.....	101
Figura 4.8 – Relação entre a taxa de desgaste mássico e $FN_{0,5}$ para os quatro níveis de força normal.....	103
Figura 4.9 – Fotografia do corpo de prova após ensaio de desgaste: (a) primeiro nível de carregamento normal (b) quarto nível de carregamento normal.....	104
Figura 4.10 – Desgaste volumétrico por distância do PTFE em função do carregamento normal.	105
Figura 4.11 – Coeficiente de desgaste adimensional de Archard em função do carregamento normal.	106
Figura 4.12 – Esquema dos ensaios de Archard para determinação do coeficiente de desgaste adimensional para o PTFE em deslizamento sem lubrificação contra aço.....	106
Figura 4.13 – Topografias típicas do aço inoxidável, obtidas por IDLB, antes do ensaio de desgaste: (a) em vista superior (b) em 3D.....	107
Figura 4.14 – Perfil de rugosidade típico do aço inoxidável, obtido por IDLB, antes do ensaio.....	108
Figura 4.15 – Imagens obtida por MEV: (a) superfície do aço inoxidável antes do ensaio de desgaste (b) idem.....	108
Figura 4.16 – Imagens obtidas por MEV: (a) superfície do aço inoxidável antes do ensaio de desgaste (b) idem.....	109
Figura 4.17 - Topografias típicas do aço inoxidável, obtidas por IDLB, após o ensaio de desgaste: (a) em vista superior (b) em 3D.	109
Figura 4.18 - Perfil de rugosidade típicos do aço inoxidável, obtido por IDLB, após ensaio.....	110
Figura 4.19 – Imagem obtida por MEV da superfície do aço inoxidável após ensaio de desgaste (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha).....	110
Figura 4.20 – Imagens obtidas por MEV da superfície do aço inoxidável após ensaio (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) partícula de desgaste aderida à superfície do aço (b) idem.....	111
Figura 4.21 – Topografias, obtidas por IDLB, do PTFE antes do ensaio de desgaste: (a) corpo do segundo nível em vista superior (b) corpo do segundo nível em 3D (c) corpo do quarto nível em vista superior (b) corpo do quarto nível em 3D.	113
Figura 4.22 - Perfis de rugosidade, obtidos por IDLB, do PTFE antes do ensaio: (a) corpo do segundo nível (b) corpo do quarto nível.....	114
Figura 4.23 – Imagens obtidas por MEV: (a) topografia do PTFE antes do ensaio (b) idem.....	115

- Figura 4.24 – Topografias, obtidas por IDLB, em vista superior dos corpos de PTFE após ensaio (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) primeiro nível (b) segundo nível (c) terceiro nível (d) quarto nível. 116
- Figura 4.25 – Topografias, obtidas por IDLB, em 3D dos corpos de PTFE após ensaio: (a) primeiro nível (b) segundo nível (c) terceiro nível (d) quarto nível. 117
- Figura 4.26 - Perfis de rugosidade, obtidos por IDLB, dos corpos de PTFE após ensaio: (a) primeiro nível (b) segundo nível (c) terceiro nível (d) quarto nível. 118
- Figura 4.27 – Imagens obtidas por MEV da superfície do corpo após o ensaio de desgaste (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) corpo do nível um (b) corpo do nível quatro (c) corpo do nível um (d) corpo do nível quatro. 119
- Figura 4.28 – Imagens obtidas por MEV das superfícies dos corpos, após os ensaios, (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) deformação devido à adesão (b) idem (c) pequenos riscos no sentido do deslizamento (d) idem. 121
- Figura 4.29 – Imagens obtidas por MEV (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) Partícula aderida à superfície polimérica e riscos perpendiculares ao sentido de deslizamento (b) Partícula aderida à superfície polimérica. 122
- Figura 4.30 – Esquema de formação dos produtos do desgaste: (a) contato entre as superfícies (b) falha da junção (c) desprendimento de partícula de desgaste (d) mesclagem das partículas de desgaste (e) formação do filme multicamadas (f) expulsão do filme multicamadas da região de contato. 123
- Figura 4.31 – Imagens obtidas por MEV: (a) filmes multicamadas evidenciando as várias camadas de partículas de desgaste mescladas (b) idem. 125
- Figura 4.32 – Imagens obtidas por MEV: (a) filmes multicamadas mostrando em detalhe as suas bordas (b) idem. 125
- Figura 4.33 – Imagens obtidas por MEV de filmes multicamadas: (a) detalhe de borda bem definida (b) detalhe de estiramento da borda. 126
- Figura 4.34 – Imagens obtidas por MEV: (a) filmes multicamadas com presença de partículas de desgaste em suas superfícies (b) idem (c) idem (d) idem. 127
- Figura 4.35 – Imagens obtidas por MEV: (a) exemplo de filmes multicamadas que apresentou textura da superfície lisa (b) idem. 128
- Figura 4.36 – Imagens obtidas por MEV: (a) exemplo de filme multicamadas que apresentou textura da superfície marcada (b) idem (c) idem (d) idem. 129
- Figura 4.37 – Fotografia de um par tribológico, após o ensaio de desgaste, com a condição típica de vários filmes multicamadas expulsos do contato. 129
- Figura 4.38 – Imagem obtida por MEV de um filme multicamada que teve regiões com marcas com orientações distintas. 130
- Figura 4.39 – Imagens obtidas por MEV: (a) detalhe de uma região de um filme multicamada com marcas com orientações distintas (b) idem. 131
- Figura 4.40 – Fotografia de um contra-corpo após ensaio de desgaste com a presença de um filme transferido e fracamente aderido a sua superfície. 131
- Figura 4.41 – Imagens obtidas por estereoscopia mostrando contra-corpos após ensaio de desgaste (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) presença de um filme multicamada fracamente aderido (b) idem. 132

- Figura 4.42 – Imagem obtida por estereoscopia mostrando detalhe de um filme multicamada com marcas com orientações distintas do deslizamento (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha). 132
- Figura 4.43 – Difractogramas de raios-X da superfície do contra-corpo de aço inoxidável AISI 304: (a) antes do ensaio (b) após ensaio. 133
- Figura 4.44 - Resultado da curva de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise de DSC para material retirado do corpo de PTFE sem ser submetido ao ensaio de desgaste. 134
- Figura 4.45 – Resultados das curvas de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise de DSC para as superfícies que foram submetidas ao ensaio de desgaste: (a) superfície do nível 1 (b) superfície do nível 2 (c) superfície do nível 3 (d) superfície do nível 4..... 136
- Figura 4.46 - Resultados das curvas de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise de DSC para os produtos do desgaste gerados durante os ensaios dos quatro níveis de carregamento: (a) ensaio nível 1 (b) ensaio nível 2 (c) ensaio nível 3 (d) ensaio nível 4..... 136
- Figura 4.47 – Espectros de FTIR para filmes multicamadas do quarto nível de carregamento normal e para PTFE não submetido ao ensaio de desgaste. 138
- Figura B.1 - Coeficiente de atrito cinético x carregamento normal para PTFE deslizando, sem lubrificação, contra aço inoxidável AISI 304 para diversas velocidades de deslizamento, e curvas exponenciais ajustadas. 158

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição química das amostras para ensaio de esfera de aço AISI 52100 deslizando sem lubrificação sobre PTFE e compostos.....	24
Tabela 2.2 – Valores das constantes relacionadas ao contato entre corpo e contra-corpo. .	67
Tabela 3.1 – Propriedades do PTFE e do aço inoxidável AISI 304.	72
Tabela 3.2 – Verificação dimensional dos corpos de PTFE.	74
Tabela 3.3 – Dados para determinação da densidade específica do PTFE.	79
Tabela 3.4 – Dimensões principais dos contra-corpos de aço inoxidável.....	81
Tabela 3.5 – Valores de dureza para o aço inoxidável AISI 304.	82
Tabela 3.6 – Composição química (% de peso) obtida por EDX do aço inoxidável AISI 304.	84
Tabela 3.7 – Composição química em percentual de peso do aço inoxidável AISI 304.	84
Tabela 3.8 – Planejamento dos ensaios em quatro níveis de força normal.....	90
Tabela 4.1 – Valores de temperatura e umidade relativa do laboratório.	92
Tabela 4.2 - Valores médios do coeficiente de atrito cinético, para os quatro níveis de força normal, considerando somente os últimos vinte minutos de ensaio.	96
Tabela 4.3 - Valores médios para a temperatura no contato, para os quatro níveis de força normal, considerando somente os últimos 20 minutos de ensaio.....	99
Tabela 4.4 - Valores de taxa de desgaste mássico média dos ensaios com duração de 120 minutos.	102
Tabela 4.5 - Valores dos parâmetros de rugosidade para o aço inoxidável, antes e após ensaios, para quatro níveis de força normal.....	112
Tabela 4.6 - Valores dos parâmetros de rugosidade para o PTFE, antes e após ensaios, para quatro níveis de força normal.....	120
Tabela 4.7 - Resumo dos valores para das DSCs para as amostras retiradas do corpo, antes e após ensaio de desgaste, e para os produtos do desgaste.....	135
Tabela B.1 – Planejamento da primeira e da segunda bateria de ensaios em quatro níveis de força normal.	157
Tabela B.2 - Parâmetros das curvas exponenciais ajustadas para o coeficiente de atrito cinético para os diversos níveis de velocidade de deslizamento ensaiados.	158

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI:	<i>American iron and steel institute;</i>
EBA:	<i>Ethylene Butyl Acrylate;</i>
EDX:	<i>Energy Dispersive X-ray;</i>
DSC:	Calorimetria explanatória diferencial (<i>Differential Scanning Calorimetry</i>);
FTIR:	Espectroscopia de Infravermelho por Transformada de Fourier;
HDPE:	Polietileno de alto peso molecular;
IDLB:	Interferometria de luz branca;
LASC:	Laboratório de superfícies e contato;
MAC:	Máquina de atrito cinético;
MEV:	Microscopia eletrônica de varredura;
PP:	Polipropileno;
PE:	Polietileno;
PET:	Politereftalato de etileno;
POB:	<i>Poly(p-oxybenzoyl);</i>
PPS:	Polissulfeto de fenileno;
PVC:	Policloreto de vinila;
PS:	Poliestireno;
PTFE:	Politetrafluoretileno;
UHMWPE:	Polietileno de ultra alto peso molecular.

LISTA DE SÍMBOLOS

A_r	Área real de contato [m^2];
A_i	Microárea de um contato real [m^2];
A_{nom}	Área de contato nominal [m^2];
a_o	Raio da área de contato circular do modelo de Hertz [mm];
a_1	Coefficiente para modelo de atrito de Archard;
a_2	Coefficiente para modelo de atrito de Archard;
a	Metade da largura da região de contato do tipo cilindro-cilindro [mm];
B	Constante geométrica que depende dos raios de contato do corpo e contra corpo [mm^{-1}];
C	Capacidade máxima de carga dinâmica no rolamento [N];
C_{mh}	Força atribuída a massa do conjunto da haste de carga medido no ponto de aplicação da carga normal no corpo [g];
d	Distância total de deslizamento durante o ensaio de desgaste [m];
D_a	Diâmetro externo da amostra para obtenção da densidade [mm];
D_c	Diâmetro externo do corpo [mm];
d_e	Diâmetro da esfera de aço para ensaio de dureza [mm];
d_r	Diâmetro interno do rolamento [mm];
D_r	Diâmetro externo do rolamento [m];
dx	Comprimento diferencial no eixo x [μm];
dy	Comprimento diferencial no eixo y [μm];
E^*	Módulo de elasticidade composto [MPa];
E'	Módulo de armazenamento [Pa];
E_1	Módulo de elasticidade do contra-corpo [GPa];
E_2	Módulo de elasticidade do corpo [GPa];
$f(x, y)$	Altura da superfície no ponto (x, y) em relação ao plano médio [μm];
\bar{f}	Altura do plano médio [μm];
F_{at}	Força de atrito na interface [N];
F_B	Força aplicada na célula de carga pelo parafuso do corpo [N];
F_c	Força peso das cargas aplicadas no tirante da haste de carga [N];
F_{carga}	Força de prova aplicada para ensaio de dureza conforme ISSO 2039-1 [N];
F_h	Força proveniente da massa da haste de carga considerada no ponto de aplicação da carga normal [N];
F_N	Força normal aplicada na interface do contato do par tribológico [N];
F_{Ra}	Força de atrito gerada pela tendência de movimento dos rolamentos [N];
F_{RN}	Força normal de reação do corpo [N];
g	Aceleração da gravidade [$mm.s^{-2}$];
H	Dureza da superfície mais mole do par tribológico [N/mm^2];
H_a	Altura da amostra para medição da densidade [mm];
h_{max}	Profundidade de indentação para ensaio de dureza conforme ISSO 2039-1 [mm];
i	Parâmetro de contagem [-];
K	Coefficiente de desgaste adimensional [-];
k	Coefficiente de desgaste dimensional [mm^3 / Nm];
k_1	Constante dependente das propriedades do material do contra-corpo [GPa^{-1}];
k_2	Constante dependente das propriedades do material do corpo [GPa^{-1}];
L	Comprimento do contato entre o par tribológico ao longo do eixo dos cilindros [mm];
L_B	Distância do centro do corpo até a célula de carga [m];
L_c	Distância do centro de giro até o ponto da aplicação das cargas [mm];
L_{Ry}	Distância da força de atrito causada pelo rolamento até o centro de giro [mm];
L_{Rz}	Distância do centro da barra até os rolamentos [mm];
L_w	Distância do centro de giro até o ponto de aplicação da carga normal no corpo [mm];
L_x	Extensão da área de amostragem no eixo x [μm];
L_y	Extensão da área de amostragem no eixo y [μm];
m_B	Força transmitida pelo parafuso do corpo, à haste de transmissão de força e, medida na célula de carga [g];
m_c	Massa das cargas acrescidas à MAC [g];
M_r	Momento de atrito do rolamento [Nm];
n_o	Rotação do eixo da MAC [rpm];

O_x	Força de reação no ponto de articulação da haste de carga no eixo x [N];
O_y	Força de reação no ponto de articulação da haste de carga no eixo y [N];
P_{max}	Pressão máxima do contato entre corpo e contra-corpo [MPa];
$P_{média}$	Pressão média do contato entre corpo e contra-corpo [MPa];
PV	Parâmetro associado ao produto pressão de contato e velocidade de deslizamento no contato [MPa.m.s ⁻¹];
PV_{max}	Condição máxima para parâmetro associado ao produto pressão de contato e velocidade de deslizamento no contato [MPa.m.s ⁻¹];
$PV_{média}$	Condição média para parâmetro associado ao produto pressão de contato e velocidade de deslizamento no contato [MPa.m.s ⁻¹];
\dot{Q}	Taxa de energia dissipada em forma de calor durante o deslizamento [J/s];
Q	Volume desgastado por distância de deslizamento [m ³ /m];
r	Raio da ponta da aspereza [m];
R_1	Raio externo do contra-corpo [mm];
R_2	Raio interno do corpo [mm];
Sa	Parâmetro de rugosidade relacionado com a média aritmética das alturas das rugosidades [μm];
Sds	Parâmetro de rugosidade relacionado à densidade de asperezas por área [mm ⁻²];
Sq	Parâmetro de rugosidade relacionado com a média quadrática das alturas das rugosidades [μm];
Sp	Parâmetro de rugosidade relacionado à altura do maior pico de rugosidade da área de amostragem [μm];
Sv	Parâmetro de rugosidade relacionado à profundidade do vale mais profundo da área de amostragem [μm];
Sz	Parâmetro de rugosidade relacionado com a média de dez pontos da rugosidade, sendo cinco valores associados aos picos mais altos e outros cinco associados aos vales mais profundos [μm];
t	Tempo de duração do ensaio de desgaste;
T	Temperatura no contato [°C];
$\tan\delta$	Capacidade de amortecimento [s];
V	Velocidade de deslizamento no contato [m/s];
x_c	Grau de cristalinidade da estrutura polimérica [%];
Y	Tensão de escoamento [MPa];
$\epsilon_{\mu t}$	Elongação do material até a ruptura [-];
μ	Coeficiente de atrito do par tribológico [-];
μ_a	Componente do atrito associada à adesão [-];
μ_d	Componente do atrito associada à deformação [-];
μ_r	Coeficiente de atrito do rolamento [-];
ν_1	Coeficiente de Poisson do contra-corpo [-];
ν_2	Coeficiente de Poisson do corpo [-];
θ_1	Termo relacionado com o atrito dos rolamentos da haste de carga [mm];
θ_2	Termo relacionado com o atrito dos rolamentos da haste de carga [mm.g];
σ^*	Desvio padrão para a distribuição das alturas das asperezas [m];
$\sigma_{\mu t}$	Tensão de ruptura do material [MPa];
η_{p_i}	Altura dos picos mais altos da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];
η_{v_i}	Altura dos vales mais profundos da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];
$\eta_{p_{max}}$	Altura do maior pico da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];
$\eta_{v_{max}}$	Altura do maior vale da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];
ξ	Número de picos da área de amostragem [-];
ΔH_m	Entalpia de fusão medido em DSC [J/g];
ΔH^o	Entalpia de fusão do PTFE totalmente cristalino [J/g];
φ_1	Grandeza genérica utilizada para cálculo da grandeza j;
φ_2	Grandeza genérica utilizada para cálculo da grandeza j;
φ_3	Grandeza genérica utilizada para cálculo da grandeza j;
γ	Fator de desgaste [g/Nm];
ψ	Índice de plasticidade;
τ_c	Tensão cisalhante nas junções dos contatos entre as asperezas [MPa].

SUMÁRIO

Agradecimentos.....	iii
Resumo	iii
<i>Abstract</i>	iv
Lista de figuras	v
Lista de tabelas	xii
Lista de abreviaturas e siglas.....	xiii
Lista de símbolos.....	xiv
1 Introdução.....	1
1.1 Objetivo	4
2 Revisão bibliográfica	5
2.1 Conceitos fundamentais em tribologia	5
2.1.1 Tribossistema	5
2.1.2 Contato entre superfícies.....	6
2.1.3 Atrito.....	10
2.1.3.1 Atrito de polímeros.....	11
2.1.3.1.1 Atrito devido à deformação	12
2.1.3.1.2 Atrito devido à adesão.....	13
2.1.4 Desgaste	14
2.1.4.1 Modelo de Archard para taxa de desgaste por deslizamento	14
2.1.5 Lubrificação sólida.....	16
2.2 Parâmetros que influenciam o atrito e o desgaste	17
2.2.1 Características do polímero.....	17
2.2.1.1 Energia superficial	18
2.2.1.2 Rugosidade.....	19
2.2.1.3 Estrutura molecular	19
2.2.1.4 Cristalinidade e orientação molecular	25
2.2.1.5 Peso Molecular	27
2.2.2 Características da superfície do contra-corpo.....	28
2.2.2.1 Dureza	29
2.2.2.2 Rugosidade.....	29
2.2.2.3 Energia superficial	33
2.2.3 Condições de severidade no contato.....	34
2.2.3.1 Pressão de contato	34
2.2.3.2 Velocidade de deslizamento	38
2.2.3.3 Condição PV	39
2.2.4 Temperatura no contato	42
2.2.5 Umidade relativa do ambiente	50
2.3 Mecanismos de desgaste em polímeros.....	53
2.3.1 Desgaste por adesão ou filme transferido	53
2.3.2 Desgaste por abrasão	57
2.3.3 Desgaste por fadiga	59
2.3.4 Desgaste por fusão	61
2.4 Características dos aços inoxidáveis austeníticos	63
2.5 Estudo da distribuição de pressão no contato do par tribológico.....	65
2.6 Topografia	68
3 Materiais e métodos.....	72
3.1 Materiais.....	72
3.1.1 PTFE	73
3.1.1.1 Análise dimensional dos corpos.....	73
3.1.1.2 Dureza	74
3.1.1.3 Análise topográfica	76

3.1.1.4	Microscopia eletrônica por varredura (MEV)	77
3.1.1.5	Análises macroscópicas.....	78
3.1.1.6	Densidade específica.....	78
3.1.1.7	Calorimetria Explanatória Diferencial (DSC)	79
3.1.1.8	Espectroscopia de Infravermelho por Transformada de Fourier (FTIR)	80
3.1.2	Aço inoxidável AISI 304.....	80
3.1.2.1	Análise dimensional dos contra-corpos	80
3.1.2.2	Dureza	81
3.1.2.3	Análise topográfica	82
3.1.2.4	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	82
3.1.2.5	Determinação da composição química do aço inoxidável	83
3.1.2.6	Verificação das mudanças de estrutura cristalina do aço inoxidável	84
3.2	Aparato.....	85
3.2.1	Modelo de atrito cinético para as condições geométricas da MAC	88
3.3	Planejamento dos ensaios.....	89
3.4	Avaliação dos ensaios de desgaste.....	91
3.5	Atmosfera do laboratório	91
4	Resultados e discussão	92
4.1	Atmosfera do Laboratório	92
4.2	Coeficiente de atrito cinético.....	93
4.3	Temperatura no contato	97
4.4	Desgaste	101
4.4.1	Variação da área nominal durante os ensaios	101
4.4.2	Taxa de desgaste mássico média	102
4.4.3	Taxa de desgaste volumétrico média e coeficiente adimensional de Archard	104
4.4.4	Alterações de topografia das superfícies submetidas ao desgaste.....	107
4.4.4.1	Aço inoxidável.....	107
4.4.4.2	PTFE	112
4.4.5	Produtos do desgaste.....	123
4.4.6	Alterações nas propriedades dos materiais devido ao ensaio de desgaste	133
4.4.6.1	Aço inoxidável.....	133
4.4.6.2	PTFE	134
5	Conclusões	139
6	Proposta para trabalhos futuros	141
	Referências	142
	Apêndice A - Modelo de atrito cinético para a MAC	150
	Apêndice B – Resultados e discussão sobre o coeficiente de atrito cinético dentro do período de amaciamento	157
	Anexo A - Certificado de fornecimento do PTFE.....	160
	Anexo B - Certificado de fornecimento do aço inoxidável AISI 304.....	162

1 INTRODUÇÃO

Atrito é um dos mais antigos objetos de estudo da física, com uma extraordinária importância prática e elevados impactos negativos na economia de uma nação (PERSSON, 1998), nos custos de uma empresa e até no valor de um componente utilizado em determinada máquina (KHODDAMZADEH *et al.*, 2009). No início do século XXI, estimou-se que mais de 30% da energia gerada é consumida para vencer o atrito (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001).

A explicação para a magnitude deste custo, e desperdício energético, é que toda superfície de um componente que interage com outra superfície apresenta atrito, o qual é função direta das interações que operam no contato, inclusive ocasionando degradação das superfícies dos componentes por desgaste (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001). Máquinas, equipamentos ou dispositivos não fogem a esta condição, e raros são os casos em que não apresentam partes e peças móveis que precisam movimentar-se uma sobre a outra (DING *et al.*, 2010). A situação tende a se agravar, pois perdas pequenas de volume, ocasionadas pelo desgaste, já são suficientes para provocar avarias no funcionamento, diminuir o rendimento, aumentar a vibração e causar aquecimento, o que, muitas vezes, resulta na inutilização da peça (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001). Por conseguinte, mais energia é dissipada no movimento e gasta na fabricação de peças de reposição ou, ainda, em mais horas de operação de fábricas para compensar perdas produtivas (HUTCHINGS, 1998). Analisando-se um equipamento, a energia e os materiais perdidos por desgaste têm um valor pequeno, contudo milhares de equipamentos com a mesma problemática levam a valores impactantes para a economia global (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001).

Estima-se que a degradação de superfície seja responsável por 70% das paradas de máquinas e a má lubrificação de componentes (como, por exemplo: redutores, motores elétricos e rolamentos) está associada as suas falhas (com índices de 39, 40 e 54%, respectivamente). Indiretamente aos custos de lubrificação, somam-se perdas com: vazamentos, contaminação de lubrificantes e valores relacionados às equipes para mapeamento e controle de pontos críticos de manutenção (CARDOSO, 2012). Relatórios de parada de produção evidenciam que,

na sua grande maioria, as causas estão correlacionadas com componentes que têm movimento relativo, como por exemplo: engrenagens, acoplamentos, cames e mancais. Sendo o último o que apresenta maior frequência de falhas (NORTON, 2003).

Mancais de deslizamento têm função principal de controle do atrito servindo como suporte para carregamentos, ou guia, para peças com movimento relativo (KHODDAMZADEH *et al.*, 2009). Desta forma acabam, em uma visão geral, atuando como coadjuvantes na função principal do equipamento, ou máquina, com expectativa que apresentem baixo custo de aquisição e manutenção, sejam compactos e sofram baixo desgaste resultando em uma vida útil elevada (NORTON, 2003).

A indústria moderna apresenta demanda por materiais com propriedades específicas, que garantam um melhor desempenho tribológico em mancais de deslizamento (MARSELLA, 2008). Em especial, para a indústria automotiva, mancais têm requisitos como: espaço reduzido e baixo peso, associado à necessidade de operar com altas cargas, com movimentos oscilatórios e sem lubrificação (GGB, 2010). A seleção final de um material, neste caso, é feita analisando-se critérios como a qualidade resultante do componente, o seu desempenho e a sua confiabilidade para determinada aplicação (MARSELLA; WILLIAMS, 2005).

Projetistas de máquinas e desenvolvedores de mancais têm especial interesse na busca de uma maneira de reduzir atrito sem a adição de lubrificantes líquidos, os quais tendem a encarecer o projeto (KHODDAMZADEH *et al.*, 2009) e a contaminar o meio ambiente, sem contar os custos adicionais que devem ser previstos para regenerá-los e eliminá-los (CONTE e IGARTUA, 2012). Assim, os desenvolvimentos são ditados pelos aspectos ecológicos e econômicos (SEDLACEK *et al.*, 2012). Atualmente, tem-se feito grandes esforços para o desenvolvimento de uma variedade de materiais que sejam autolubrificantes, e que atendam as necessidades de manutenção reduzida e de maior durabilidade (GGB, 2010). Isso abre novas oportunidades de aplicação de materiais poliméricos que podem operar sem lubrificação (KOIKE *et al.*, 2012). Diante desta demanda, os mancais poliméricos têm sido amplamente utilizados na indústria nas últimas décadas (ÜNLÜ; UZKUT, 2010).

Ademais, as propriedades de alguns polímeros, como: baixa adesividade, baixo coeficiente de atrito e efeito *stick-slip*¹ relativamente pequeno, permitem seu emprego em mancais de precisão (LIU; SCHAEFER, 2006).

Dentre os polímeros que são utilizados em aplicações tribológicas, pode-se destacar: o poliacetal, o polietileno e o politetrafluoretileno (PTFE), os quais apresentam excelentes características como baixo custo, boa capacidade de lubrificação, baixo peso e alta resistência à corrosão (KHODDAMZADEH *et al.*, 2009).

O PTFE, em particular, é um dos mais utilizados (CONTE; IGARTUA, 2012), inclusive como lubrificante sólido (ÜNLÜ; UZKUT, 2010), e apresenta o menor coeficiente de atrito estático e cinético em contatos do tipo metal-polímero (KHODDAMZADEH *et al.*, 2009). No entanto, sofre altas taxas de desgaste, o que limita a sua aplicação (CONTE; IGARTUA, 2012).

Segundo Koike *et al.* (2012), estudos e pesquisas são feitos buscando desenvolver compostos de PTFE para minimizar este desgaste. O desenvolvimento de compósitos com matriz polimérica é um meio eficaz de controle do atrito e do desgaste (LARSEN *et al.*, 2008). Todavia, o comportamento dos materiais em uma aplicação tribológica é complexo e depende da natureza e da morfologia dos componentes adicionados (KHODDAMZADEH *et al.*, 2009). O desempenho, também, é função do acabamento e das condições das superfícies (LIU; SCHAEFER, 2006). Com isso, testes e ensaios experimentais são fundamentais para uma compreensão completa do desempenho tribológico de determinado material (MARX; JUNGHANS, 1996), o que é fundamental para prover base teórica que permita a correta seleção do material, principalmente para aplicações de alto desempenho tribológico, demandadas, comumente, em novas tecnologias (DAI *et al.*, 2013). Assim, o problema da correta seleção de um material para uma aplicação de engenharia se apresenta como uma das razões para o estudo do comportamento tribológico dos polímeros (KASHANI *et al.*, 2011).

¹ Efeito relacionado à intermitência do movimento devido à diferença entre o coeficiente de atrito estático e cinético.

1.1 Objetivo

O presente trabalho teve como objetivo realizar um estudo amplo do comportamento tribológico do PTFE em deslizamento, sem lubrificação, contra o aço inoxidável AISI 304 em ensaio do tipo mancal contra eixo. Foi avaliado o comportamento do atrito cinético, dentro do período de amaciamento², obtendo-se um mapeamento em função da velocidade de deslizamento e do carregamento normal. Para ensaios de longa duração, os quais permitiram que o sistema tribológico alcançasse a estabilização, investigou-se o coeficiente de atrito cinético e a temperatura no contato em função do carregamento normal. Por fim, apresentou-se um estudo do desgaste, que contemplou: a sua quantificação, a identificação dos mecanismos que operaram durante o deslizamento, a análise dos seus produtos e dos seus efeitos nas topografias das superfícies e nas propriedades dos materiais.

² Condição inicial de deslizamento em que a resposta do sistema tribológico não se encontra estabilizado.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo é apresentado o levantamento do estado da arte referente à tribologia de polímeros. De modo geral, focaram-se as discussões no PTFE, material que é objeto de estudo da presente dissertação. Inicialmente, são abordados os conceitos fundamentais da tribologia, seguido de uma discussão dos principais parâmetros que influenciam o atrito e o desgaste. Posteriormente, é apresentado um estudo dos principais mecanismos de desgaste que atuam em polímeros.

Acrescentou-se, uma sucinta discussão sobre as características dos aços inoxidáveis austeníticos, pois este material foi utilizado como contra-corpo. Ainda uma breve revisão sobre topografia, incluindo definições e os parâmetros de medição utilizados neste trabalho.

2.1 Conceitos fundamentais em tribologia

Alguns conceitos fundamentais de tribologia são essenciais para o entendimento dos mecanismos de atrito e de desgaste, e devem ser inicialmente discutidos. Com este intuito, são abordados nesta seção: a definição de tribossistema, uma análise das interações que acontecem no contato entre as superfícies, os principais conceitos relacionados com o atrito e o desgaste, finalizando-se com noções sobre lubrificação sólida.

2.1.1 Tribossistema

O estudo tribológico envolvendo análise das interações entre corpos em contato sempre deve ser relacionado com um sistema tribológico específico. Sendo assim, é fundamental a completa definição deste, de maneira sistemática, pois parâmetros como, por exemplo: a taxa de desgaste, o coeficiente de atrito e a temperatura na interface não são intrínsecos do material, mas sim relacionados a determinado sistema tribológico. Conforme pode ser visto na Figura 2.1, a qual representa um tribossistema, de forma esquemática, com todos os seus componentes. É imprescindível a completa definição do corpo e do contra-corpo, antes e após a interação, incluindo a especificação dos materiais envolvidos, ou das suas camadas superficiais, com as respectivas propriedades mecânicas e físico-

químicas, além de suas características macro e microgeométricas. Propriedades do meio e da interface merecem atenção especial, cujas caracterizações devem incluir, caso haja, detalhes de lubrificação e de partículas externas. Produtos de desgaste gerados durante a interação, de igual modo, devem ser incluídos nas análises e discussões.

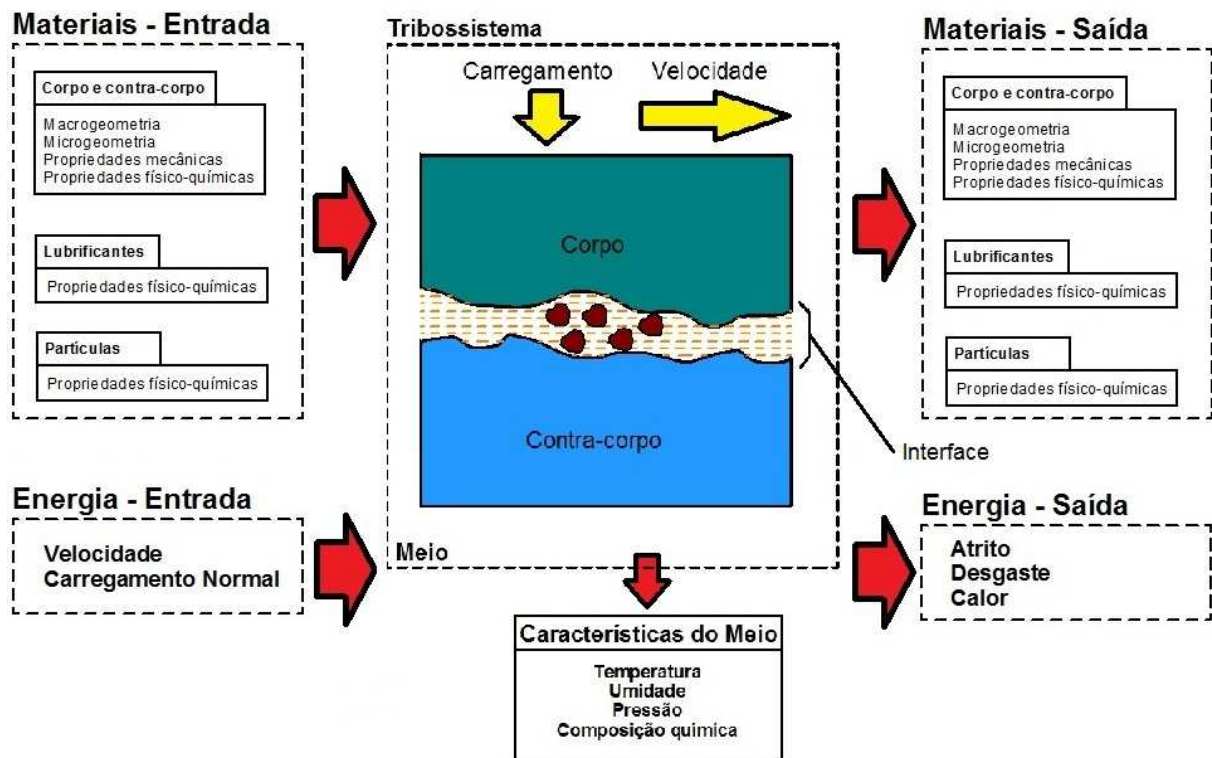


Figura 2.1 - Componentes de um tribossistema.³

Ainda, parâmetros de carregamento e de velocidade de deslizamento, associadas à energia de entrada no sistema, precisam ser estabelecidos, pois têm influência significativa no desempenho tribológico de determinado material (SILVA, 2003). Com isso, pode-se ter um completo entendimento do tribossistema, e garantias de que os dados coletados são válidos para a análise, e até para a comparação com outros sistemas.

2.1.2 Contato entre superfícies

Quando dois corpos entram em contato, tem-se uma área de contato nominal, A_{nom} [m²]. Contudo, o contato efetivo se dá em pequenas regiões da superfície

³ Todas as Figuras e Tabelas sem identificação explícita da fonte foram produzidas pelo autor da dissertação.

aparente do contato. Assim, o carregamento normal e as conseqüentes deformações para suportá-lo ficam restringidos, normalmente, a estas pequenas áreas (HUTCHINGS, 1992). A explicação para esta condição é que, por melhor acabamento que uma superfície possa apresentar, ela possui descontinuidades, ainda que sejam na ordem de distâncias atômicas, resultando em uma superfície irregular com asperezas, que vão inicialmente se tocar quando as superfícies entram em contato (WANG *et al.*, 2006). Portanto, a área real de contato, A_r [m^2], é a somatória de microáreas, A_i [m^2], conforme pode ser visualizado na Figura 2.2 (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001).

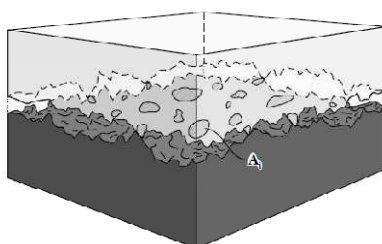


Figura 2.2 - Ilustração da pequena área real de contato entre duas superfícies rugosas, onde a somatória de A_i equivale à área real de contato.

Fonte: Stachoviak e Batchelor (2001).

Atualmente, existe uma grande demanda por desenvolvimento de equipamentos e produtos com alta eficiência, compactos, de baixo custo e que tenham alta confiabilidade (HOLMBERG, 2001). A indústria automobilística, por exemplo, exibe tal necessidade que resulta, em um viés tribológico, em sistemas que suportem mais carga, velocidade e temperatura. Assim, os contatos são modelados e analisados numericamente (PRIEST; TAYLOR, 2000), e são de extrema importância para o desenvolvimento de peças e componentes que serão submetidos a condições severas. Contudo, isso não é uma tarefa simples devido à complexidade de todos os parâmetros e de suas interações (HOLMBERG, 2001).

Pode-se classificar um contato como conforme ou não conforme; para o primeiro as superfícies entram em contato de tal maneira que há uma área nominal facilmente mensurável, e que essencialmente não se altera mesmo com o processo de desgaste; o segundo tipo de contato dá-se em apenas um ponto ou linha, e com o desgaste há o aumento da área de contato nominal de pelo menos uma das superfícies, podendo até transformar o contato para o tipo conforme (BLAU, 1996).

Antes de estudar as tensões em contatos de superfícies reais, algumas considerações sobre resultados de modelos de contatos de uma única aspereza são úteis. Para tanto, assume-se o contato entre dois planos, sendo um rugoso e outro idealmente liso e rígido. No plano rugoso a aspereza é modelada como uma calota esférica de raio r forçada contra a superfície plana estabelecendo um contato Hertziano, conforme pode ser visualizado na Figura 2.3. Assim, a área de contato real entre a aspereza e o plano, mantém certa relação com a carga normal F_N e, é dependente da natureza da deformação (HUTCHINGS, 1992).

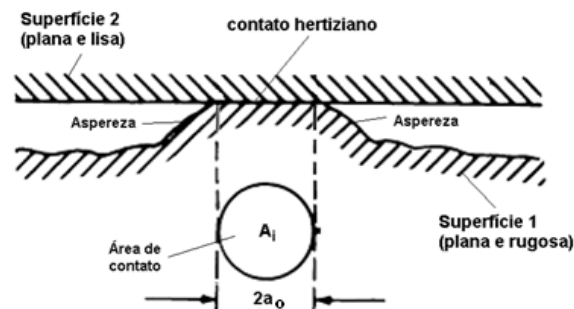


Figura 2.3 - Ilustração do contato de uma única aspereza modelado a partir das formulações de Hertz.

Fonte: Adaptado de Huchtings (1992).

Se a deformação for totalmente elástica, a área de contato assume a relação da Equação (1).

$$A_i \propto F_N^{2/3} \quad (1)$$

Já no caso de um contato perfeitamente plástico, a relação é dada pela Equação (2).

$$A_i \propto F_N \quad (2)$$

Após a tensão na aspereza atingir o limite de escoamento, e a deformação entrar em um regime plástico, a pressão média do contato manter-se-á praticamente constante e de valor igual a três vezes o limite de escoamento do material, Y , conforme Equação (3). Esta relação, que independe da geometria da aspereza, é a base para os ensaios de dureza, e a razão F_N/A_r é igual ao valor de dureza, H [N/m^2], do material (HUTCHINGS, 1992).

$$P_{média} = \frac{F_N}{A_r} = 3Y \quad (3)$$

Para superfícies reais com múltiplos contatos entre asperezas que possuem raios e alturas diferentes, a área real de contato é proporcional ao carregamento normal, conforme apresentado na Equação (2), independe do caráter elástico ou plástico das deformações nos contatos. A explicação para este fato é que com o aumento da carga as superfícies se aproximam, devido à deformação, e mais asperezas entram em contato, e assim, a área média de cada aspereza permanece constante e independente de detalhes estatísticos da distribuição de alturas e raios das mesmas (HUTCHINGS, 1992). Acrescenta-se que para cargas extremamente elevadas, a área de contato tende a crescer até um limite próximo ao valor da área aparente de contato (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

Para se ter uma noção da área de contato real calculada através da Equação (3), pode-se considerar um cubo sobre uma mesa, ambos de aço, e com carregamento normal de 100 N. Para um aço com dureza de 10^9 N/m² e o cubo com 10 cm de lado, ter-se-á uma área real de contato de aproximadamente 0,1 mm², ou seja, uma fração de 10^{-5} da área nominal. Muitos experimentos mostram que o diâmetro da junção de cada aspereza, apresentada na Figura 2.3, é da ordem de 10 μm, assim, tem-se aproximadamente 1000 junções para o contato proposto (PERSSON, 1999).

A área real de contato também pode ser influenciada pelas características topográficas da superfície dos corpos que são postos em contato. A Figura 2.4 mostra a relação da área real de contato do UHMWPE com diferentes valores de Ra, em contato com um prisma triangular. Percebe-se que a proporção dada pela Equação (3) é mantida, mas a área real de contato aumenta, para uma mesma carga aplicada, com a redução do parâmetro Ra.

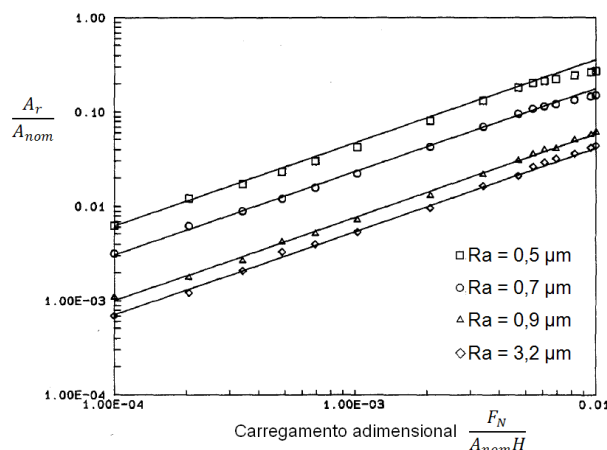


Figura 2.4 – Relação entre a área real de contato e o carregamento adimensional, normalizado para a área nominal, para UHMWPE com superfícies com diferentes rugosidades.

Fonte: Adaptado de Benabdallah e Lapierre (1990).

2.1.3 Atrito

Segundo Conte e Igartua (2012), o atrito é um processo de dissipação de calor e transferência de massa termodinamicamente irreversível. Pode ser definido como a força resistiva que um corpo encontra ao se mover sobre outro (HUTCHINGS, 1992).

Ao longo do tempo, foram estabelecidas algumas leis do atrito. Muitas delas são úteis para vários modelos, como o de corpo rígido, mas estão longe de abranger a complexidade da realidade com diferentes materiais, parâmetros e variáveis que se mostram relevantes (HUTCHINGS, 1992). Modelos mais recentes atribuem o atrito a dois mecanismos principais: a deformação (envolvendo o arraste de asperezas da superfície mais dura através do material mais macio) e a adesão (que envolve as junções formadas na interface devido às ligações secundárias que ocorrem os corpos) (LUDEMA; TABOR, 1966).

Apesar de estudos posteriores mostrarem que ambas as componentes não são totalmente independentes, tratá-las assim, é útil para facilitar o entendimento dos fenômenos e dos mecanismos envolvidos (HUTCHINGS, 1992). A relação é mostrada na Equação (4), cujos fatores são mostrados na Figura 2.5.

$$\mu = \mu_a + \mu_d \quad (4)$$

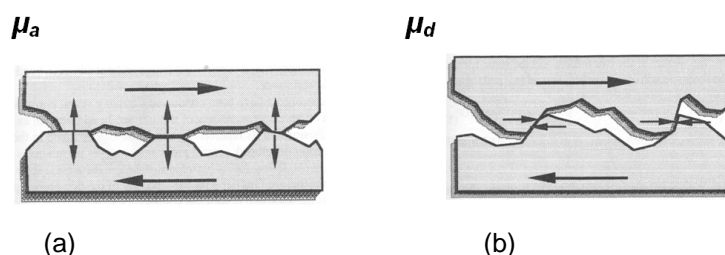


Figura 2.5 - Componentes do coeficiente de atrito conforme modelo de Bowden e Tabor: (a) componente de adesão (b) componente de deformação.

Fonte: Adaptado de Blau (1996).

A força de atrito, para superfícies não excessivamente lisas ou rugosas, seria a força necessária para cisalhar as junções formadas devido ao carregamento normal. Assim, considerando a tensão cisalhante, τ_c , e a área real de contato, A_r , pode-se deduzir que a força de atrito é dada pela Equação (5). A força de atrito é proporcional somente à área de contato real, pois para superfícies com distâncias acima de 1 nm as forças adesivas são extremamente pequenas e não contribuem de modo significativo no atrito (PERSSON, 1999).

$$F_{at} = \tau_c \cdot A_r \quad (5)$$

Diante do exposto, fica evidente que estudos mais aprofundados para entender as interações entre as superfícies são fundamentais, neste trabalho focou-se o atrito em polímeros, assunto discutido detalhadamente nas próximas seções.

2.1.3.1 Atrito de polímeros

Em contraste com metais e cerâmicas, os polímeros de engenharia, os quais são comumente utilizados em aplicações tribológicas, exibem, comumente, baixo coeficiente de atrito, com valores típicos entre 0,1 e 0,5, tanto para deslizamento sobre materiais poliméricos quanto deslizando contra outros tipos de materiais. São muitas vezes aplicados em situações tribológicas sem lubrificação, deslizando contra superfícies relativamente mais duras. O contato entre polímeros, ou o contato entre polímeros e metais, conforme já discutido na seção 2.1.2, é predominantemente elástico, com exceção de superfícies com rugosidade elevada. Um segundo fator que diferencia o comportamento tribológico dos polímeros, é que os mesmos são visco-elásticos (HUTCHINGS, 1992), e assim, suas propriedades mecânicas são fortemente dependentes do tempo, da temperatura e da taxa de deformação (NORTON, 2003). Com isso, o coeficiente de atrito se apresenta com

comportamento complexo e varia com o carregamento normal, a velocidade de deslizamento e a temperatura no contato (HUTCHINGS, 1992).

Estudos tribológicos em polímeros são complexos e merecem tratamento multidisciplinar, combinando estudos químicos, físicos e mecânicos da interface de contato. A complexidade das interações surge devido à grande variedade de fenômenos que ocorrem simultaneamente e que sofrem influência mútua (SAMYN *et al.*, 2010). O comportamento tribológico dos polímeros, e dos compostos com matriz polimérica, está estreitamente relacionado com as características de formação e transferência de filmes (ZHANG *et al.*, 2001), cujo mecanismo é apresentado na seção 2.3.1.

O coeficiente de atrito de polímeros também pode ser atribuído, como nos metais, a dois mecanismos principais: deformação e adesão (LUDEMA; TABOR, 1966). Os mecanismos atuam em regiões distintas, as quais são mostradas na Figura 2.6, através da representação de uma aspereza dura deslizando contra a superfície de um material polimérico. Os mecanismos de deformação e adesão são relacionados, respectivamente, com a zona coesiva e a zona interfacial. Percebe-se uma diferença no volume das regiões, sendo que a última e menor delas, tem espessura em torno de 10 nm (BRISCOE, 1981). A seguir é apresentada a descrição de cada uma destas componentes.

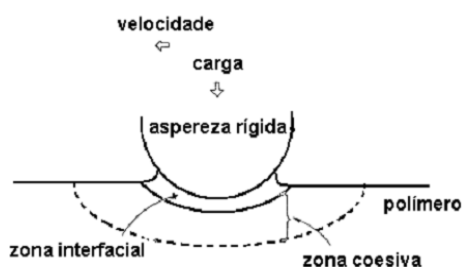


Figura 2.6 - Aspereza rígida em contato com um polímero evidenciando a zona interfacial e a coesiva.

Fonte: Adaptado de Briscoe (1981).

2.1.3.1.1 Atrito devido à deformação

Para analisar a componente de deformação isoladamente, pode-se utilizar o exemplo de uma esfera rígida, em contato lubrificado, rolando sobre a superfície de um polímero, o que reduz muito a componente referente à adesão entre os materiais (LUDEMA; TABOR, 1966). A Figura 2.7 ilustra o caso. Conforme pode ser visto, com

a esfera rolando para a direita, cada elemento da superfície abaixo da esfera, experimenta uma deformação progressiva e cíclica ABCDE, recuperando a sua forma inicial após a passagem da esfera (HUTCHINGS, 1992).

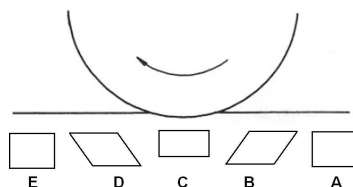


Figura 2.7 - Ciclo de deformação de uma superfície polimérica devido ao Rolamento de uma esfera rígida.

Fonte: Hutchings (1992).

A resistência ao movimento está associada à energia dissipada em um grande volume através de deformações no contato, que se dá logo abaixo da esfera, e é resultado das propriedades viscosas do material (UNAL *et al.*, 2004). Do total de energia aplicada no sistema, parte é recuperada mecanicamente e parte é dissipada, sendo esta última parcela associada a um fator de perda. Esta capacidade de recuperação e dissipação está relacionada com as propriedades visco-elásticas do material (HUTCHINGS, 1992). Esta parcela de atrito mantém relação forte com a temperatura no contato conforme é apresentado na seção 2.2.4.

2.1.3.1.2 Atrito devido à adesão

Se um polímero com superfície lisa desliza sobre uma superfície relativamente rígida e igualmente lisa, a contribuição da deformação pode ser negligenciada. Assim a força de atrito é originada, basicamente, pela força de adesão, atribuída às forças moleculares entre as superfícies que formam junções (LUDEMA; TABOR, 1966). A análise pode ser feita de maneira similar aos metais, com a diferença que o contato será predominantemente elástico (HUTCHINGS, 1992).

A adesão responsável por esta parcela do atrito de polímeros é resultado de fracas forças de ligação como: ligações de hidrogênio e de Van Der Waals (UNAL *et al.*, 2004).

As junções formadas por adesão mostram muitas similaridades com as formadas em metais. Contudo, as falhas das junções tendem a ocorrer dentro do material polimérico, ao invés da superfície. Este mecanismo é mostrado em detalhes na seção 2.2.1.3. O crescimento da junção ocorre de maneira limitada, e o alto valor

de coeficiente de atrito associado com o crescimento de junção em metais não é observado em polímeros (HUTCHINGS, 1992). Muitos polímeros deslizando contra superfícies duras transferem filmes para o contra-corpo. A formação e comportamento dos filmes transferidos têm significativa relevância para o atrito e o desgaste dos polímeros. A partir do momento que o filme é transferido, as interações subsequentes são entre o polímero e a camada de material similar. Com a continuidade do deslizamento, o polímero desgastará com a adição de material à camada transferida, desde que a ligação interfacial com o contra-corpo seja maior que o do próprio polímero (HUTCHINGS, 1992). O desgaste adesivo e a transferência de filmes são discutidos com maiores detalhes na seção 2.3.1.

2.1.4 Desgaste

Para aplicações de engenharia, o atrito gerado pelo movimento entre partes móveis é a maior causa de desgaste e dissipação de energia. Existe uma série de mecanismos de desgaste como, por exemplo: o adesivo, o abrasivo, por fadiga, por fusão, por erosão, por cavitação, o corrosivo, o oxidativo, entre outros (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). Os mecanismos de desgaste abordados neste trabalho, e que são relevantes para a avaliação tribológica de polímeros, são os quatro primeiros, cuja discussão é apresentada na seção 2.3.

Ainda uma questão fundamental é quantificar o desgaste das superfícies, permitindo a comparação com valores encontrados em outras pesquisas. Para tanto, pode-se utilizar o modelo de desgaste de Archard (1953), o qual é apresentado na próxima seção.

2.1.4.1 Modelo de Archard para taxa de desgaste por deslizamento

Uma teoria simples para a análise do desgaste foi originalmente desenvolvida por Archard (1953). O modelo propõe que o contato entre os corpos se dá através de interações entre as asperezas, onde a área de contato real, A_r [m^2], é proporcional ao carregamento, e com valor igual à soma das várias pequenas áreas ($\sum A_i$). Com o deslizamento haverá contato entre as asperezas quando uma passar sobre a outra, conforme mostrado na Figura 2.8. Para cada iteração desta, há uma possibilidade, ou probabilidade, de ocorrer desgaste.

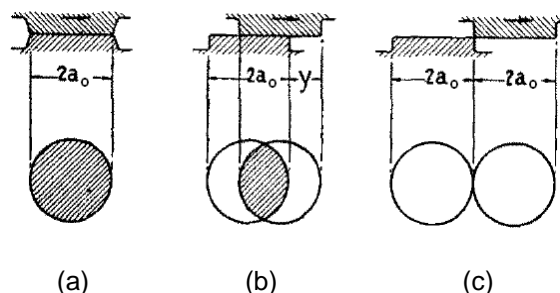


Figura 2.8 - Diagrama esquemático da evolução de um simples contato entre duas asperezas movendo-se uma sobre a outra: (a) contato total (b) contato parcial (c) fim do contato.

Fonte: Archard (1953).

A principal conclusões do modelo é que: o desgaste é proporcional ao carregamento e independe da área nominal de contato, mantendo relação inversa com a dureza do material mais mole (ARCHARD, 1953). O modelo é apresentado matematicamente na Equação (6).

$$Q = K \frac{F_N}{H} \quad (6)$$

onde:

- Q: Taxa de volume desgastado por distância de deslizamento [m^3/m];
- K: Coeficiente de desgaste adimensional [-];
- F_N : Carregamento normal [N];
- H: Dureza da superfície mais mole [Pa].

Conforme a Equação (6), o volume desgastado mostra-se proporcional ao coeficiente de desgaste adimensional, cuja primeira interpretação possível, vem da própria formulação do modelo, e está associada à proporção de asperezas que irão desgastar, ou uma probabilidade de isto acontecer. Assim, o valor de K é sempre menor que a unidade e é adimensional (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). O coeficiente pode, também, ser tomado como um reflexo do número de ciclos de deformação requeridos por cada aspereza antes que um fragmento de material seja removido (HUTCHINGS, 1992).

O coeficiente de desgaste adimensional, obtido com a equação de Archard, é um meio de caracterizar a severidade do desgaste e de comparar sistemas tribológicos (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). Em aplicações de engenharia, utiliza-se também, o coeficiente de desgaste dimensional, k [m^3/Nm], o qual é obtido com a razão de K/H (HUTCHINGS, 1992).

2.1.5 Lubrificação sólida

Materiais sólidos que exibem baixos coeficientes de atrito podem ser usados como lubrificantes ao invés de líquidos ou gases. Um mancal, por exemplo, pode ser feito, ou ter sua superfície coberta, de um composto que contenha este tipo de característica, produzindo um sistema auto-lubrificante que não necessita de lubrificação externa durante sua via útil. Em muitos casos, lubrificantes sólidos são a única solução viável, por exemplo, em máquinas de processamento de alimentos onde a contaminação do produto por líquidos lubrificantes deve ser evitada, ou em aplicações fora da atmosfera terrestre, onde o líquido lubrificante pode evaporar (HUTCHINGS, 1992). Materiais poliméricos são utilizados como lubrificantes sólidos buscando a redução do atrito das superfícies em movimento relativo e o aumento da resistência à corrosão e ao desgaste (YEO; POLYCARPOU, 2013).

A tecnologia para aplicação de finos filmes mostrou avanços consideráveis nos últimos anos. Com a sua aplicação consegue-se um melhor desempenho tribológico para a superfície de um material, que não seria satisfatória com as propriedades do substrato. Atualmente, com a melhora nas técnicas de deposição, pode-se conseguir filmes com espessura da ordem de grandeza de uma única cadeia polimérica (PASSERI *et al.*, 2013). Lubrificantes sólidos são comumente adicionados a matriz polimérica para diminuir a adesão com a superfície do contra-corpo, ou para formar filmes transferidos que reduzem o coeficiente de atrito e o desgaste (LARSEN *et al.*, 2008).

O PTFE é um excelente lubrificante sólido, contudo, devido às suas propriedades, necessita ser reforçado para ser utilizado como material de mancais (SHI *et al.*, 2012). Os materiais de reforço, ou enchimentos, mais comuns são: fibra de vidro, partículas de bronze, bissulfeto de molibdênio (MoS_2) e grafite. Estes materiais tendem a aumentar o coeficiente de atrito cinético, mas reduzem significativamente a taxa de desgaste em relação ao PTFE puro (CONTE; IGARTUA, 2012). A adição destes materiais pode reduzir de duas a quatro ordens de magnitude o coeficiente de desgaste adimensional (GOYAL; YADAV, 2013). As propriedades do PTFE estão diretamente relacionadas com sua estrutura molecular linear formada por cristais em forma de fibras, ao invés de esferulitos como a maioria dos polímeros (LEI *et al.*, 2007).

Deve-se atentar com a variação do coeficiente de atrito em função da espessura do filme. A Figura 2.9 mostra o comportamento de filmes de índio em ferramentas de aço rápido. Há uma espessura ótima que resulta no menor coeficiente de atrito, ou seja, filmes finos não evitam contato entre as asperezas dos materiais e para filmes mais espessos o comportamento se torna mais similar ao deslizamento ocorrendo contra um material mais macio (HUTCHINGS, 1992).

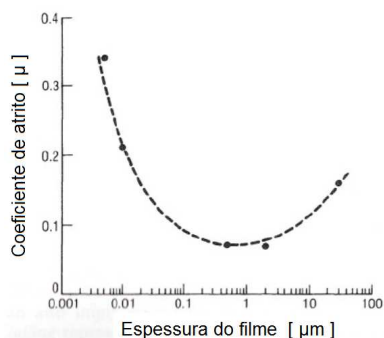


Figura 2.9 - Variação do coeficiente de atrito em função da espessura de um fino filme de índio usado como revestimento em uma das superfícies de um contato, do tipo aço-aço, submetido a deslizamento sem lubrificação.

Fonte: Adaptado de Hutchings (1992).

As características necessárias para que o material possa ser utilizado como lubrificante sólido, normalmente estão associadas ao tipo de estrutura e tendência à formação de filmes transferidos. Estas são abordadas, de maneira mais detalhada, na seção 2.2.1.3.

2.2 Parâmetros que influenciam o atrito e o desgaste

O atrito e o desgaste em materiais poliméricos se apresentam de maneira complexa, e dependem de uma série de parâmetros, os quais são discutidos na presente seção. São abordadas as influências das características do polímero e da superfície do contra-corpo, das condições de severidade impostas ao contato, da temperatura no contato e da umidade relativa do ambiente.

2.2.1 Características do polímero

Logicamente, o comportamento de determinado polímero, em uma aplicação tribológica, é ditado por várias de suas características, cuja análise, para este tipo de aplicação, é importante para o completo entendimento dos fenômenos envolvidos. Com este objetivo, apresenta-se nesta seção uma discussão sobre as

características mais relevantes do polímero para o atrito e o desgaste, que são: a energia superficial, a topografia, a estrutura molecular, a cristalinidade, a orientação molecular e o peso molecular.

2.2.1.1 Energia superficial

A energia superficial segundo Callister (2007) é a energia referente ao contorno da superfície externa dos materiais, na qual os átomos não estão com o número de ligações mais estáveis, o que origina um excesso de energia por área, ou energia superficial, a qual pode ser quantificada em J/m^2 .

Os polímeros apresentam, de modo geral, energia superficial baixa. Isso é decorrente de sua estrutura formada por longas cadeias de carbono, onde cada átomo está ligado através de ligações covalentes, ao número máximo de vizinhos, formando uma macromolécula, as quais são unidas entre si por ligações secundárias, e mais fracas, para formar o material polimérico. Deste modo, os átomos da superfície polimérica, fazem partes destas macromoléculas e, apresentam um estado energético baixo, pois possuem, de modo geral, a máxima quantidade de ligações interatômicas, o que resulta em uma energia superficial reduzida (CALLISTER, 2007). Nestes materiais, a energia superficial é ditada pela estrutura química presente na superfície, o que faz com que haja dependência dos grupos presentes nas moléculas (BARBU *et al.*, 2002).

A baixa energia superficial, da maioria dos polímeros de engenharia, dificulta a adesão destes materiais com outras superfícies, prejudicando a formação, e a estabilidade, dos filmes transferidos (FU *et al.*, 2004). No caso do PTFE, que possui uma das menores energias superficiais, e ainda características que permitem a transferência de filmes (como a sua estrutura molecular com cadeias lineares, conforme é descrito na seção 2.2.1.3), os filmes formados são fracamente aderidos ao contra-corpo, o que compele instabilidade devido à fácil remoção destes do contato (WANG *et al.*, 2010). Deve-se, ainda, atentar para a energia superficial do contra-corpo, que também tem influência no mecanismo de transferência de filmes de PTFE, conforme descrito na seção 2.2.2.3.

Pode-se citar experimentos de Wang *et al.* (2013), nos quais não houve sinal de filme transferido de PTFE para a superfície do contra-corpo, de aço inoxidável

AISI 316L, após ensaios de desgaste sem lubrificação. Somente se observou pequenas partículas de desgaste, oriundas do polímero, fracamente aderidas ao contra-corpo. Esta condição se deve a extremamente baixa energia superficial do PTFE puro. A Figura 2.15 mostra uma análise por MEV para a verificação da presença de filmes transferidos, com o PTFE puro e com 20% de *Poly(p-oxybenzoyl)* (POB). Nota-se que a superfície do material metálico, para a primeira condição, está praticamente limpa, e para a segunda, a superfície metálica apresenta pequenas partículas aderidas.

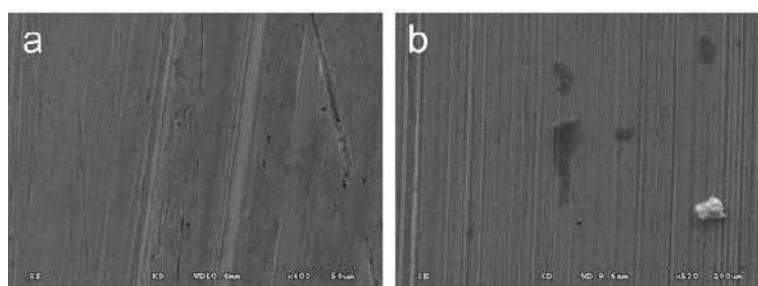


Figura 2.10 – Imagens obtidas por MEV para verificação de filme transferido para a superfície de aço inoxidável AISI 316L após deslizamento sem lubrificação contra: (a) PTFE puro (b) PTFE com 20% de POB.

Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2013).

2.2.1.2 Rugosidade

Na prática, a rugosidade da superfície do material polimérico é importante do ponto de vista de capacidade de suporte do carregamento. Superfícies com valores intermediários para o parâmetro de rugosidade S_q , o qual é definido na seção 2.6, suportam carregamentos maiores sem grandes alterações da superfície (SEDLACEK *et al.*, 2012).

2.2.1.3 Estrutura molecular

Conforme já verificado na seção 2.1.3, a adesão exerce papel fundamental na força de atrito entre polímeros e está relacionada com a força necessária para quebrar as ligações entre os átomos através de cisalhamento nas áreas de contato, de acordo com a Equação (5). Contudo, deve-se atentar para os fenômenos que envolvem deslizamento com polímeros que apresentam estruturas lineares. Para esta discussão, apresenta-se, como exemplo, o polietileno em contato com uma superfície de aço, condição apresentada esquematicamente na Figura 2.11. São

representadas duas cadeias do material polimérico, A e B, sendo que a primeira está em contato com a superfície metálica.

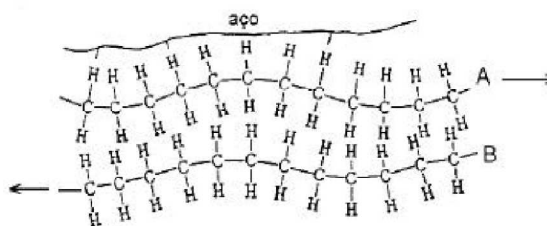


Figura 2.11 - Modelo esquemático para o PE, material polimérico que possui estrutura com cadeias lineares, deslizando sobre uma superfície de aço.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

O fator mais importante nesta estrutura lamelar é que as ligações dos átomos nas camadas são do tipo covalente, e conseqüentemente forte, contudo as ligações entre as cadeias, A e B no exemplo, são muito mais fracas e do tipo secundárias ou de Van Der Waals. Quando o contato é estabelecido surgem forças de adesão entre a cadeia mais externa, A, e a superfície metálica, cujas forças de adesão são maiores que entre as cadeias A e B. Diante destas circunstâncias, durante o deslizamento, com a imposição de tensões cisalhantes, haverá movimento relativo entre as cadeias A e B (YAMAGUCHI, 1990), pois a quebra destas ligações é mais fácil de acontecer do que a quebra das ligações entre a cadeia A e a superfície do contra-corpo (HUTCHINGS, 1992).

Com isso, há a formação de filmes transferidos, condição que influencia de maneira significativa a tribologia destes tipos de materiais (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001), os quais exibem baixos coeficientes de atrito, cuja característica os tornam atrativos para aplicação como lubrificantes sólidos (YAMAGUCHI, 1990).

Diante do exposto, a explicação para o melhor comportamento tribológico de polímeros com cadeia linear está relacionada com a facilidade das cadeias poliméricas cisalharem umas em relação às outras (UNAL *et al.*, 2004). A resistência ao cisalhamento entre as moléculas é influenciada pela sua morfologia, sendo o grau de simetria da cadeia um fator relevante no coeficiente de atrito. A assimetria das cadeias faz com que haja uma maior força de ligação entre elas, assim a força necessária para o cisalhamento, e conseqüentemente a força de atrito, aumentam (YAMAGUCHI, 1990). Muitas das propriedades mecânicas dos polímeros estão

associadas à facilidade da cadeia rotacionar, cuja característica é dependente da estrutura e da química do mero. Assim, ligações duplas ou triplas, bem como a presença de grupos laterais volumosos, têm efeito de travamento das cadeias e intertravamento das moléculas (CALLISTER, 2007). A Figura 2.12 mostra a diferença entre as moléculas do polietileno e do poliestireno. Ambos os materiais têm estruturas lineares, mas o poliestireno devido a anéis aromáticos apresenta alto grau de assimetria, e maior coeficiente de atrito que o polietileno (YAMAGUCHI, 1990).

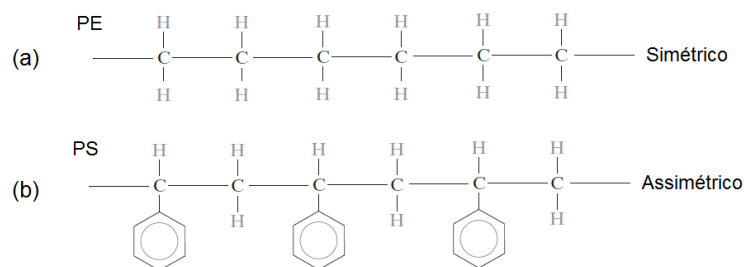


Figura 2.12 - Exemplo de tipos de estrutura dos polímeros com cadeias lineares: (a) PE com estrutura simétrica (b) PS com estrutura assimétrica devido à presença de anéis aromáticos.

Fonte: Adaptado de Callister (2007).

Com relação ao PTFE, este possui estrutura complexa, a qual é formada de camadas alternadas de cristalitos de cadeia dobrada, que apresentam alto índice de cristalinidade, e camadas amorfas formadas por moléculas de ligação relativamente mais fracas (CALLISTER, 2007). A estrutura do PTFE é apresentada na Figura 2.13. A descrição do mecanismo de formação dos filmes transferidos de PTFE é discutida na seção 2.3.1.

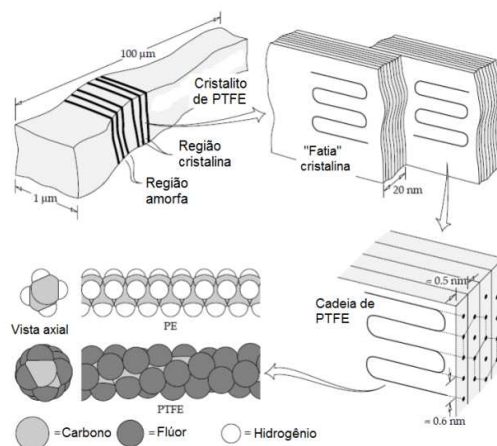


Figura 2.13 - Representação esquemática da estrutura lamelar do PTFE.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

O coeficiente de atrito estático destes materiais, com estruturas lineares, são aproximadamente 50% maiores que os coeficientes de atrito cinéticos, isto se deve provavelmente a uma força extra no limiar do movimento, para iniciar o processo de transferência das camadas sobre a superfície do contra-corpo que ainda estaria limpa. (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

Um exemplo deste comportamento é ilustrado na Figura 2.14, que apresenta o coeficiente de atrito cinético em função da distância de deslizamento para o polietileno de alta densidade (HDPE) deslizando contra vidro. Com a continuidade do deslizamento, na mesma direção, o movimento relativo se dá entre o polímero e o filme transferido, cuja espessura inicia-se muito fina na ordem de micrometros (HUTCHINGS, 1992), e tem orientação molecular paralela com a direção do movimento, com diferenças no grau de cristalinidade e tamanho dos cristalitos se comparado com o polímero original (ZHANG, 1998). Esta reorientação da camada da interface acontece devido à relativa liberdade de cadeias lineares submetidas a esforços gerados pelas forças adesivas (GALLIANO, *et al.*, 2003). Com isso, há uma redução da mobilidade molecular que resulta no enfraquecimento da interação adesiva tendo como consequência a queda do coeficiente de atrito e da taxa de desgaste (BELYI *et al.*, 1977). Se o movimento permanecer na mesma orientação, e sobre a mesma trilha, ter-se-á coeficiente de atrito baixo (YAMAGUCHI, 1990). Contudo, se a direção de deslizamento é invertida, o alinhamento molecular é destruído tendo como consequência um aumento substancial do atrito e da taxa de desgaste (HUTCHINGS, 1992).

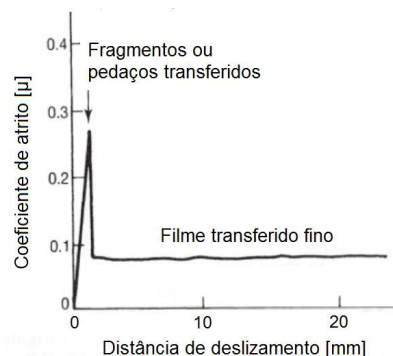


Figura 2.14 - Variação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento para HDPE em deslizamento contra vidro.

Fonte: Adaptado de Hutchings (1992).

A Figura 2.15 mostra o comportamento do atrito cinético em função do tempo para um pino de PTFE deslizando sem lubrificação sobre um disco de aço inoxidável AISI 316L com velocidade de deslizamento de 0,025 m/s e força normal de 200 N. Percebe-se que os valores do coeficiente de atrito cinético diminuem de modo mais suave, e tendem a estabilizar após, aproximadamente, cem minutos de ensaio.

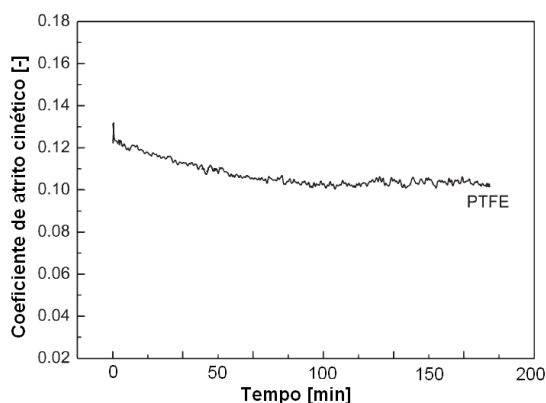


Figura 2.15 – Variação do coeficiente de atrito cinético em função do tempo para pino de PTFE deslizando sem lubrificação sobre disco de aço inoxidável AISI 316L. Velocidade de deslizamento de 0,025m/s e força normal de 200N.

Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2013).

Comportamento semelhante foi encontrado por Khoddamzadeh *et al.* (2009), com deslizamento de esfera de aço AISI 52100 sobre PTFE e compostos deste com: bronze, fibras de carbono, grafite e liga Tribaloy-401, cujas composições químicas encontram-se na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Composição química das amostras para ensaio de esfera de aço AISI 52100 deslizando sem lubrificação sobre PTFE e compostos.

Amostra	PTFE %Peso(% vol)	T-401 %Peso(% vol)	Bronze %Peso(% vol)	Fibra de carbono %Peso(% vol)	Grafite %Peso(% vol)
A	100(100)	0(0)	0(0)	0(0)	0(0)
B	90(97.3)	10(2.7)	0(0)	0(0)	0(0)
C	80(94.1)	20(5.9)	0(0)	0(0)	0(0)
D	70(90.3)	30(9.7)	0(0)	0(0)	0(0)
E	40(72.2)	0(0)	60(27.8)	0(0)	0(0)
F	40(72.3)	15(6.8)	45(20.9)	0(0)	0(0)
G	40(72.3)	20(9.1)	40(18.6)	0(0)	0(0)
H	41(65.6)	12.5(5)	40(16.4)	1(2.1)	5.5(10.9)

Fonte: Adaptado de Khoddamzadeh *et al.* (2009).

As ligas *triballoy*, segundo fabricante *Kennametal Stellite* (2002), são uma família de ligas a base de cobalto e níquel. A liga T-401, em particular, é uma variação da liga *triballoy* T-400, e apresenta microestrutura hipoeutética com uma solução sólida de cobalto como primeira fase, e a fase eutética como uma mistura de solução sólida de cobalto e fase *lave*. A variação do coeficiente de atrito em relação ao tempo de deslizamento, para as amostras da Tabela 2.1, pode ser verificada na Figura 2.16.

Todavia, a estabilização do coeficiente de atrito em valores baixos se dá quando a espessura do filme transferido permanece pequena. Para muitos materiais a camada tende a aumentar de espessura, o que resulta em aumento do coeficiente de atrito e diminuição do período de estabilidade (LIU; SCHAEFER, 2006).

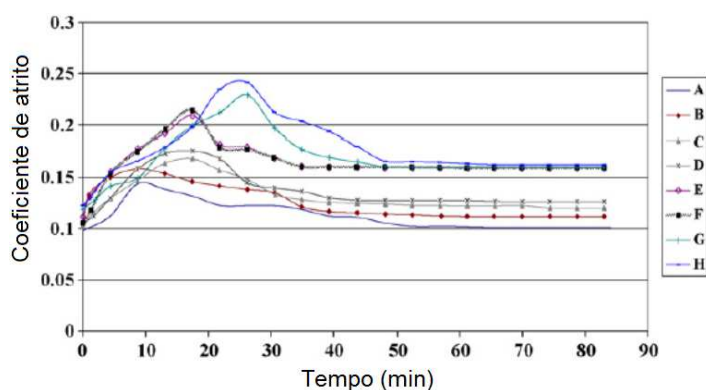


Figura 2.16 - Variação do coeficiente de atrito em relação ao tempo para deslizamento de esferas de aço AISI 52100 deslizando sem lubrificação sobre PTFE e compostos.

Fonte: Adaptado de Khoddamzadeh *et al.* (2009).

Segundo Blau (1996), a análise do comportamento do coeficiente de atrito cinético em função do tempo é imprescindível em um estudo tribológico. Nesta análise, deve-se incluir discussões sobre: o formato geral da curva, a identificação de regiões com comportamento distinto e a magnitude da flutuação do coeficiente de

atrito. A Figura 2.17 mostra um exemplo de curva com regiões de: transição (*transition*) e estabilização (*steady-state*). O período inicial do movimento é uma região de transição, a qual é também denominada de amaciamento (*running-in*), e está associada a variações grandes de coeficiente de atrito e a instabilidade do sistema tribológico. As demais regiões de transição são, comumente, relacionadas a mudanças no coeficiente de atrito cinético devido a, por exemplo: mudanças de regime de lubrificação, presença de materiais que transferem filmes, mudanças em condições do contato como temperatura, remoção de revestimentos, entre outras. Já o período de estabilização apresenta uma resposta mais constante do coeficiente de atrito, sendo sua caracterização, comumente, realizada com a média e o desvio-padrão. Por fim, acrescenta-se que o comportamento do coeficiente de atrito em função do tempo pode ser singular, cíclico ou periódico.

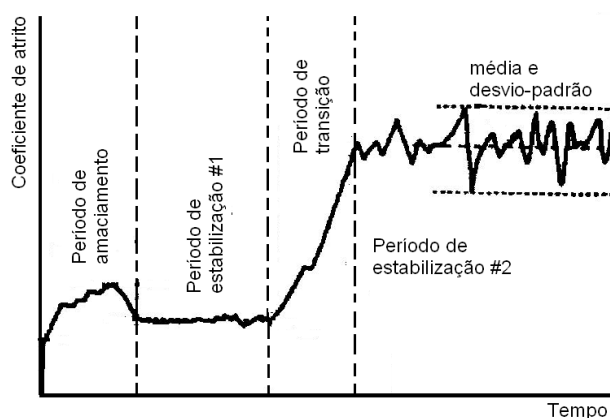


Figura 2.17 – Exemplo de curva de coeficiente de atrito cinético em função do tempo com a identificação de regiões de amaciamento, transição e estabilização.

Fonte: Adaptado de Blau (1996).

2.2.1.4 Cristalinidade e orientação molecular

A cristalinidade é o empacotamento de cadeias moleculares, de modo tal a produzir uma matriz atômica ordenada. Qualquer desordem ou falta de alinhamento na cadeia irá resultar em regiões amorfas. Normalmente, encontram-se estruturas, que vão desde totalmente amorfas até com 95% de cristalinidade, sendo que esta característica influencia de modo significativo as propriedades dos materiais poliméricos. Os materiais com maior grau de cristalinidade tendem a ser mais resistentes mecanicamente, além de serem menos suscetíveis à dissolução e ao amolecimento pelo calor.

Com relação ao comportamento tribológico, materiais amorfos apresentam baixos coeficientes de atrito e taxa de desgaste somente quando a temperatura do contato é próxima à temperatura de transição vítrea. Para valores acima ou abaixo desta, são esperados altas taxas de desgaste. Materiais cristalinos, ou semicristalinos, por sua vez, apresentam uma faixa de atuação mais ampla que vão desde temperaturas acima da fragilização do material, ou seja, acima da transição dúctil-frágil, até o ponto de amolecimento ou fusão (STACHOVIÁK; BATCHELOR, 2001).

A cristalinidade do material, e a orientação das cadeias, também têm influência sobre o desempenho tribológico do polímero. Sendo que, com o aumento destas características, o coeficiente de atrito tende a diminuir. Podem-se verificar estas afirmações, através da análise do comportamento do coeficiente de atrito do PET, com diferentes graus de cristalinidade, deslizando contra aço. A curva A, da Figura 2.18, mostra o material com 30 e 45% de cristalinidade, diferença conseguida através de taxas de resfriamento diferentes, já a curva B mostra diferentes valores de cristalinidade conseguidos através de estiramento do material, que posteriormente foi ensaiado com deslizamento no mesmo sentido da deformação. Para ambas as curvas, há a redução do coeficiente de atrito cinético com o aumento da cristalinidade. Normalmente, este ganho de cristalinidade através da deformação está associado a um aumento na orientação das cadeias do material (YAMAGUCHI, 1990).

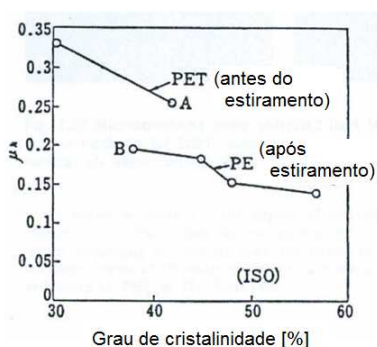


Figura 2.18 - Relação entre coeficiente de atrito e grau de cristalinidade para PET e PE deslizando contra aço.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

O sentido de deslizamento em relação à orientação molecular também apresenta influência no coeficiente de atrito. Conforme apresentado Figura 2.19,

podem-se retirar corpos de prova com orientação paralela e perpendicular ao alinhamento das cadeias conseguido através do estiramento (YAMAGUCHI, 1990).

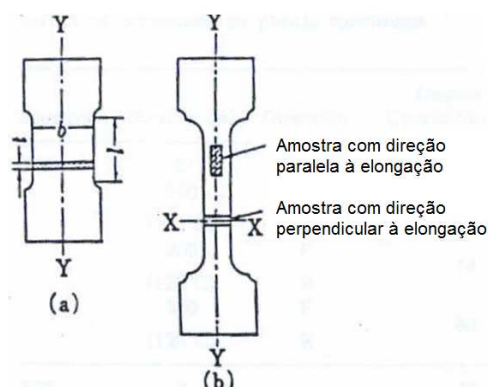


Figura 2.19 - Orientação das cadeias poliméricas obtidas com estiramento de corpo de prova: (a) condição inicial (b) corpo estirado com remoção de amostras com orientação distintas.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

Conforme apresentado na Figura 2.20, o coeficiente de atrito diminui com o aumento da deformação, quando o material tem a mesma direção de deslizamento e orientação molecular, inclusive para diferentes temperaturas de moldagem do PET. Já para deslizamento em direções perpendiculares, há uma leve tendência de aumento do coeficiente de atrito com o aumento da elongação para os PE e PET e um aumento mais intenso para o PTFE (YAMAGUCHI, 1990).

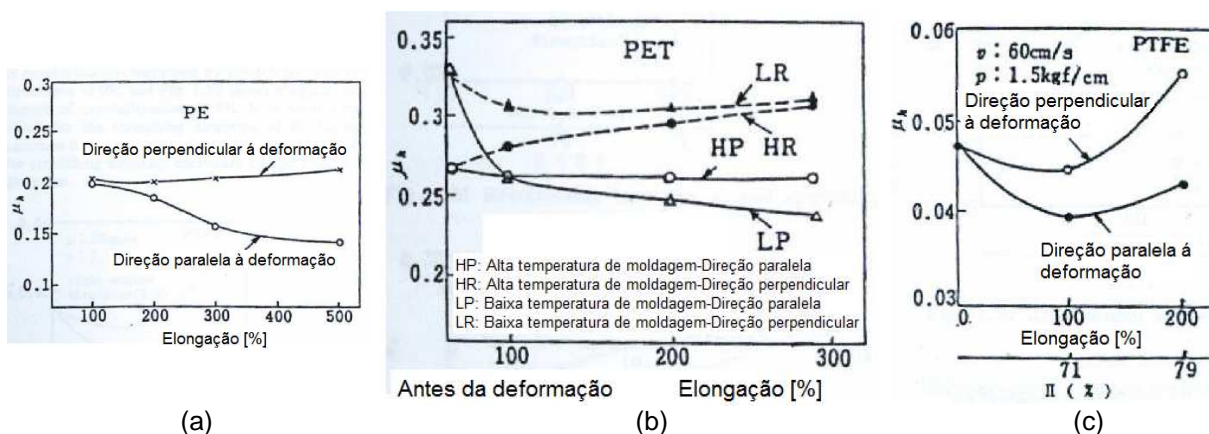


Figura 2.20 - Relação entre coeficiente de atrito e elongação para diversos materiais em deslizamento contra aço: (a) PE (b) PET (c) PTFE.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

2.2.1.5 Peso Molecular

O peso molecular, dos materiais poliméricos, afeta muitas de suas propriedades como, por exemplo: a temperatura de fusão e o limite de resistência à tração, que aumentam com acréscimos desta característica (NORTON, 2003).

A energia gasta para a separação de duas superfícies é uma função da energia de adesão. Quando uma força é aplicada para a separação das superfícies, grande quantidade desta é empregada para o movimento das cadeias poliméricas, que vão se estender antes de quebrar. E maior será o valor da energia gasta, quanto maior for o tamanho das cadeias. Assim, o coeficiente de atrito tende a aumentar com o aumento do peso molecular dos polímeros (GALLIANO *et al.*, 2003).

A Figura 2.21(a), mostra a variação do coeficiente de atrito do PE, deslizando contra aço, em dois tipos de ensaios: ensaio Suzuki (ensaio em que dois cilindros são atritados conforme esquema da Figura 2.21(b), e ensaio de pino sobre disco, para diferentes valores de peso molecular (YAMAGUCHI, 1990). Fica evidente a tendência de aumento do coeficiente de atrito cinético, para ambas as curvas, com incrementos no peso molecular do PE. Contudo, segundo Zhang (1998), alguns materiais poliméricos como o UHMWPE não apresentam ganho significativo na resistência ao desgaste com o aumento do peso molecular.

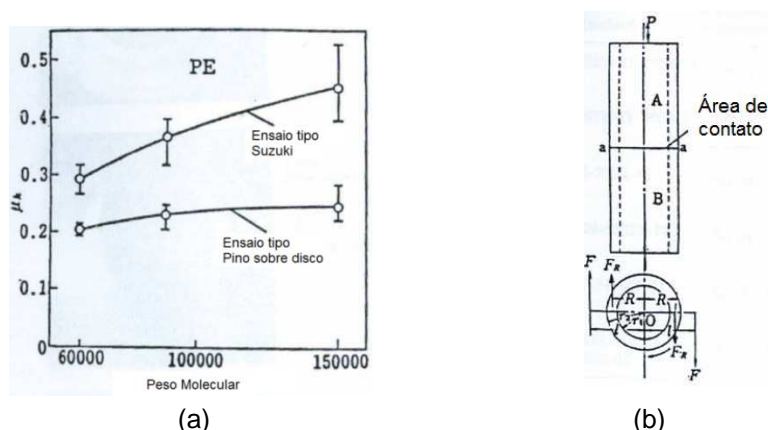


Figura 2.21 - Efeito do peso molecular no coeficiente de atrito cinético: (a) deslizamento de PE contra aço em ensaio tipo Suzuki e pino sobre disco (b) Esquema do ensaio tipo Suzuki com deslizamento de dois tubos de topo.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

2.2.2 Características da superfície do contra-corpo

A superfície é um importante parâmetro que tem influência significativa no comportamento tribológico dos materiais (STOLARSKI; YAMANE, 2012). Segundo Zhang (1998) o início do movimento é dependente de processos cinético-moleculares que acontecem na interface de contato. Em contatos do tipo metal-polímero, a superfície do contra-corpo é extremamente relevante no desempenho tribológico de um determinado polímero, sendo algumas características

extremamente relevantes, como: a dureza, a rugosidade e a energia superficial (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001), as quais são discutidas nesta seção.

2.2.2.1 Dureza

Normalmente a aplicação tribológica de polímeros se dá em contatos do tipo metal-polímero. Como o módulo de elasticidade dos polímeros é tipicamente dez vezes menor do que os metais e as cerâmicas, pode-se modelar o contato, com razoável aproximação, de um polímero contra um corpo rígido (HUTCHINGS, 1992).

Tratamentos térmicos para metais podem ser necessários, contudo valores acima de 700 Vickers de dureza já são suficientes para considerar o contra-corpo como rígido (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). Com isso, praticamente toda a deformação devido ao contato acontece no polímero, e o acabamento superficial do contra-corpo tem uma grande influência nos mecanismos do desgaste resultante do movimento (HUTCHINGS, 1992).

2.2.2.2 Rugosidade

A rugosidade do contra-corpo apresenta-se de maneira bem mais complexa no comportamento tribológico de polímeros. Estudos mostram que para certos polímeros pode haver uma rugosidade ótima, a qual está associada a uma menor taxa de desgaste. Esta relação mantém-se para valores de velocidade de deslizamento baixos, entre 1 a 5 m/s, enquanto para valores acima de 10 m/s a rugosidade tem, relativamente, menor influência. A Figura 2.22 mostra o efeito da rugosidade no desgaste, especificamente, do UHMWPE deslizando contra aço inoxidável para diferentes velocidades de deslizamento. Nota-se que a taxa de desgaste para superfícies extremamente lisas e as que apresentam moderada rugosidade são iguais para a velocidade de 1,25 m/s (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

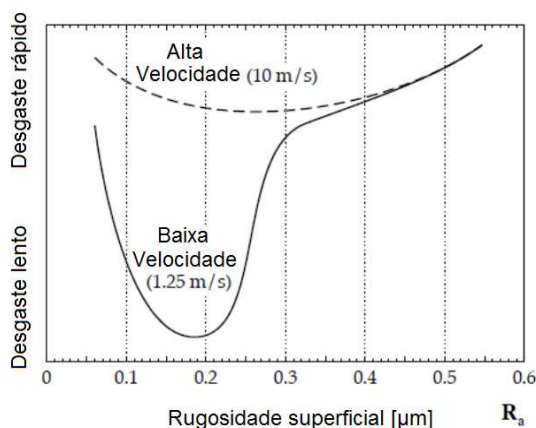


Figura 2.22 - Efeito da rugosidade do contra-corpo no desgaste do UHMWPE deslizando contra aço inoxidável para altas e baixas velocidades.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

A rugosidade do contra-corpo também influencia o tipo de mecanismo de desgaste. Se o contra-corpo é liso, então o desgaste será resultado de adesão entre as superfícies, e envolve deformação somente nas camadas superficiais do polímero (HUTCHINGS, 1992). De maneira geral, superfícies com rugosidade relativamente menores são vantajosas para evitar altas taxas de desgaste através da abrasão (REMPP *et al.*, 2012).

Nas regiões de contato real há intensa interação molecular durante o deslizamento, e as forças de interação entre polímero e metal são maiores do que as forças de ligação do material polimérico (BELYI *et al.*, 1977), conforme já discutido na seção 2.2.1.3. Nesta situação, há deformação das asperezas do polímero, seguido de transferência de material polimérico para o contra-corpo. Com a sequência do movimento a aresta frontal, do contra-corpo, tende a arrancar este filme formando debris, conforme ilustrado na Figura 2.23. Se o contra-corpo é liso, as forças adesivas entre o polímero transferido e o contra-corpo não são suficientes para impedir a remoção do material, conforme apresentado na Figura 2.23(a). Contudo, para superfícies mais rugosas a remoção é dificultada devido ao ancoramento físico promovido pelas asperezas sobressalentes, conforme esquematizado na Figura 2.23(b). Nestas circunstâncias, as partículas desprendidas atuam como filme transferido reduzindo o atrito e a taxa de desgaste, pois estas se prendem as asperezas do contra-corpo evitando o processo abrasivo. Com a sequência do movimento, somente há contato entre o material polimérico e a camada transferida (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

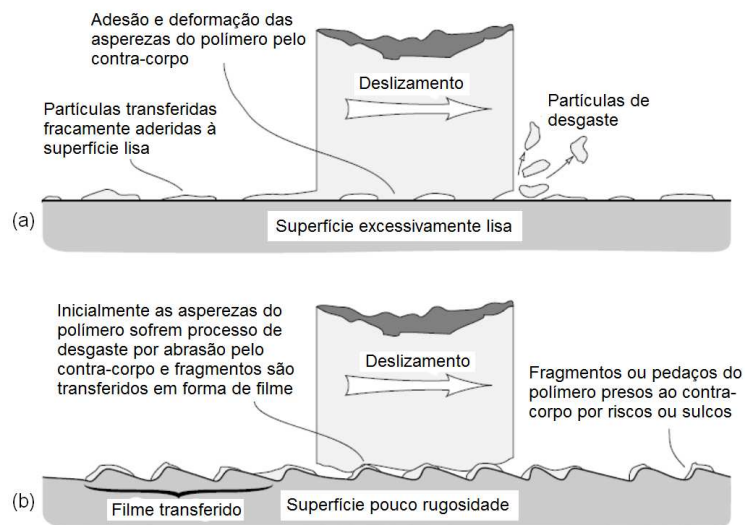


Figura 2.23 - Esquema de processo de desgaste, para contato do tipo metal-polímero, em função da rugosidade do contra-corpo: (a) superfície extremamente lisa (b) superfície com nível de rugosidade mais elevado.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

Contudo, o mecanismo apresentado na Figura 2.23(b), é observado para rugosidades intermediárias, que pode ser considerada uma rugosidade ótima. Para superfícies mais rugosas, as asperezas causarão deformação no polímero em uma profundidade maior. O desgaste ocorrerá, então, através de abrasão associada com deformação plástica do polímero, ou através de crescimento da trinca de fadiga na região deformada. Estas duas classes de mecanismos de desgaste, envolvendo deformação superficial e sub-superficial, são denominadas respectivamente como processos de desgaste interfacial e desgaste coesivo (HUTCHINGS, 1992). O desgaste neste caso pode ser modelado somente como um processo abrasivo, que basicamente leva em conta a altura de uma aspereza dura passando sobre o material polimérico, sendo a taxa de desgaste determinada pela distância de deslizamento, altura de penetração e ângulo de cisalhamento (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001). A Figura 2.24 mostra esquematicamente o mecanismo.

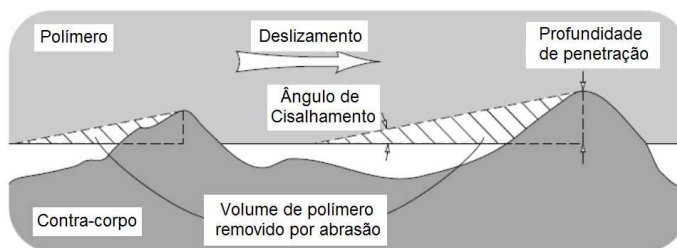


Figura 2.24 - Modelo de remoção de material polimérico por asperezas duras do contra-corpo durante o deslizamento.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

De modo resumido, a rugosidade do contra-corpo tem ação importante no desempenho tribológico, influenciando diretamente no mecanismo de desgaste, formação e remoção de filmes transferidos (WANG *et al.*, 2006).

De acordo com Quaglini *et al.* (2009), para materiais poliméricos com menor valor de módulo de elasticidade e que possuam em sua estrutura cadeias lineares, como por exemplo o PTFE e o UHMWPE, superfícies do contra-corpo mais lisas permitem a formação de filmes transferidos (com consequentes menores valores de coeficiente de atritos cinéticos), já com incrementos nos valores de rugosidade do contra-corpo, as asperezas duras deste sulcam o material polimérico (com consequente aumento do coeficiente de atrito devido ao incremento da parcela de deformação). O comportamento descrito é apresentado na Figura 2.25, na qual se apresenta, como exemplo, o coeficiente de atrito cinético do PTFE e do UHMWPE em deslizamento, sem lubrificação e com pressão de contato de 20 MPa, contra aço inoxidável AISI 304 com acabamento polido ($R_a=0,10$ a $0,20 \mu\text{m}$) e espelhado ($R_a=0,02$ a $0,08 \mu\text{m}$). Observa-se que o coeficiente de atrito, de ambos os materiais, foram menores para o acabamento espelhado, o qual possui menor rugosidade que a superfície polida.

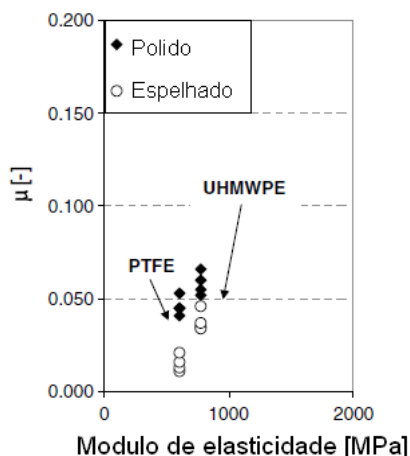


Figura 2.25 – Coeficiente de atrito cinético para PTFE e UHMWPE deslizando, sem lubrificação e com pressão de contato de 20 MPa, contra aço inoxidável AISI 304 com acabamento polido ($R_a=0,10$ a $0,20 \mu\text{m}$) e espelhado ($R_a=0,02$ a $0,08 \mu\text{m}$).

Fonte: Adaptado de Quaglini *et al.* (2009).

2.2.2.3 Energia superficial

Conforme verificado na seção 2.2.1.1, a energia superficial está relacionada com o estado energético elevado dos átomos da superfície que não estão com o número de ligações interatômicas mais estáveis.

Nos metais, materiais mais comuns para utilização como contra-corpo, os átomos apresentam ligações metálicas que têm natureza não direcional, o que impõe mínimas restrições quanto ao número de átomos vizinhos. Deste modo, há o empacotamento destes formando uma rede cristalina de longo alcance. Contudo, os átomos da superfície dos metais, estão posicionados na parte mais externa desta rede cristalina e, não estão ligados ao número máximo de vizinhos, o que resulta em um estado energético maior que os átomos de dentro do material. Assim, a energia superficial dos metais são, tipicamente, maiores que os materiais poliméricos.

A energia superficial tem especial influência no mecanismo de formação de filmes de PTFE. Contra-corpos de materiais com baixa energia superficial, como metais nobres e semi-nobres como ouro e cobre, tendem a formar filmes finos que não cobrem de maneira uniforme a superfície do contra-corpo, deixando a mesma exposta e tendo como consequência a formação de pequenas partículas desprendidas. Já para materiais com maior energia superficial, como por exemplo para o zinco, há grande transferência de material com formação de filmes espessos, tendo partículas desprendidas maiores (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). O

mecanismo é mostrado na Figura 2.26. A seção 2.3.1 apresenta uma discussão mais detalhada do mecanismo de formação de filmes transferidos.

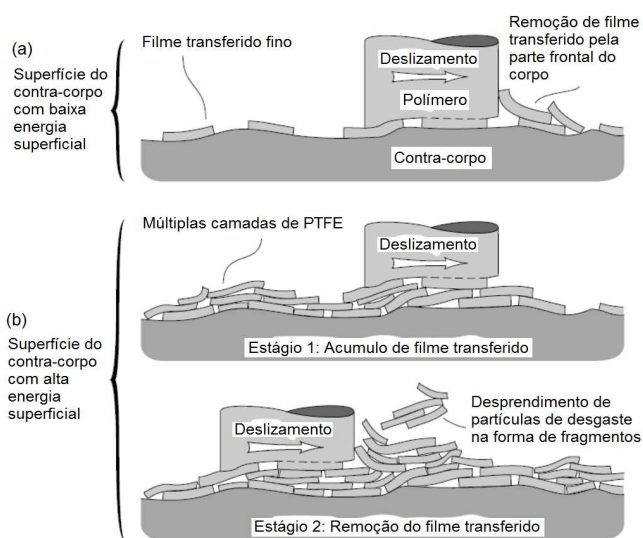


Figura 2.26 - Efeito da energia superficial do contra-corpo na formação dos filmes transferidos de PTFE: (a) contra-corpo com baixa energia superficial (b) contra-corpo com alta energia superficial.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

2.2.3 Condições de severidade no contato

A pressão de contato e a velocidade de deslizamento são parâmetros relacionados com a quantidade de energia fornecida ao sistema tribológico. Estes fatores atuam como limitantes para determinada aplicação tribológica. Nesta seção, são discutidos estas duas variáveis e apresentado a definição da condição PV, que é um modo eficaz de quantificar a severidade imposta ao contato.

2.2.3.1 Pressão de contato

A pressão de contato exerce papel fundamental para o desgaste de determinado material, e normalmente, age como limitante para uma aplicação tribológica sendo um fator que afeta a seleção do material. Os materiais poliméricos; comparados com ligas metálicas, compósitos e cerâmicas; apresentam faixa reduzida de aplicação, conforme pode ser verificado na Figura 2.27, na qual se apresenta a relação entre o coeficiente de desgaste dimensional e a pressão de contato para os materiais descritos. Percebe-se que os materiais poliméricos devem ser submetidos a uma pressão normal muito menor que os demais materiais para terem o mesmo coeficiente de desgaste dimensional.

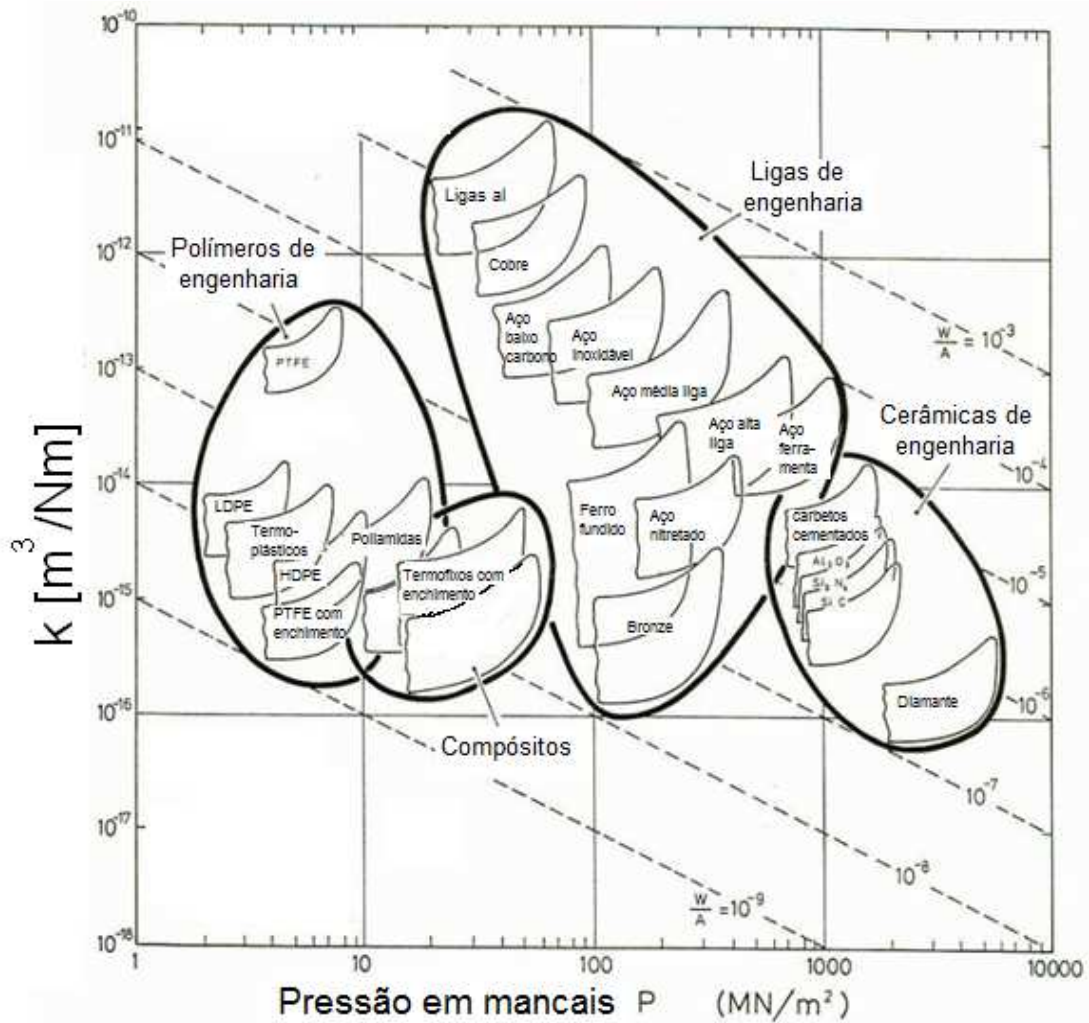


Figura 2.27 - Mapeamento qualitativo de desgaste em função da pressão de contato para diversos materiais.

Fonte: Adaptado de ASHBY (1992).

Para cargas pequenas e baixas velocidades a força de atrito tende a ser proporcional à tensão de cisalhamento das microáreas e ao valor desta, conforme já apresentado na Equação (5). Para carregamentos baixos e superfícies relativamente pouco rugosas, cuja condição mantém a área real de contato como uma pequena fração da área nominal, o coeficiente de atrito é efetivamente proporcional ao carregamento normal, conforme já apresentado na seção 2.1.2. Este comportamento é apresentado na Figura 2.28 para deslizamento de cilindros de PMMA atritados em cruz.

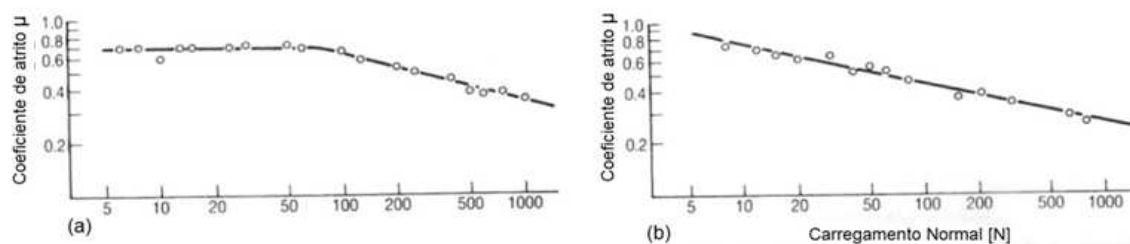


Figura 2.28 - Variação do coeficiente de atrito com o carregamento normal para deslizamento sem lubrificação de cilindros de PMMA com diferentes acabamentos superficiais: (a) torneado (b) polido.

Fonte: Adaptado de Archard (1957).

Contudo, nota-se que com o aumento do carregamento, conforme evidenciado na Figura 2.28(a), ou em superfícies extremamente lisas, como apresentado na Figura 2.28(b), a deformação elástica nos pontos de contato é tão grande que o comportamento das asperezas individuais nas superfícies de contato é eliminado, e a situação se aproxima de um contato de uma única aspereza. Nestas condições, a área de contato mantém relação com o carregamento conforme Equação (1). E pode-se esperar que: $\mu \propto A/F_N \propto F_N^{2/3}/F_N \propto F_N^{-1/3}$ (ARCHARD, 1957). Deste modo, pode-se resumir a relação entre o coeficiente de atrito e a força normal da Equação (7).

$$\mu \propto F_N^{-0,33} \tag{7}$$

Na prática, o expoente do carregamento normal é maior $-1/3$. Na Figura 2.28(b), este se apresenta próximo de $-1/4$ (ARCHARD, 1957). A diferença é, provavelmente, devido à deformação plástica em volta do contato, que ainda assim permanece predominantemente elástica (HUTCHINGS, 1992). Assim, é esperado que o coeficiente de atrito diminua com o incremento da força de contato normal (YAMAGUCHI, 1990).

A Figura 2.29 mostra relações semelhantes entre o coeficiente de atrito e o carregamento normal, para diversos materiais poliméricos deslizando contra aço.

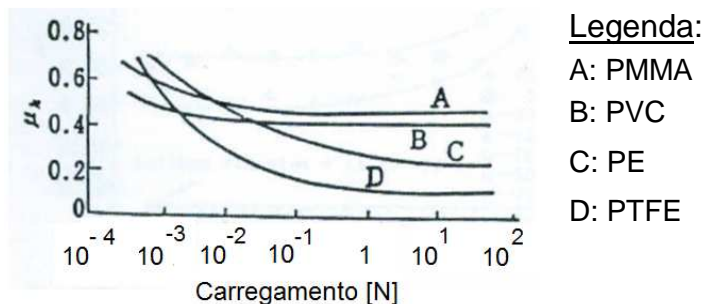


Figura 2.29 - Relação entre coeficiente de atrito cinético e carregamento normal para diversos polímeros em deslizamento sem lubrificação contra aço.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

Pode-se acrescentar mais alguns resultados, consonantes com este comportamento, como os encontrados por Marx e Junghans (1995), com ensaios do tipo mancal sobre eixo de aço liga 100Cr6 com dureza de 60 HRC. Os mancais foram produzidos com PBI (poli-isobutileno) e compostos de PEEK (poliéter éter cetona), PEEKK (Poliéter éter cetona cetona), PEKEKK (Poliéter cetona éter cetona cetona) com enchimentos de fibra de carbono, PTFE e grafite conforme pode ser visualizado na Figura 2.30. Os testes foram realizados com altos valores de pressão de contato mantendo-se o produto entre velocidade de deslizamento e pressão de contato constante. Como resultado houve a diminuição do coeficiente de atrito cinético com o aumento da pressão para todos os casos. Na mesma figura, pode-se ver a taxa de desgaste associada a cada composto, contudo devido à diferença nos coeficientes de atrito e na condutibilidade térmica dos mesmos, teve-se grande variação da temperatura de contato e comportamentos distintos da taxa de desgaste.

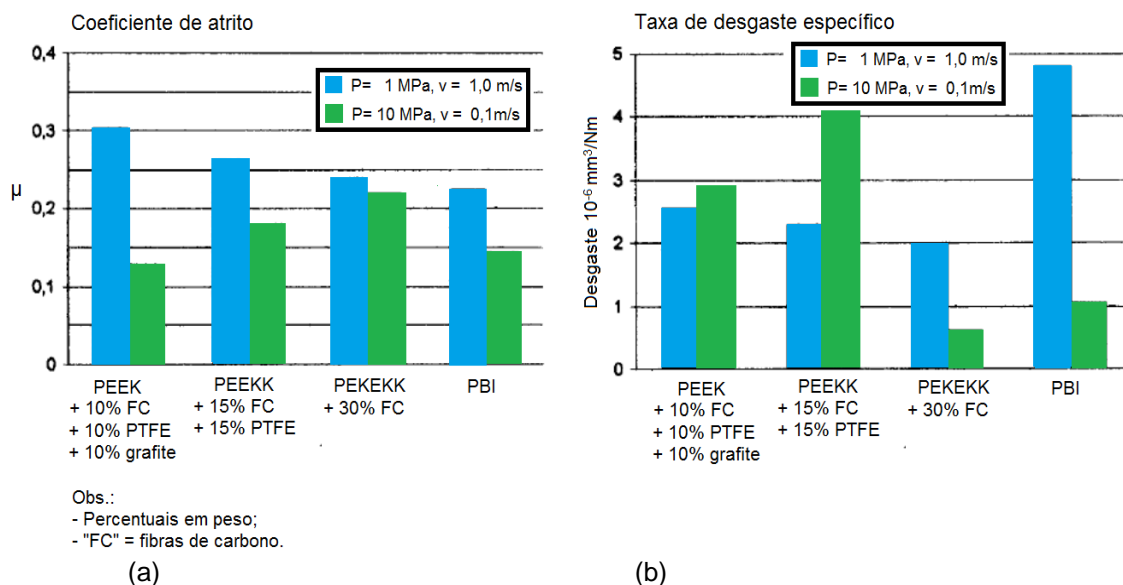


Figura 2.30 - Comportamento tribológico, em função da pressão de contato, de vários compostos em ensaios do tipo mancal sobre eixo, com eixos de aço liga 100Cr6 com dureza de 60 HRC: (a) coeficiente de atrito cinético (b) desgaste.
 Fonte: Adaptado de Marx e Junghans (1996).

2.2.3.2 Velocidade de deslizamento

O comportamento do coeficiente de atrito em relação à velocidade é difícil de ser modelado. Com o deslizamento, principalmente para altas velocidades, ocorre aumento da temperatura, causando vários efeitos nos materiais, principalmente quando os valores estão próximos a temperatura de transição vítrea (YAMAGUCHI, 1990). O comportamento do coeficiente de atrito cinético em função da velocidade de deslizamento é fortemente dependente de condições de superfície que incluem: a presença de impurezas ou filmes transferidos e condições de lubrificação (LIU; SCHAEFER, 2006).

Segundo Quaglini *et al.* (2009), a maioria dos polímeros exibem comportamento visco-elástico. Deste modo, a força tangencial, ou a força de atrito, entre o corpo e o contra-corpo torna-se função da velocidade de deslizamento. A Figura 2.31 apresenta, como exemplo, o comportamento do PTFE em deslizamento, sem lubrificação e com pressão de contato de 30 e 35 MPa, contra aço inoxidável AISI 304 com acabamento polido ($R_a=0,10$ a $0,20 \mu m$). Nota-se o aumento do coeficiente de atrito cinético com o aumento da velocidade de deslizamento, condição que é mantida para toda a faixa ensaiada.

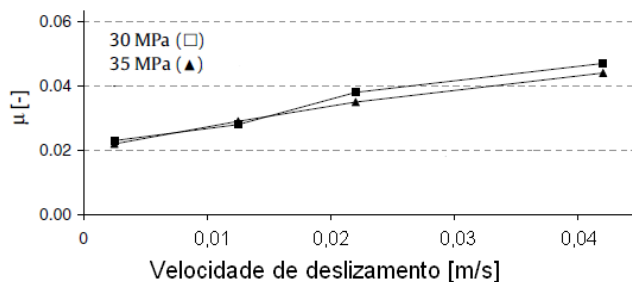


Figura 2.31 – Coeficiente de atrito cinético em função da velocidade de deslizamento para PTFE deslizando contra aço austenítico com acabamento polido ($R_a=0,10$ a $0,20 \mu\text{m}$) para pressões de contato de 30 e 35 MPa.

Fonte: Adaptado de Quaglini *et al.* (2009).

2.2.3.3 Condição PV

Um modo de quantificar a severidade da condição imposta a uma aplicação tribológica é através da análise das magnitudes da pressão de contato e da velocidade de deslizamento. É intuitivo concluir que quanto maior o valor destas variáveis, mais severo será a condição tribológica. De modo a facilitar esta análise, e permitir comparações entre sistemas de modo mais eficaz e franco, pode-se estabelecer a condição PV, que é, então, o produto entre a velocidade de deslizamento e a pressão de contato, cuja unidade é $\text{MPa}\cdot\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$.

Para determinadas condições de deslizamento, o material pode atingir seu ponto de fusão, ou ter mudanças drásticas nas suas propriedades, devido ao aquecimento causado pelo atrito, não sendo mais capaz de suportar as condições impostas por determinada aplicação tribológica. Este ponto limite, pode ser associado a uma condição de PV limite, cuja análise é fundamental, ainda mais para polímeros que tem baixa condutibilidade térmica e baixo ponto de fusão (YAMAGUCHI, 1990). A condição PV é um parâmetro muito importante para a análise do desgaste (WANG *et al.*, 2012).

O comportamento da curva PV da poliamida deslizando contra si mesmo e contra aço é mostrado na Figura 2.32. Chama-se a atenção, que a condição PV limite para ambas as condições são distintos. A explicação reside na diferença entre a dissipação térmica entre os dois sistemas tribológicos. Para o contato polímero-metal, o sistema apresenta um ganho significativo na dissipação da energia gerada no contato, o que mantém a temperatura no contato a níveis mais baixos em relação ao contato polímero-polímero, para a mesma condição imposta.

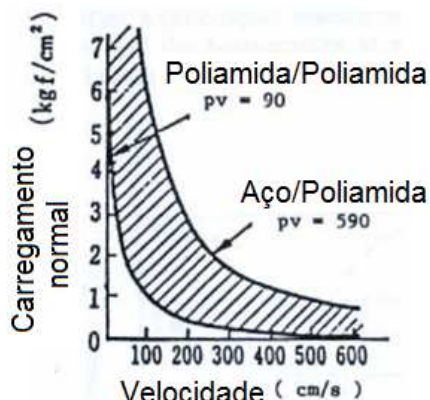


Figura 2.32 – Condição PV limite para a poliamida em função do carregamento normal e da velocidade de deslizamento para contato do tipo poliamida-poliamida e aço-poliamida.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

Para determinada condição de velocidade e carregamento normal imposta a um par tribológico, a temperatura deve aumentar com o tempo, até atingir um limite, no qual se estabiliza. Contudo, se o valor de PV exceder o valor crítico, a temperatura sofrerá um aumento brusco que levará à fusão, queima ou degradação do material. Os menores valores de PV e de temperatura que levam a esta condição, são chamados respectivamente de PV limite e temperatura limite (YAMAGUCHI, 1990). A Figura 2.34 mostra o comportamento esperado para a temperatura em função do tempo para crescentes condições PV. Observa-se que a temperatura estabiliza em maiores patamares até uma condição PV limite, onde há a fusão do material polimérico.

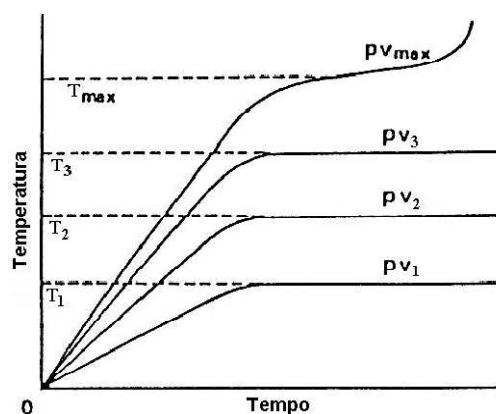


Figura 2.33 – Curvas de temperatura no contato em função do tempo para várias condições PV.

Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

Pode-se encontrar na literatura, dados de ensaios de deslizamento sem lubrificação do PTFE contra aços para uma ampla faixa de condições PV, que vão

desde 0,06 MPa.m/s (WANG *et al.*, 2013) até níveis de 1,4 MPa.m/s (UNAL *et al.* 2004), sem que haja fusão do material.

Segundo Bhushan (2002), a condição PV tem influencia na taxa de desgaste mássico. Para se chegar a esta conclusão, deve-se entender, inicialmente, que a perda mássica durante o ensaio é, para a maioria dos casos, diretamente proporcional à força normal e ao deslocamento. A relação é apresentada na Equação (8).

$$\Delta m = \gamma F_N d \quad (8)$$

onde:

γ : Fator de desgaste [g/Nm];

Substituindo as Equações (19) e a relação $V=d/t$ na Equação (8), obtém-se a Equação (9).

$$\Delta m = \gamma P_{m\u00e9dia} A_r V t \quad (9)$$

Utilizando a relação proposta na Equação (29), e Resolvendo a Equação (9) para a taxa de desgaste mássico, obtém-se a Equação (10).

$$\dot{m} = \gamma A_r P V_{m\u00e9dia} \quad (10)$$

A condição PV também é proporcional à taxa de energia dissipada em forma de calor, o qual é gerado pelo atrito (BHUSHAN, 2002). A relação é mostrada na Equação (11). Com isso, pode-se concluir que a taxa de desgaste é proporcional a energia dissipada na interface.

$$\dot{Q} = \mu A_r P V_{m\u00e9dia} \quad (11)$$

A Figura 2.34 apresenta a relação entre a taxa de energia dissipada em função da condição PV obtida com ensaio do tipo anel sobre bloco para uma liga de cobre metalizada (com composição química em peso de 81.2% C e 3,4% S), deslizando sem lubrificação contra outra liga de cobre (com composição em peso de 1.09% Cr e 0.2% Zr).

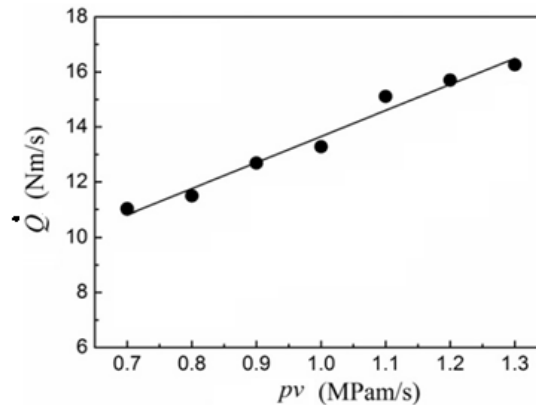


Figura 2.34 – Relação entre a taxa de energia dissipada e a condição PV para ensaio tipo anel sobre bloco para deslizamento, sem lubrificação, de uma liga de cobre metalizado contra uma liga de cobre-cromo-zircônio.

Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2012).

2.2.4 Temperatura no contato

A força de atrito é afetada de maneira significativa com a variação de temperatura no contato. A explicação está no fato de que a força de atrito está diretamente relacionada com a área real de contato e com a tensão de cisalhamento, as quais são dependentes da temperatura. Com o aumento desta, a área de contato real cresce devido à diminuição do módulo de elasticidade do material, e a tensão de cisalhamento diminui.

O comportamento é ilustrado na Figura 2.35, contudo o comportamento do módulo de elasticidade e da tensão de cisalhamento é complexo e apresenta descontinuidades para temperaturas da região de transição vítrea e próximo da temperatura de fusão do material (YAMAGUCHI, 1990).

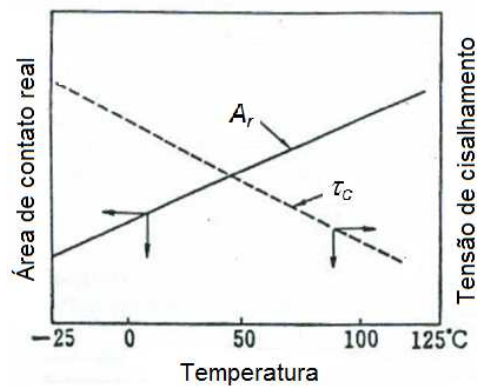


Figura 2.35 - Relação entre área real de contato, tensão cisalhante e temperatura.
 Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

Assim, o coeficiente de atrito dos materiais poliméricos é complexo e é uma combinação destes efeitos, conforme pode ser visualizado na Figura 2.36, que mostra a relação entre o coeficiente de atrito e temperatura para vários materiais poliméricos em deslizamento contra esferas de aço. Observa-se que o PTFE apresenta um comportamento relativamente mais constante com a variação da temperatura (YAMAGUCHI, 1990).

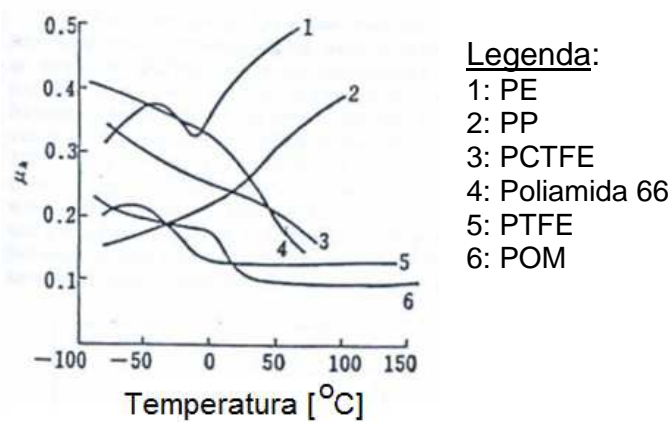


Figura 2.36 – Relação entre coeficiente de atrito e temperatura para vários polímeros, em ensaios de deslizamento contra esferas de aço a baixas velocidades.
 Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

Na Figura 2.37 é apresentada a variação do coeficiente de atrito em relação à temperatura para deslizamento de bloco de PPS (polissulfeto de fenileno) deslizando contra anel de aço AISI 1045. Observa-se que há um aumento do coeficiente de atrito até um pico de 120 °C, com uma subida abrupta após 90 °C que coincide com a temperatura de transição vítrea do material polimérico. O decaimento após a temperatura de 120 °C mostra que o amolecimento acontece dentro de uma ampla

faixa de temperatura, pois a temperatura de fusão do PPS é de 280 °C (KIM *et al.*, 2012).

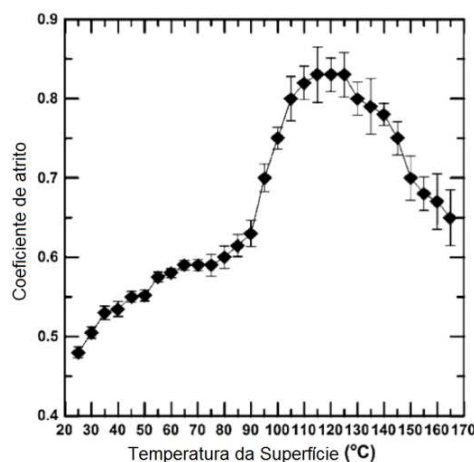


Figura 2.37 - Coeficiente de atrito cinético em função da temperatura para deslizamento de bloco de PPS sobre anel de aço SAE 1045.

Fonte: Adaptado de Kim *et al.* (2012).

O aumento do coeficiente de atrito, neste caso, está associado com a variação de propriedades do PPS com a temperatura. A Figura 2.38 mostra o comportamento visco-elástico do material, através da variação do módulo de armazenamento, relacionado com a resposta elástica, e da capacidade de amortecimento do material, $\tan \delta$, com a temperatura (KIM *et al.*, 2012), que é a razão entre o módulo de armazenamento e o fator de perda. Segundo Gorni (2006) a capacidade de amortecimento é o tempo de resposta entre a aplicação de uma tensão no material e o momento em que ele efetivamente se deforma. Para os poliméricos, o fenômeno é mais visível devido as suas propriedades visco-elásticas. Assim, o valor da $\tan \delta$ é um parâmetro que pode ser utilizado para se medir a capacidade de amortecimento do material, ou ainda, mudanças nas suas propriedades. A mudança na taxa de crescimento do coeficiente de atrito, neste caso, está associada com um pico de $\tan \delta$ e com o decaimento do módulo de armazenamento, que coincide com a temperatura de transição vítrea do PPS (KIM *et al.*, 2012).

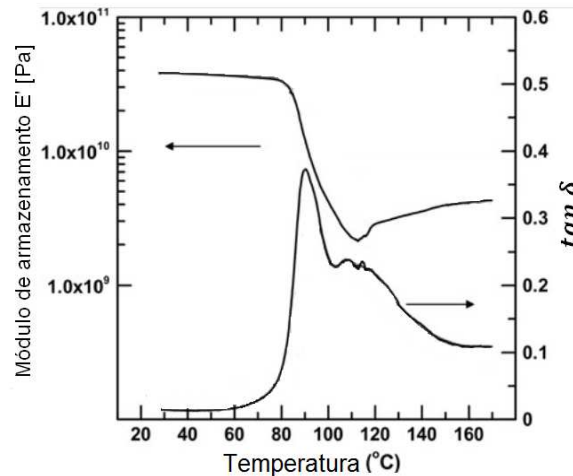


Figura 2.38 - Variação de propriedades mecânicas de PPS em relação à temperatura.
 Fonte: Adaptado de Kim *et al.* (2012).

Desta forma, a temperatura tem influência significativa no coeficiente de atrito cinético dos polímeros, na parcela referente à deformação do material, a qual foi descrita na seção 2.1.3.1.1. Ludema e Tabor (1966) relacionaram o fator de perda de energia e o coeficiente de atrito por rolamento para o PTFE, com 48% de cristalinidade, e encontraram a relação apresentada na Figura 2.39. Nota-se que o fator de perda varia com a temperatura no contato, apresentando picos, que são semelhantes aos associados ao coeficiente de atrito de rolamento. Ressalta-se que o coeficiente de atrito do PTFE, pode então, diminuir ou aumentar com a variação da temperatura no contato.

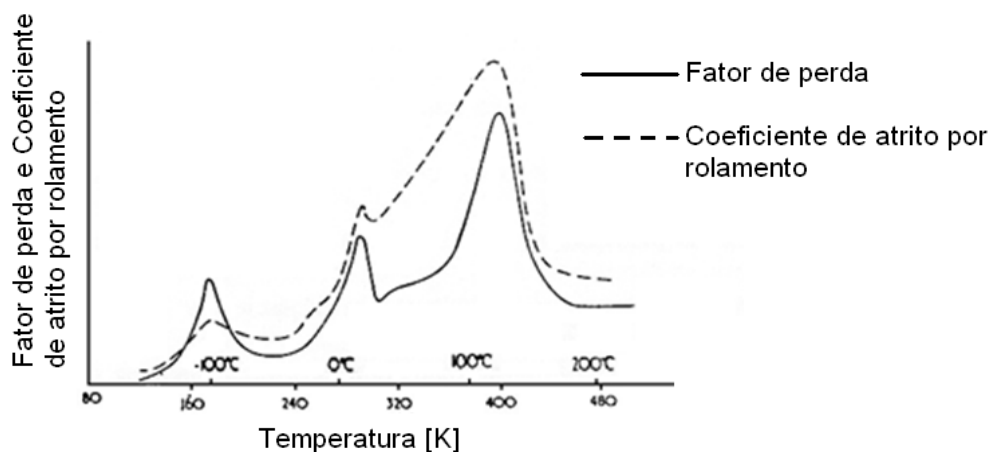


Figura 2.39 – Fator de perda e coeficiente de atrito em função da temperatura para PTFE com 48% de cristalinidade.
 Fonte: Adaptado de Ludema e Tabor (1966).

A maioria dos polímeros tem ponto de fusão e coeficientes de condutibilidade térmica relativamente baixos, com isso, a temperatura no contato pode, com certa

facilidade, alcançar níveis suficientes para causar fusão do material (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001). Como resultado pode-se ter o amolecimento e mudança na taxa de desgaste em situações muito menos drásticas do que as requeridas pelos metais ou cerâmicas, sendo a transição do regime isotérmico para adiabático similar aos metais. A magnitude do carregamento normal está associado à mudança no regime de desgaste, e ao dano causado no material, o qual será mais severo quanto maior o valor do carregamento. A velocidade de deslizamento, por sua vez, está relacionada com a dissipação de calor. Para velocidades relativamente baixas, o calor gerado é dissipado e a temperatura no contato assume um valor constante e tende a permanecer baixa. Para altas velocidades, não há tempo suficiente para dissipação de calor, assim, no limite, pode-se considerar o contato como adiabático, ou seja, sem troca de calor com o meio externo, o que leva a um aumento rápido da temperatura na interface, normalmente, resultando na fusão do material polimérico (HUTCHINGS, 1992), gerando desgaste por fusão, cujo mecanismo é descrito com mais detalhes na seção 2.3.4. Os parâmetros de velocidade de deslizamento e carregamento normal podem ser relacionados para formar a condição PV, cuja caracterização é feita na seção 2.2.3.3.

A baixa condutibilidade térmica normalmente apresentada pelos materiais poliméricos acaba limitando seus desempenhos tribológicos. A Figura 2.40 mostra o efeito do carregamento na taxa de desgaste de alguns materiais poliméricos. O polietileno de baixa densidade (LDPE) e o polimetacrilato (PMMA), com o aumento da carga normal, apresentam aumento drástico na taxa de desgaste, associado ao amolecimento do material, devido à temperatura do contato ter alcançado o ponto de fusão dos materiais, e o contato entrar num regime adiabático (HUTCHINGS, 1992).

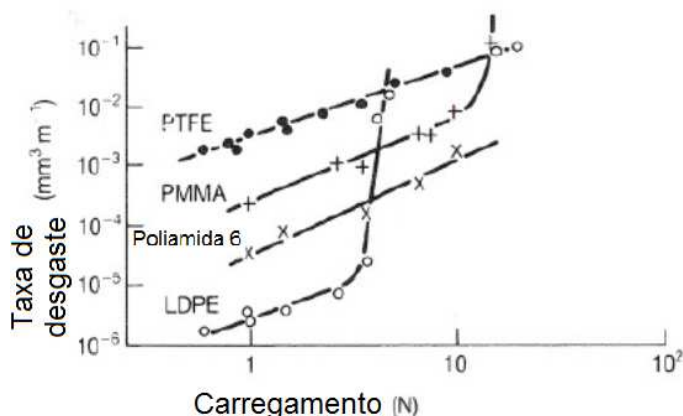


Figura 2.40 - Variação da taxa de desgaste em função do carregamento normal para polímeros deslizando contra superfícies lisas de aço.

Fonte: Adaptado de Hutchings (1992).

O mesmo efeito também é verificado com o aumento da velocidade, conforme pode ser visto na Figura 2.41, onde a seta indica a temperatura de transição, a partir da qual há um aumento significativo na taxa de desgaste da poliamida, associada ao atingimento da temperatura de fusão do polímero (HUTCHINGS, 1992).

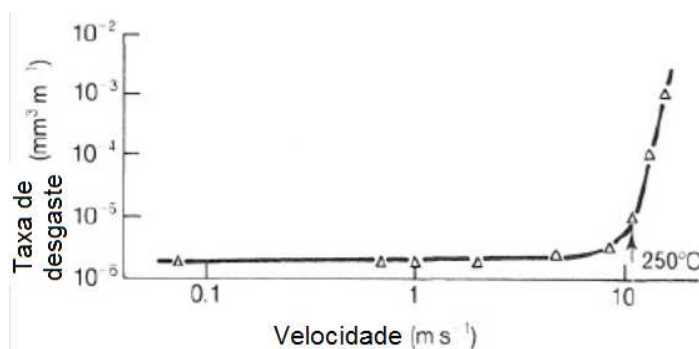


Figura 2.41 - Mudança na taxa de desgaste em função da velocidade de deslizamento para a poliamida 6.6 deslizando contra uma superfície lisa de aço.

Fonte: Adaptado de Hutchings (1992).

Atualmente, tem-se buscado melhorar o desempenho dos materiais poliméricos através da adição de enchimentos. Um exemplo é o PTFE, que tem sua aplicação limitada devido a altas taxas de desgaste impostas pela baixa condutibilidade térmica. A adição de enchimentos, neste material, pode melhorar consideravelmente seu desempenho tribológico. A Figura 2.42 mostra dados de taxa de desgaste, obtidas através de ensaio de deslizamento, sem lubrificação, de esfera de aço AISI 52100 sobre disco de vários compostos de PTFE, cujas composições químicas podem ser vistas na Tabela 2.1. Nota-se que a adição de pequenas quantidades de enchimento resulta em uma diminuição significativa da taxa de

desgaste, que é associado à melhora na condutibilidade térmica. De maneira geral, ganhos mais significativos são obtidos com enchimentos que melhoram esta propriedade, ao invés daqueles que aumentam a resistência mecânica (KHODDAMZADEH *et al.*, 2009).

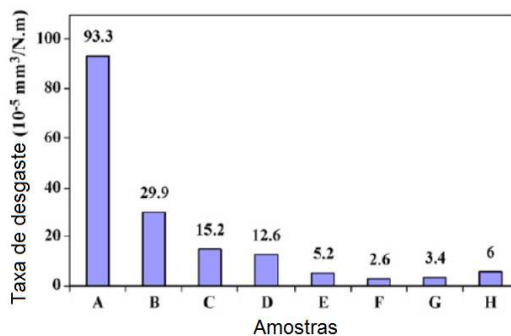


Figura 2.42 - Taxa de desgaste para diversos compostos de PTFE em deslizamento sem lubrificação contra aço AISI 52100.

Fonte: Adaptado de Khoddamzadeh *et al.* (2009).

A temperatura no contato apresenta um limite imposto pela temperatura do ponto de fusão ou amolecimento do polímero, pois a partir desta, quantidades de calor adicionais geradas pelo atrito são utilizadas no sistema tribológico como calor latente, tendo como resultado a fusão de mais quantidade de polímero em uma temperatura constante (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). Este conceito é ilustrado esquematicamente na Figura 2.43, onde se mostram três situações. Na primeira, o contato apresenta um nível de temperatura abaixo da temperatura de fusão. Observa-se alguns pontos com temperaturas mais elevadas, chamadas de temperaturas *flash*. Estes pontos surgem devido ao contato real estar limitado a uma pequena fração da área nominal, que é restrita ao topo das asperezas, conforme ilustrado na Figura 2.2. Deste modo, o aporte térmico, não acontece de modo homogêneo, resultando em pontos com maior temperatura. A segunda situação apresenta limitação de temperatura para as temperaturas *flash*, com fusão em alguns pontos do material. Enfatiza-se que, então, pode-se ter fusão de algumas regiões do contato, sem que a temperatura no contato alcance a temperatura de fusão. Por fim, a última situação mostra a maior parte da temperatura de contato limitada pela temperatura de fusão do polímero, com provável fusão da superfície.

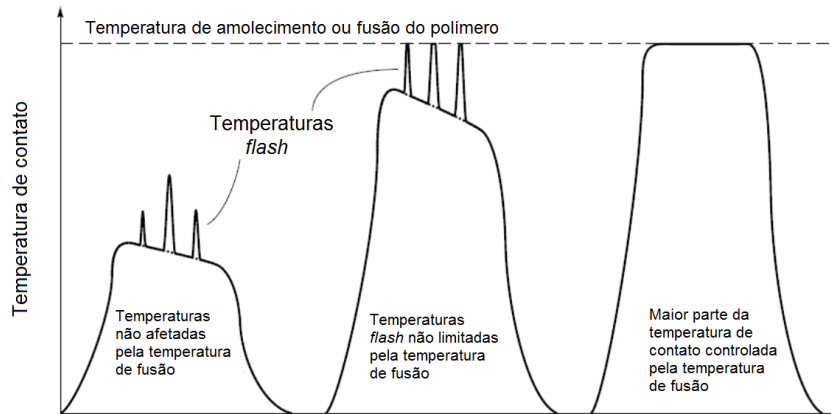


Figura 2.43 - Limite de aumento de temperatura no contato imposto pelo ponto de fusão ou amolecimento do polímero.

Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

Quando a temperatura no contato alcança o ponto de fusão do material, a uma melhora no coeficiente de atrito, a qual, normalmente, está associada a altas taxas de desgaste. A Figura 2.44 mostra a variação do coeficiente de atrito e da taxa de desgaste da poliamida 6 deslizando contra vidro e aço para uma ampla faixa de velocidades. Para o par tribológico poliamida-vidro, observa-se a queda do coeficiente de atrito com a velocidade mostrando que houve fusão do material polimérico, contudo, a taxa de desgaste, a partir deste ponto, tem um aumento rápido. Já para o par poliamida-vidro esta situação não é evidenciada, pois devido ao ganho de condutibilidade térmica do contra-corpo, a interface não atinge a temperatura crítica. Com isso, a taxa de desgaste permanece praticamente constante e com coeficiente de atrito alto, pouco menor de 1,0 (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

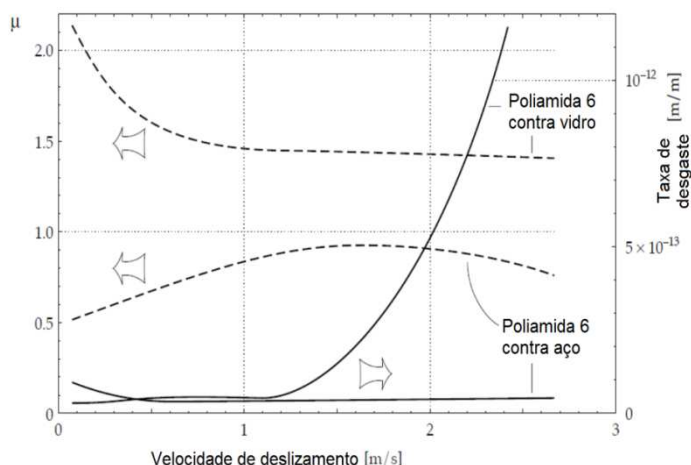


Figura 2.44 - Coeficiente de atrito e taxa de desgaste em função da velocidade de deslizamento da poliamida 6 deslizando contra vidro e aço

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001 apud TANAKA; UCHIYAMA⁴, 1974).

2.2.5 Umidade relativa do ambiente

A dependência do coeficiente de atrito, e do desgaste, com a umidade é complexa, pois muitos materiais poliméricos absorvem água. A Figura 2.44 mostra o comportamento de alguns materiais, observa-se que a poliamida 6, que absorve umidade, tem um aumento do coeficiente de atrito, situação não apresentada para os demais materiais (YAMAGUCHI, 1990).

Dados obtidos por Silva *et al.* (1999) com deslizamento, sem lubrificação, de pinos de HDPE sobre discos de aço galvanizado mostraram forte relação do coeficiente de atrito cinético com a força normal aplicada em atmosferas com umidade não controlada. A Figura 2.46 apresenta o coeficiente de atrito cinético e a umidade relativa em função do tempo para um carregamento de 0,5N. Observa-se que a umidade relativa apresenta um ciclo com duração de 24h, e neste caso, o valor do coeficiente de atrito cinético acompanha a variação observada para a umidade relativa.

⁴ TANAKA, K.; UCHIYAMA, Y. Friction, Wear and Surface Melting of Crystalline Polymers, in Advances in Polymer Friction and Wear. New York: Plenum Press, 1974.

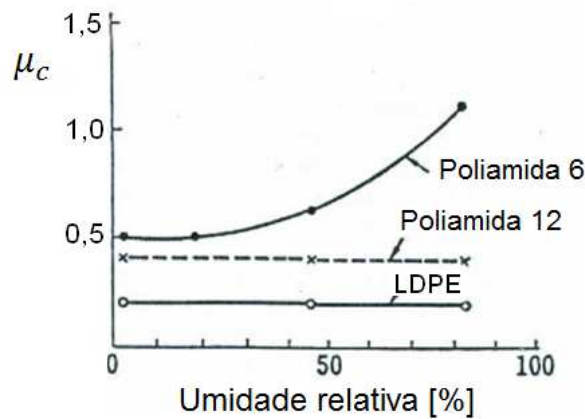


Figura 2.45 - Relação entre coeficiente de atrito cinético e temperatura para vários polímeros. Fonte: Adaptado de Yamaguchi (1990).

Contudo, com o aumento da força normal, o coeficiente de atrito cinético torna-se insensível às variações de umidade relativa. Esta condição pode ser verificada na Figura 2.47, a qual apresenta o coeficiente de atrito cinético e a umidade relativa em função do tempo para condições PV de $0,085 \text{ MPa.m.s}^{-1}$. Percebe-se o mesmo comportamento da umidade relativa, mas o coeficiente de atrito estabiliza e, para este nível de força normal, mostra-se insensível às variações da umidade relativa.

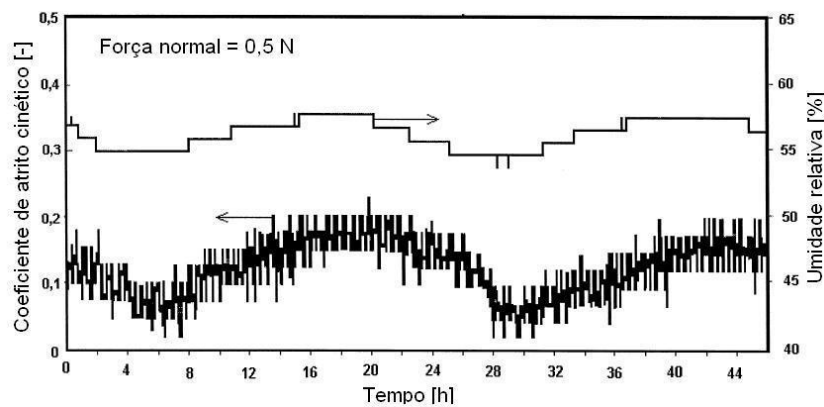


Figura 2.46 – Coeficiente de atrito cinético e umidade relativa em função do tempo para ensaio tipo pino sobre disco, com força normal de 0,5 N, e condição PV de $0,021 \text{ MPa.m.s}^{-1}$, para deslizamento de HDPE, sem lubrificação, contra aço galvanizado. Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (1999).

Segundo Silva *et al.* (1999), a independência do coeficiente de atrito cinético para maiores valores de carregamento normal deve-se ao aumento da severidade do desgaste. Deste modo, uma quantidade relativamente grande de material é removida da superfície polimérica expondo continuamente novas camadas, e assim, a variação de umidade relativa teria seu efeito anulado.

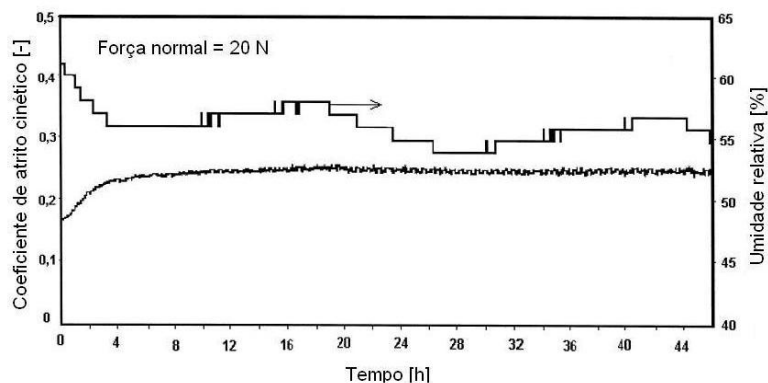


Figura 2.47 – Coeficiente de atrito cinético e umidade relativa em função do tempo para ensaio tipo pino sobre disco, com força normal de 20 N, e condição PV de $0,085 \text{ MPa.m.s}^{-1}$, para deslizamento de HDPE, sem lubrificação, contra aço galvanizado.

Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (1999).

Segundo Lancaster (1990), o coeficiente de atrito para o deslizamento de PTFE contra aço são maiores em ar com alta umidade do que em vácuo. Todavia, este aumento momentâneo da adesão leva a transferência mais acentuada de filmes, com consequente queda do coeficiente de atrito. Assim, este material apresenta pouca influência da umidade relativa do ar, situação que não é mantida caso seja utilizado compostos de PTFE. Ademais, o comportamento mais estável do PTFE puro, com a variação da umidade relativa do ar, está associado a sua característica de não absorver água (YAMAGUCHI, 1990). Segundo resultados de Wang *et al.* (2013), o percentual de absorção de água em massa para o PTFE, submetido a imersão em água durante 24 horas, é de 0,0061%.

Krick *et al.* (2012) tiveram resultados que corroboram a informação anterior. Foi comparado o PTFE puro com um composto de PTFE/alumina (com 5% de alumina em peso), através de ensaio realizado tipo pino sobre disco, sem lubrificação, em deslizamento contra aço inoxidável AISI 304. A atmosfera foi controlada e teve composição de 20% de O_2 e 80% de N_2 . Os valores dos coeficientes de atrito cinético e dos coeficientes de desgaste dimensional, k , em função da umidade relativa são apresentados na Figura 2.48. Percebe-se que os valores do coeficiente de atrito cinético do PTFE puro são sempre menores que os valores para o composto de PTFE/alumina, sendo que a grande diferença acontece para valores de 35% de umidade relativa. Pode-se notar, também, que o coeficiente de atrito cinético para o PTFE puro é pouco sensível para alterações de umidade relativa, pois uma variação de 35% para 87% de umidade relativa causa um

aumento de 16% no coeficiente de atrito cinético. Com a análise da Figura 2.48(b), fica evidente que a umidade relativa tem grande influência no coeficiente de desgaste dimensional para o composto de PTFE/alumina, sendo que o aumento da umidade relativa diminui o seu valor. Contudo, o fator de desgaste, para o PTFE puro, mantém-se inalterado para os valores de umidade relativa ensaiados.

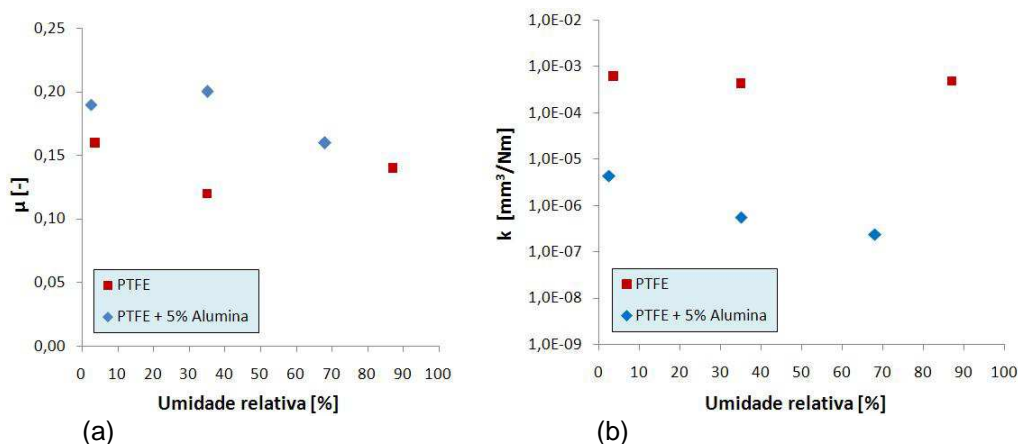


Figura 2.48 – Comportamento do PTFE e PTFE com 5% de alumina, em função da umidade relativa, para deslizamento sem lubrificação em atmosfera controlada (20% O₂ e 80 de N₂): (a) Coeficiente de atrito cinético (b) Coeficiente de desgaste dimensional.

Fonte: Adaptado de Krick *et al.* (2012).

2.3 Mecanismos de desgaste em polímeros

O entendimento dos mecanismos de desgaste é crucial para manter a estabilidade e reduzir custos de implementação e manutenção de qualquer sistema tribológico (WANG *et al.*, 2012).

Na prática, o desgaste de um componente numa aplicação tribológica é resultado da combinação de vários fenômenos e tipos de desgaste, situação que é dependente de vários parâmetros (YAMAGUCHI, 1990), conforme já apresentado na seção 2.2. Nesta seção, são discutidos e analisados os principais mecanismos de desgaste que operam em polímeros, a saber: adesivo, abrasivo, por fadiga e por fusão.

2.3.1 Desgaste por adesão ou filme transferido

O desgaste adesivo ocorre devido à fratura das junções formadas, nos contatos, que falham devido ao movimento relativo das superfícies (KAR; BAHADUR, 1978). As forças entre as superfícies nos contatos metal-polímero são

da mesma natureza das presentes no material polimérico, e assim, as forças da interface são tão fortes quanto o do material, que pode sofrer cisalhamento durante o deslizamento (LUDEMA; TABOR, 1966). Conforme verificado na seção 2.2, o desgaste adesivo ocorre preferencialmente quando a superfície do contra-corpo é relativamente mais lisa, e o mecanismo de desgaste está associado à transferência de material para o contra-corpo devido à adesão.

Devido estas forças de adesão, ocorre uma série de modificações nas camadas superficiais dos materiais, quais sejam: a formação de novos grupos funcionais, a formação de novas ligações com presença de átomos insaturados, o alinhamento de átomos e moléculas causando mudança na flexibilidade e mobilidade de macromoléculas (BELYI *et al.*, 1977). Não são raras alterações de ponto de fusão do material após o deslizamento, relacionadas tanto com mudanças morfológicas, como com a degradação do material. Em muitos casos, as camadas superficiais são submetidas a grandes variações de temperatura, e dependendo do tempo de deslizamento, o resultado é similar a um tratamento térmico (KAR; BAHADUR, 1978).

Estudos de Agarwal *et al.* (1989) mostram resultados de mudanças na morfologia e na cristalinidade de pinos de PTFE em deslizamento sobre discos de aço com carregamentos de 44 e 74N, e velocidades de deslizamento de 0,73 e 1,46 m/s. Análises das camadas transferidas, e das superfícies dos pinos, mostraram cristalinização e amorfização, respectivamente. O valor original de cristalinidade do material era 85%, sendo que após o ensaio, as superfícies dos pinos apresentaram índice de cristalinidade entre 65 e 81%, e a camadas transferidas apresentaram valores entre 85 e 91%.

Contudo, este mecanismo é diferente para os vários tipos de materiais poliméricos e depende da razão entre as forças coesivas e as forças das ligações do próprio material. As tensões causadas pela adesão, em muitos materiais poliméricos, causam a quebra das ligações da cadeia e há a formação de radicais livres (BELYI *et al.*, 1977) e a geração de partículas está normalmente associada ao cisalhamento interlamelar (KAR; BAHADUR, 1978).

O PTFE, cuja estrutura é apresentada na seção 2.2.1.3, deslizando contra uma superfície mais dura resultará no desgaste do material através do desprendimento

de camadas que serão transferidas para o contra-corpo (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001). Neste caso, em particular, segmentos de cadeia do material são desprendidos sem serem quebrados (BELYI *et al.*, 1977). O mecanismo de desgaste é apresentado na Figura 2.49.

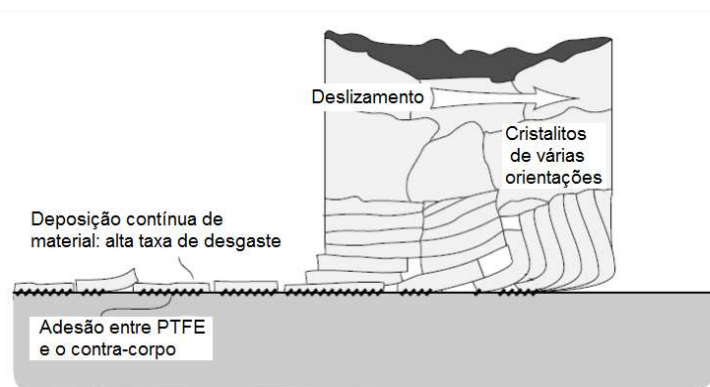


Figura 2.49 - Mecanismo de formação, e transferência, de filme transferido do PTFE para o contra-corpo.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

Segundo Stachoviak e Batchelor (2001), são poucos os polímeros que apresentam este tipo de mecanismo, sendo algumas exceções: o polietileno de alta densidade (HDPE) e o polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE). Estes polímeros apresentam estruturas lineares, sem ramificações e sem polaridade, dando baixa força de coesão intermolecular com um alto grau de cristalinidade e seu comportamento de formação de filmes é atribuído a suavidade e simetria das suas cadeias moleculares (HUTCHINGS, 1992).

A grande maioria dos polímeros apresenta mecanismos de transferência nas quais fragmentos, ou pedaços, de material são transferidos. Este fenômeno também é comumente conhecido como mecanismo de transferência normal e pode ser visualizado na Figura 2.50. Este mecanismo não apresenta vantagens para o atrito ou para a resistência ao desgaste, sendo a sua capacidade de absorver a carga normal pequena, principalmente devido à área de contato que permanece, diferentemente do filme transferido, pequena, pois os fragmentos apresentam diâmetro médio de 1 μm (STACHOVIAK; BATCHELOR, 2001).

É normalmente necessário um período após o início do movimento para alcançar o estado de estabilidade. A partir deste momento, a taxa de desgaste é

proporcional ao carregamento normal para uma ampla faixa, conforme pode ser visualizado na Figura 2.40 (HUTCHINGS, 1992).

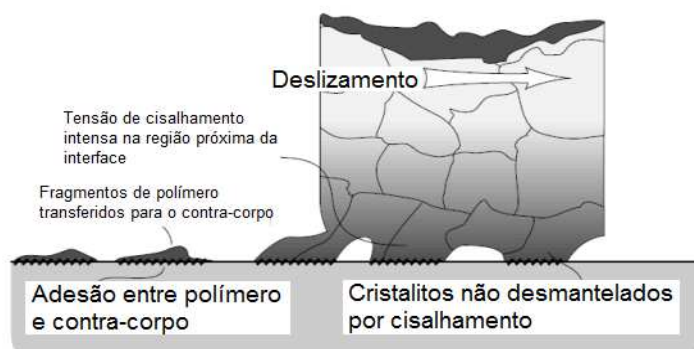


Figura 2.50 - Mecanismo de transferência normal apresentado pela maioria dos polímeros.

Fonte: Adaptado de Stachowiak e Batchelor (2001).

O desgaste é resultante da remoção de material devido a adesão, através de forças de Van Der Waals, do material do polímero com a superfície do contra-corpo. A junção entre polímero e contra-corpo é mais forte que as ligações dentro do próprio polímero, e a falha acontece deixando um fragmento transferido. Com a continuidade do deslizamento há um aumento da camada transferida a qual eventualmente se desprende. Nestas condições, também conhecida como transferência normal, o polímero é transferido para o contra-corpo sem degradação química ou formação de protuberâncias irregulares e a taxa de desgaste é ditada pela taxa de remoção do filme transferido, do que necessariamente, pela taxa de transferência do filme transferido para o contra-corpo. Há evidências que polímeros são relutantes para transferências adicionais em seus próprios filmes transferidos, e se o filme transferido adere fortemente ao contra-corpo então a taxa de desgaste é baixa (HUTCHINGS, 1992).

Contudo, a manutenção da condição de baixo atrito e desgaste é precária. O retorno para a condição de transferência normal ocorre com aumento da rugosidade ou aumento de velocidade. Contudo, a fina e orientada camada transferida pode ser estabilizada através do aumento da adesão entre a camada e o contra-corpo. Alguns enchimentos específicos podem fazer esta função sem significativa mudança no coeficiente de atrito. Por exemplo, adição de chumbo e cobre no HDPE, prove um efetivo aumento na resistência ao desgaste no deslizamento contra aço. Enchimentos metálicos como bronze também contribuem para a melhora na adesão.

Ainda outros filtros, como partículas de carbono, são utilizados para reduzir taxas de desgaste, pois estas aderem fortemente às asperezas do contra-corpo, reduzindo a rugosidade da superfície e provendo uma superfície mais limpa, ambos os resultados tendem a aumentar a adesão do filme transferido (HUTCHINGS, 1992).

2.3.2 Desgaste por abrasão

O desgaste abrasivo resulta de deformação plástica ou sulcamento do polímero por uma protuberância rígida do contra-corpo durante o deslizamento (KAR; BAHADUR, 1978), conforme já discutido e apresentado na Figura 2.24. Para que isto ocorra, o contato precisa ser plástico e a superfície do contra-corpo ser relativamente rugosa.

Segundo Zum-Gahr (1987), a remoção de material por na abrasão, pode ser classificada em quatro micromecanismos, a saber: microcorte, microsulcamento, microlascamento e microfadiga de baixo ciclo, os quais são apresentados esquematicamente na Figura 2.51. Com a passagem de uma partícula abrasiva, ou uma aspereza do material mais duro do par tribológico, pode haver remoção por microcorte e microsulcamento. Outro modo de remoção está associada à fadiga do material devido a sucessiva passagem de partículas abrasivas e ainda, a o microlascamento é a remoção de um grão ou porção do material com a interação entre os corpos (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

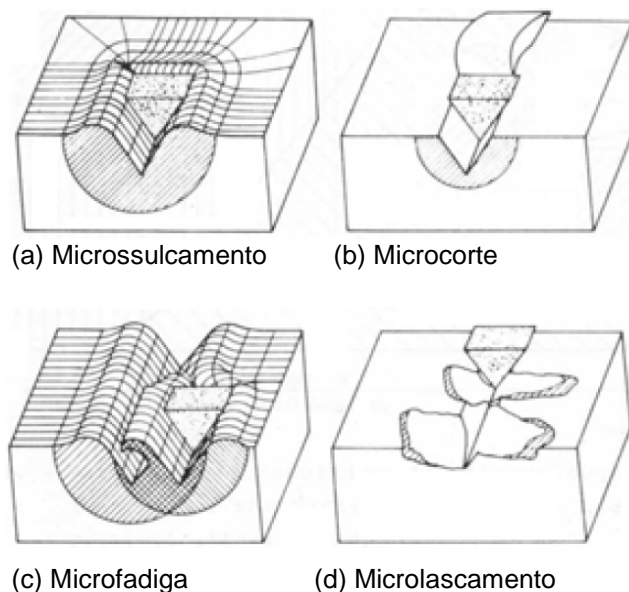


Figura 2.51 – Mecanismos típicos de desgaste abrasivo: (a) Microsulcamento, (b) Microcorte, (c) Microfadiga (d) Microlascamento.

Fonte: Adaptado de Zhum-Gahr (1987).

Conforme verificado na Equação (6), o modelo de desgaste de Archard (1953) para desgaste por deslizamento apresenta-se inversamente proporcional à dureza do material mais mole.

Para desgaste envolvendo mecanismos de abrasão, uma melhor correlação é verificada entre taxa de desgaste abrasivo e $1/\sigma_{ut}\epsilon_{ut}$, onde as variáveis são, respectivamente, tensão de ruptura à tração e alongação de ruptura, ambas medidas em testes convencionais de tensão. Esta correlação é chamada, muitas vezes, de correlação de Ratner-Lancaster. Em muitos estudos utiliza-se esta relação para verificar se há mudança no tipo de desgaste. Pode-se citar como exemplo o estudo de Kim *et al.* (2012), no qual foi realizado deslizamento de blocos de PPS e compostos de PPS/EBA contra anel de aço SAE 1045. Observou-se que houve queda do coeficiente de atrito e da taxa de desgaste com o aumento da porcentagem do EBA nos compostos, conforme pode ser visualizado na Figura 2.52. Os altos valores da taxa de desgaste e do coeficiente de atrito do PPS, e a queda destes com o aumento de EBA nos compostos, foram atribuídos à mudança no mecanismo de desgaste. O PPS apresentou grande formação de camada transferida e alto desgaste adesivo, proveniente da grande adesão entre o material polimérico e da camada transferida, somada ainda, a sua relativa alta tensão à tração que intensifica o desgaste. Com o aumento do EBA nos compostos, houve menor formação de camada transferida e o mecanismo de desgaste observado foi abrasivo.

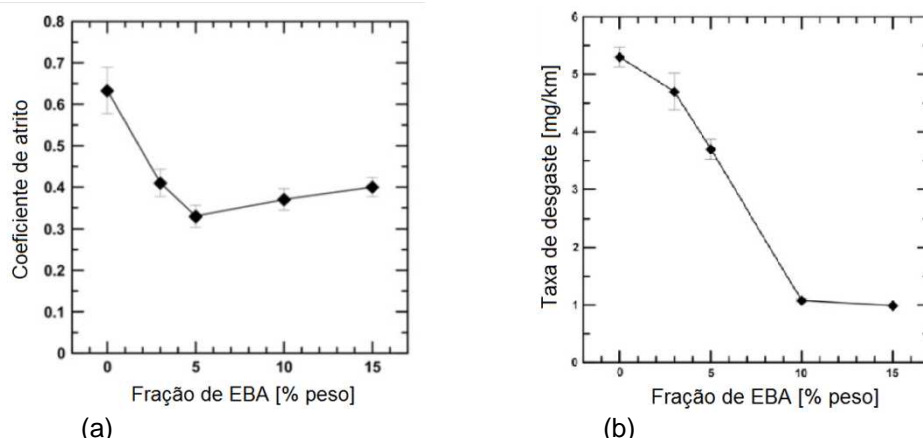


Figura 2.52 - Comportamento tribológico do PPS e compostos de PPS/EBA em deslizamento contra aço AISI 1045: (a) coeficiente de atrito cinético (b) taxa de desgaste.

Fonte: Adaptado de Kim *et al.* (2012).

A mudança do tipo mecanismo de desgaste fica clara quando feita a correlação de Ratner-Lancaster, a qual é apresentada na Figura 2.53. Nota-se, que os compostos de PPS/EBA seguem a relação, o que sugere que o mecanismo predominante de desgaste foi o abrasivo. Já o PPS, com mecanismo predominantemente adesivo, ficou afastado da reta (KIM *et al.*, 2012).

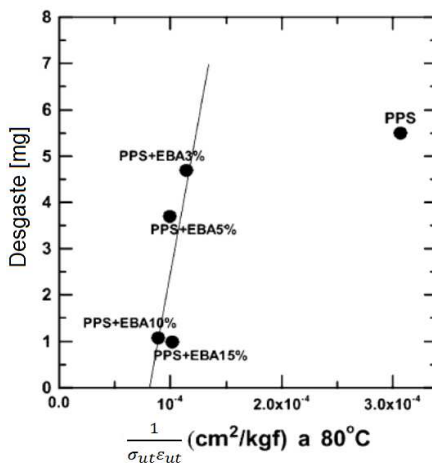


Figura 2.53 - Relação entre desgaste e o inverso do produto entre tensão de ruptura e elongação à ruptura para o PPS e compostos de PPS/EBA em deslizamento contra aço AISI 1045.

Fonte: Adaptado de Kim *et al.* (2012).

2.3.3 Desgaste por fadiga

O desgaste por fadiga ocorre de modo mais significativo para materiais com baixos módulos de elasticidade. Este tipo de mecanismo também acontece quando polímeros mais duros deslizam sobre contra-corpos com superfícies lisas. Desgaste

por fadiga acontece através da formação de trincas associada com a deformação elástica. O dano é acumulativo e se desenvolve para determinada condição com uma série de ciclos de contato. Partículas desprendidas são removidas por crescimento e interseção das trincas (HUTCHINGS, 1992).

Modelos de taxa de desgaste por fadiga estão correlacionados, basicamente, com a taxa de crescimento da trinca a cada ciclo de contato. A taxa de desgaste apresenta forte correlação com a rugosidade da superfície. Por exemplo, um aumento de rugosidade na ordem de dez, pode levar a um aumento na taxa de desgaste de até cem vezes. Uma forte correlação também é observada com a carga normal, cujo expoente depende da natureza do polímero e da topografia do contra-corpo (HUTCHINGS, 1992).

A Figura 2.54 mostra um aumento da taxa de desgaste do UHMWPE após uma longa distância de deslizamento contra aço com superfície extremamente lisa. Nos estágios iniciais há somente deformação e adesão nos contatos, mas que são suficientes para iniciar trincas no material polimérico. Com a continuidade do movimento, há o crescimento das trincas e desprendimento de partículas associadas a um aumento na taxa de desgaste (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

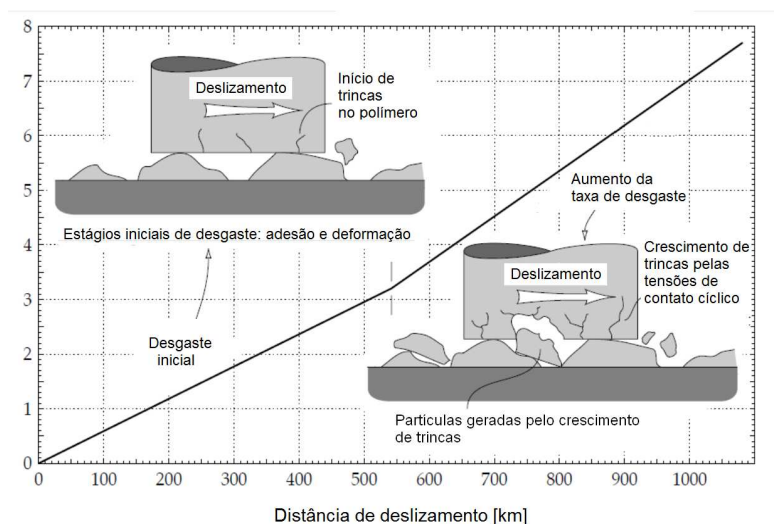


Figura 2.54 - Aumento da taxa de desgaste, devido à fadiga, em função da distância de deslizamento para o par UHMWPE-aço.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

A transição para o desgaste por fadiga é controlado pela tensão de contato, conforme pode ser visualizado na Figura 2.55, que mostra a distância necessária

para UHMWPE atingir a transição do desgaste por fadiga para diversas tensões de contato (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). Pela figura, pode-se observar que com tensões de contato de 5 MPa, o processo de fadiga deve começar após aproximadamente 240 Km de deslizamento. Já para tensões na ordem de 10 MPa, o processo inicia-se após aproximadamente 120 Km. Ainda, para tensões abaixo de 3 MPa, o processo de fadiga virtualmente não aconteceria.

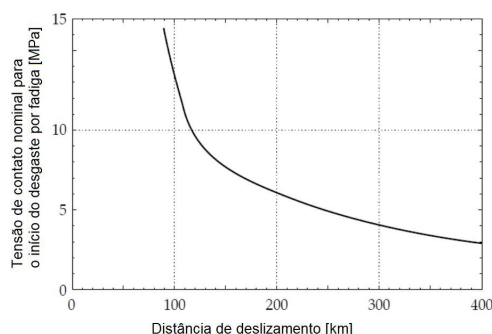


Figura 2.55 - Comportamento do desgaste por fadiga em função da tensão de contato e da distância de deslizamento para o par UHMWPE-aço.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

2.3.4 Desgaste por fusão

Devido à baixa condutividade térmica e baixo ponto de fusão dos materiais poliméricos, os mesmos estão suscetíveis durante o processo de deslizamento a alcançar temperaturas no contato suficientes para causar amolecimento e até fusão do material. Nestas condições, uma fina camada de material polimérico é transferida e fica presa ao contra-corpo, o qual não sofre danos, pois sendo normalmente de material metálico, apresenta temperatura de fusão muito acima da temperatura do contato.

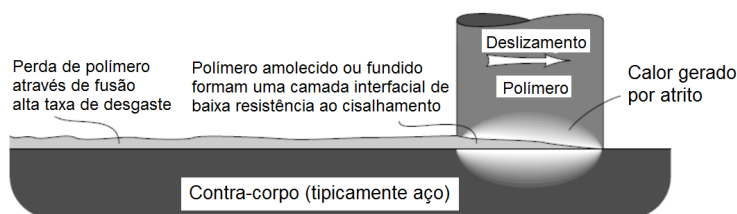


Figura 2.56 - Mecanismo de desgaste por fusão em polímeros causado por elevadas temperaturas de contato alcançadas durante o deslizamento.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

Este mecanismo de desgaste pode ser verificado por microscopia, ou ainda, por análise de vapores e decomposição de materiais, através de espectrômetros de

massa durante altas velocidades de deslizamento (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). O mecanismo é apresentado na Figura 2.56.

Uma importante constatação é que a temperatura crítica do contato não é, necessariamente, a temperatura de fusão do polímero. Nestas circunstâncias, a temperatura não é suficiente para uma contínua fusão do material, que acaba fundindo, então, somente parte do material e de maneira cíclica. O ciclo inicia-se com a fusão dos pontos mais quentes do contato e progride até a fusão completa de uma camada. Quando esta é despreendida, o processo se inicia em uma nova camada (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). A Figura 2.57 mostra o processo em detalhes.

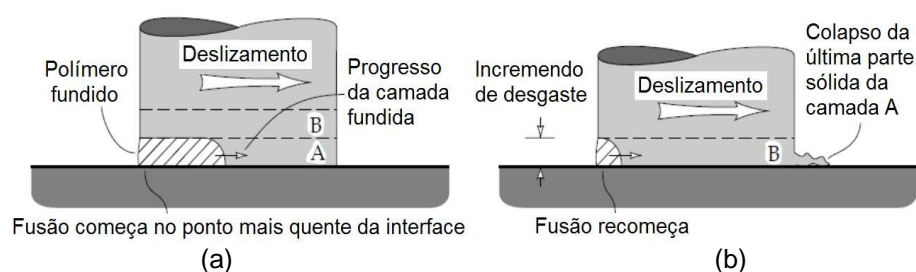


Figura 2.57 - Mecanismos de fusão cíclica de polímeros em deslizamento a temperaturas abaixo da crítica: (a) início do processo de fusão (b) finalização da fusão da camada e reinício do ciclo.

Fonte: Adaptado de Stachoviak e Batchelor (2001).

Este tipo de desgaste está fortemente relacionado com a temperatura do contato e a severidade da condição imposta no deslizamento, sendo a última dependente de parâmetros como pressão de contato e velocidade de deslizamento, conforme já discutido na seção 2.2.3.

Deve-se atentar, também, que podem ocorrer fusões localizadas no material polimérico durante o deslizamento. Esta situação deve-se ao contato entre as superfícies restringir-se à área real de contato, cuja interação acontece no topo das asperezas. Estas regiões alcançam, devido ao deslizamento, temperaturas mais altas em relação à temperatura na interface, conforme apresentado na Figura 2.43, e seus valores podem alcançar o ponto de fusão do material polimérico. Com isso, pode haver alterações localizadas das propriedades do polímero, ainda que sem um efetivo efeito do mecanismo de desgaste por fusão (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001).

2.4 Características dos aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis são um grande conjunto de ligas de aço que apresentam apreciável resistência à corrosão. São classificados, basicamente, com relação a sua microestrutura à temperatura ambiente, como: martensítico, ferrítico e austenítico (CHIAVERINNI, 2002).

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro-cromo-níquel, sendo que o cromo é responsável pela resistência à corrosão, pois produz uma fina camada de óxido que é fortemente aderida ao substrato gerando uma camada de passivação que inibe a corrosão (KRAUSS, 1989).

Normalmente ligas de ferro-carbono, à temperatura elevadas, apresentam microestrutura cúbica de face centrada (CFC), denominada de fase γ ou austenita, e com a redução da temperatura há mudança de sua microestrutura para cúbica de corpo centrado (CCC), denominada de fase α ou ferrita. Contudo, com a presença de elementos gamagênicos (como nitrogênio e níquel), há uma grande modificação das faixas de temperatura nas quais a austenita estabiliza, e assim, dependendo da composição da liga de aço, pode haver a presença desta estrutura cristalina na temperatura ambiente (CALLISTER, 2006). Deste modo, os aços austeníticos, que contêm de 18 a 25% Cr e de 8 a 20% Ni apresentam este tipo de microestrutura à temperatura ambiente (KRAUSS, 1989).

Muitas propriedades dos aços podem ser melhoradas através da mudança de sua microestrutura, uma das mais importantes é a transformação da austenita em martensita que, para muitas ligas de aços comerciais, pode ocorrer com um resfriamento rápido e ininterrupto, resultando em aumento de dureza e resistência mecânica. Para esta condição, a martensita apresenta-se com microestrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) (CALLISTER, 2006). Contudo, para aços inoxidáveis austeníticos, a fase γ apresenta-se metaestável e pode haver transformação, a baixas temperaturas, desta fase em martensita devido à deformação. Neste caso, dois tipos de martensita podem ser formadas: a ϵ ou a α' , com microestrutura hexagonal compacta (HC) e cúbica de corpo centrado (CCC), respectivamente (KRAUSS, 1989).

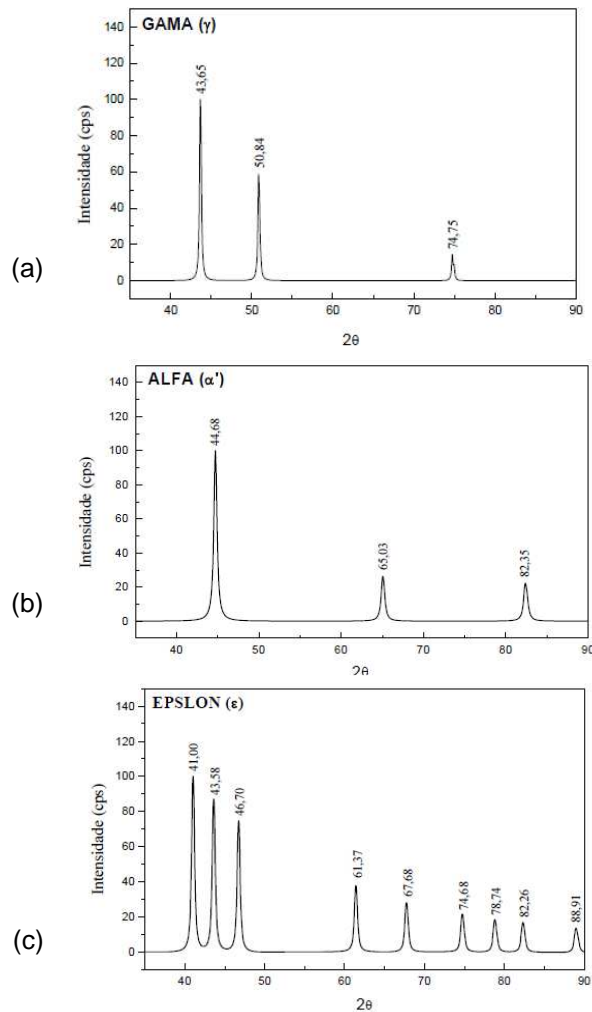


Figura 2.58 – Difratomogramas padrão para a estrutura austenítica e estruturas martensíticas obtidas por deformação: (a) gama (b) alfa (c) epsilon.

Fonte: Santos (2008).

Para a verificação das estruturas cristalinas presentes nos aços, podem-se utilizar técnicas de difração de raios-X. O fenômeno de difração ocorre quando as ondas de raios-X encontram obstáculos, neste caso átomos, com distâncias que têm a mesma ordem do comprimento das ondas, resultando em interferências construtivas ou destrutivas dependendo da defasagem das ondas após a incidência no material. Deste modo, estruturas cristalinas apresentam padrões de difração de raios-X, que são obtidos com difratômetros, mostrando em que ângulo de incidência a difração é mais acentuada. Diante do exposto, pode-se detectar quais as fases presentes no material analisando os picos presentes em um difratograma do metal (CALLISTER, 2006).

A Figura 2.58 apresenta os difratogramas padrão para as fases γ , ϵ e α' . Percebe-se que cada fase apresenta picos característicos de difração em função do

ângulo de incidência. Com a utilização destes padrões, pode-se verificar a estrutura cristalina do aço, ou ainda, detectar mudanças como o surgimento de martensita devido a deformações impostas ao material.

2.5 Estudo da distribuição de pressão no contato do par tribológico

O entendimento da distribuição de pressão, no contato entre o corpo e o contra-corpo, de maneira quantitativa, é fundamental para a perfeita análise do tribossistema. Com isso, pode-se determinar a condição PV para cada nível de carga ensaiada e ter-se possibilidade de avaliar a severidade da condição imposta comparando os resultados com os dados da literatura. As tensões resultantes no ponto de contato são denominadas de tensões de contato ou tensões de Hertz (NORTON, 2003). Estas são resultado da pressão de contato de um sólido forçado contra outro (BORESI e SIDEBOTTOM, 1985). A distribuição de tensão é fortemente dependente da geometria dos corpos envolvidos, bem como das suas propriedades e do carregamento propriamente dito (NORTON, 2003).

Segundo Norton (2003), o contato entre o corpo e contra-corpo, do presente trabalho, pode ser modelado como um contato do tipo côncavo de dois cilindros. Desta forma, a região de contato gerada é retangular conforme mostrado na Figura 2.59(a), e a distribuição de pressão acontece ao longo do comprimento de contato, L [mm], dos cilindros com raios R_1 [mm] e R_2 [mm], respectivamente associados ao contra-corpo e ao corpo. Deve-se, para este tipo de contato, considerar o valor do R_2 como negativo.

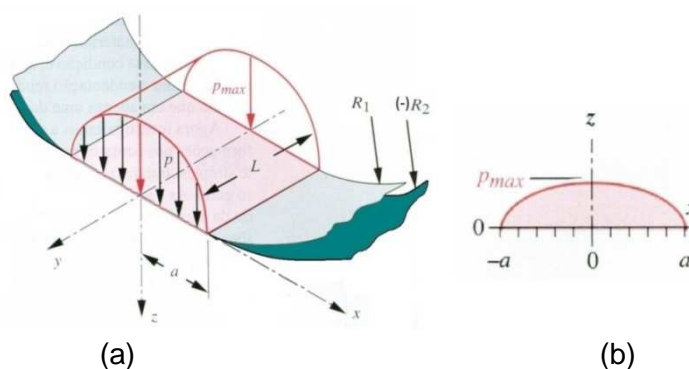


Figura 2.59 - Distribuição de pressão e zona de Hertz para contato cilíndrico: (a) distribuição de pressão elipsoidal prismática no contato cilíndrico (b) distribuição de pressão na região de contato.

Fonte: Adaptado de Norton (2003).

Ressalta-se, que apesar dos bons resultados, a distribuição de tensão no contato real é significativamente diferente do proposto por Hertz. O motivo é o contato real estar limitado devido às imperfeições da superfície e cada ponto de contato tem um valor diferente de pressão, conforme pode ser visualizado na Figura 2.60. Com isso, existe uma diferença entre a distribuição de Hertz, a distribuição média da tensão e a distribuição real do contato (RISTIVOJEVIĆ, 2013).

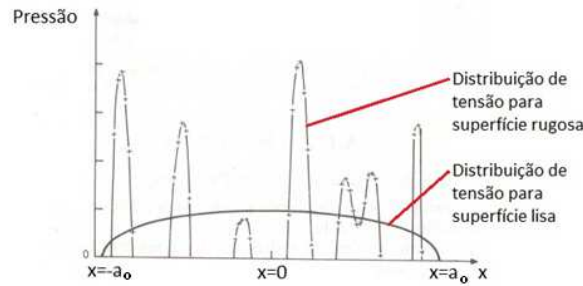


Figura 2.60 – Influência das asperezas na distribuição de tensões na zona de contato.
Fonte: Adaptado de Seabra e Berthe (1987).

O equacionamento para o contato tipo côncavo de dois cilindros, segundo Boresi e Sidebottom (1985) e Norton (2003), faz-se considerando a força normal, F_N [N], aplicada na região de contato igual ao volume do prisma semi-elíptico, conforme Equação (12).

$$F_N = \frac{1}{2} \pi a L P_{max} \quad (12)$$

Define-se uma constante geométrica, B [mm^{-1}], dependente dos raios dos cilindros conforme Equação (13).

$$B = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) \quad (13)$$

O valor da largura a , apresentada na Figura 2.59, referente à metade da largura do prisma, é então calculada a partir da Equação (14).

$$a = f(F_N) = \sqrt{\frac{2}{\pi} \cdot \frac{k_1 + k_2}{B} \cdot \frac{F_N}{L}} \quad (14)$$

Cujas constantes k_1 [GPa^{-1}] e k_2 [GPa^{-1}], são definidas, respectivamente, como:

$$k_1 = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} \quad (15)$$

$$k_2 = \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \quad (16)$$

onde:

- E_1 : Módulo de elasticidade do contra-corpo [GPa];
- E_2 : Módulo de elasticidade do corpo [GPa];
- ν_1 : Coeficiente de Poisson do contra-corpo [-];
- ν_2 : Coeficiente de Poisson do corpo [-];

Substituindo-se a Equação (14) na Equação (12), e resolvendo-se para P_{max} , tem-se a Equação (17), que para o caso estudado neste trabalho será função da carga F_N .

$$P_{max} = f(F_N) = \sqrt{\frac{2F_N B}{\pi L(k_1 + k_2)}} \quad (17)$$

A área nominal, A_{nom} , é formada pelo retângulo de dimensões $2a$ e L , conforme Equação (18). Para se obter a pressão média no contato, $P_{média}$ [MPa], considera-se a divisão da força normal aplicada pela área de contato nominal, esta relação é mostrada matematicamente na Equação (19). Com isso, vê-se que a área nominal, para o tipo de contato em estudo, é função da $F_N^{0,5}$. Esta informação foi útil para discussões dos resultados obtidos neste trabalho.

$$A_{nom} = f(F_N) = 2aL = \sqrt{\frac{8L(k_1 + k_2)}{\pi B}} F_N \quad (18)$$

$$P_{média} = f(F_N) = \frac{F_N}{A_{nom}} = \frac{F_N}{2aL} \quad (19)$$

Os valores assumidos pelas constantes, relacionadas ao contato tipo cilindro-cilindro, para a MAC, são apresentadas na Tabela 2.2. Para determinação de k_1 e k_2 foi utilizado os valores dos módulos de elasticidade e dos coeficientes de Poisson, do corpo e do contra-corpo, conforme apresentado na Tabela 3.1.

Tabela 2.2 – Valores das constantes relacionadas ao contato entre corpo e contra-corpo.

Constante	Valor
L [mm]	20
R_1 [mm]	10
R_2 [mm]	-10,05
B [m ⁻¹]	0,249
k_1 [GPa ⁻¹]	$4,47 \cdot 10^{-3}$
k_2 [GPa ⁻¹]	$6,22 \cdot 10^{-1}$

As Equações (14), (17) e (19), referentes, respectivamente, a a , P_{max} e $P_{média}$ foram utilizadas no planejamento dos ensaios, o qual é apresentado na seção 3.3.

2.6 Topografia

A superfície de um sólido se apresenta de maneira muito complexa, e está muito longe de ser uma superfície lisa como um plano, pois contém uma série de distorções e irregularidades (STACHOVIK; BATCHELOR, 2001). A análise da topografia da superfície é um modo eficaz de especificar e controlar a superfície de peças (HATAMLEH *et al.*, 2009). A textura de uma superfície é composta de: rugosidade, ondulação e forma nominal da peça (WHITEHOUSE, 1994), conforme esquematizado na Figura 2.61. Esta textura também pode ser chamada de perfil efetivo (DIN 4760)

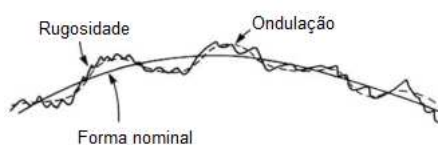


Figura 2.61 - Esquema da textura superficial, com os desvios de rugosidade, ondulação e forma nominal.

Fonte: Whitehouse (1994).

Para separar possíveis erros, de forma e de ondulação, da rugosidade são aplicados filtros. O efeito da utilização destes, no perfil efetivo, é apresentado na Figura 2.62. Existem alguns tipos de filtros, mas o mais utilizado é o filtro gaussiano (WHITEHOUSE, 1994).

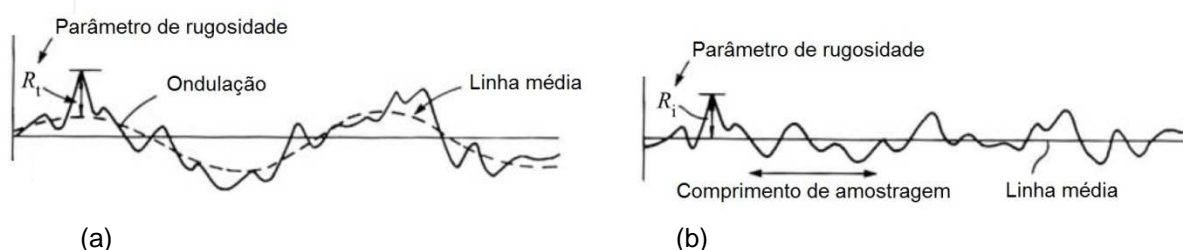


Figura 2.62 - Efeito da aplicação de filtros: (a) textura superficial com a identificação da rugosidade e da ondulação (b) textura superficial filtrada sem desvios de ondulação e forma.

Fonte: Whitehouse (1994).

A linha média apresentada na Figura 2.62 é posicionada de tal maneira que a área acima da linha seja idêntica a área abaixo da mesma. Para análises 3D, o equivalente da linha média é o plano médio (WHITEHOUSE, 1994). A diferença reside que para parâmetros 2D, são tomados comprimentos para a amostragem, e para os parâmetros 3D, são utilizados áreas de amostragem (NWAOGU *et al.*,

2013). Tanto a linha média como o plano médio são referenciais para muitos parâmetros de rugosidade (WHITEHOUSE, 1994).

Segundo Nwaogu *et al.* (2013) e Dong *et al.* (1994), normalmente, são utilizados parâmetros associados a amplitude e posicionamento espacial da rugosidade, os quais são fundamentais para uma satisfatória caracterização de uma superfície em aplicação tribológica.

A seguir são apresentados os parâmetros de rugosidade tridimensional, que são utilizados neste trabalho.

a) Parâmetro Sa

O parâmetro Sa, [μm], está relacionado com a média aritmética das alturas das rugosidades em relação ao plano médio, para a área de amostragem, e é classificado como um parâmetro de amplitude. A fórmula é apresentada na Equação (20) (WHITEHOUSE, 1994).

$$S_a = \frac{1}{L_x L_y} \int_0^{L_x} \int_0^{L_y} |f(x, y) - \bar{f}| dx dy \quad (20)$$

onde:

- L_x : Extensão da área de amostragem no eixo x [μm];
- L_y : Extensão da área de amostragem no eixo y [μm];
- $f(x, y)$: Altura da superfície no ponto (x, y) em relação ao plano médio [μm];
- \bar{f} : Altura do plano médio [μm];
- dx : Comprimento diferencial no eixo x [μm];
- dy : Comprimento diferencial no eixo y [μm].

b) Parâmetro Sq

O parâmetro Sq, [μm], está relacionado com a média quadrática das alturas das rugosidades em relação ao plano médio, para a área de amostragem, e é classificado como um parâmetro de amplitude. A fórmula é apresentada na Equação (21) (WHITEHOUSE, 1994).

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{L_x L_y} \int_0^{L_x} \int_0^{L_y} |f(x, y) - \bar{f}|^2 dx dy} \quad (21)$$

Este parâmetro mostra-se mais sensível a alterações de altura da rugosidade do que o parâmetro Sa (SEDLACEK *et al.*, 2012).

c) Parâmetro Sz

O parâmetro Sz, [μm], apresentado na Equação (22), é definido como a média de dez pontos da rugosidade, sendo cinco valores associados aos picos mais altos e outros cinco associados aos vales mais profundos (WHITEHOUSE, 1994).

$$S_z = \frac{1}{5} \left(\sum_{i=1}^5 |\eta_{p_i}| + \sum_{i=1}^5 |\eta_{v_i}| \right) \quad (22)$$

onde:

- η_{p_i} : Altura dos picos mais altos da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];
- η_{v_i} : Altura dos vales mais profundos da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];
- i : Parâmetro de contagem.

d) Parâmetro Sp

O parâmetro Sp, [μm], está relacionado à altura do maior pico, da área analisada, medido em relação ao plano médio. O Parâmetro Sp é classificado como um parâmetro de amplitude e pode ser calculado através da Equação (23) (WHITEHOUSE, 1994).

$$S_p = \eta_{p_{max}} \quad (23)$$

onde:

- $\eta_{p_{max}}$: Altura do maior pico da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];

e) Parâmetro Sv

O parâmetro Sv, [μm], está relacionado à altura do maior vale, da área analisada, medido em relação ao plano médio. O Parâmetro Sv é classificado como um parâmetro de amplitude e pode ser calculado através da Equação (24) (WHITEHOUSE, 1994).

$$S_v = |\eta_{v_{m\acute{a}x}}| \quad (24)$$

onde:

- $\eta_{v_{m\acute{a}x}}$: Altura do maior vale da área de amostragem em relação ao plano médio [μm];

f) Parâmetro Sds

O parâmetro Sds, [mm²], é definido como a densidade de asperezas por área, e é um parâmetro espacial (CHIFFRE *et al.*, 2000).

$$Sds = \frac{\xi}{L_x L_y} \cdot 10^{12} \quad (25)$$

onde:

ξ : Número de picos da área de amostragem [-];

g) Parâmetros da família Rk

Estes parâmetros, também chamados parâmetros de razão de material e de Abbot-Firestone, são utilizados para a caracterização de superfícies definidas em normas internacionais. Também são amplamente utilizados para a caracterização de superfícies que apresentem sulcos e platôs (CARVALHO, 2007).

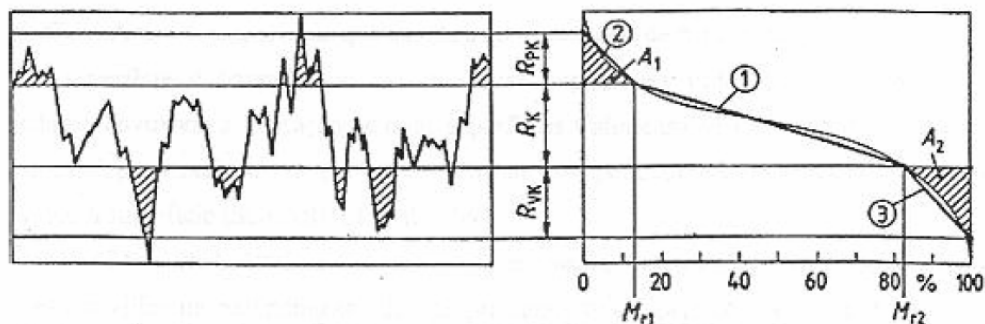


Figura 2.63 – Definição dos parâmetros de razão de material

Fonte: Carvalho (2007).

Onde:

R_k : Valor da rugosidade no núcleo do perfil;

R_{pk} : Valor associado à rugosidade média dos picos que se encontram acima da área de contato mínima;

R_{vk} : Valor associado à rugosidade média dos vales que se encontram abaixo da área de contato mínima.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo é apresentado um descritivo dos materiais estudados nesta dissertação, o PTFE e o aço inoxidável AISI 304, e os métodos utilizados para as suas caracterizações e análises. Alguns resultados são apresentados logo após o descritivo do método, e os demais, os quais têm o intuito de comparar situações antes e após os ensaios, são apresentados e discutidos no capítulo 4. Ensaios de longa duração foram realizados em quatro níveis de carregamento normal utilizando-se aparato que simula a condição de mancal sobre eixo. Neste capítulo também apresentam-se: descritivo do aparato, planejamento dos ensaios, e os métodos utilizados para a avaliação do desgaste e da atmosfera do laboratório onde se realizaram os ensaios.

3.1 Materiais

Os materiais utilizados para os corpos e contra-corpos foram, respectivamente, o PTFE sem enchimento e o aço inoxidável AISI 304. Ambos foram adquiridos em barras de seção circular extrudadas (com Ø30mm por comprimento de 2m) e laminadas (com Ø22,2mm por comprimento de 3m), respectivamente. As barras de aço inoxidável foram fornecidas com tratamento térmico de solubilização. Os certificados de matérias-primas encontram-se no Anexo A e B. A Tabela 3.1 apresenta algumas propriedades dos materiais utilizados e as fontes de consulta. Conforme esperado os valores do módulo de elasticidade e da condutibilidade térmica do PTFE estão algumas ordens de grandeza abaixo do aço inoxidável.

Tabela 3.1 – Propriedades do PTFE e do aço inoxidável AISI 304.

Material	Módulo de Elasticidade [GPa]	Coefficiente de Poisson [-]	Condutibilidade térmica [W/mK]	Massa Específica [g/cm ³]
PTFE	206	0,28	16,2	2,2
Fonte	Callister (2007)	Callister (2007)	Callister (2007)	Callister (2007)
Aço inoxidável AISI 304	1,4	0,36	0,25	8,0
Fonte	Callister (2007)	Rae e Brown (2005)	Callister (2007)	Callister (2007)

Os corpos de prova foram fabricados com processo de torneamento, cujas dimensões são mostradas, respectivamente, na Figura 3.1 e na Figura 3.2. O ajuste

proposto para o diâmetro no qual há o acoplamento do par tribológico é do tipo com folga diametral, a qual pode variar entre 0,1 a 0,17mm.

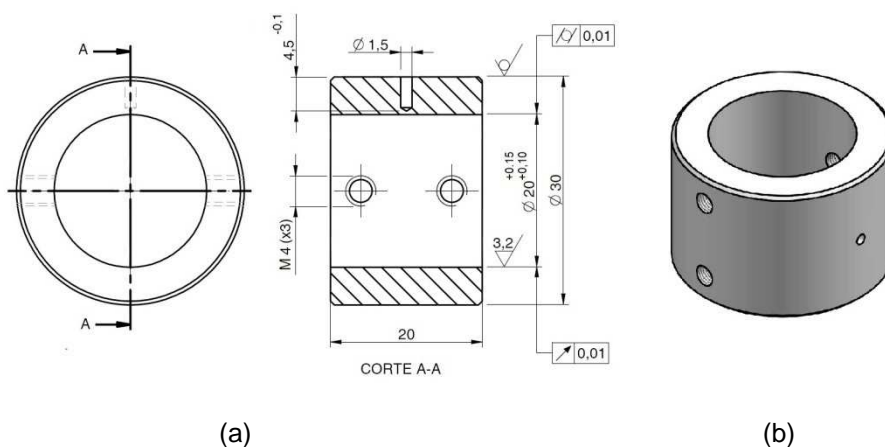


Figura 3.1 - Dimensões do corpo de PTFE: (a) Detalhes de fabricação (b) Vista em perspectiva.

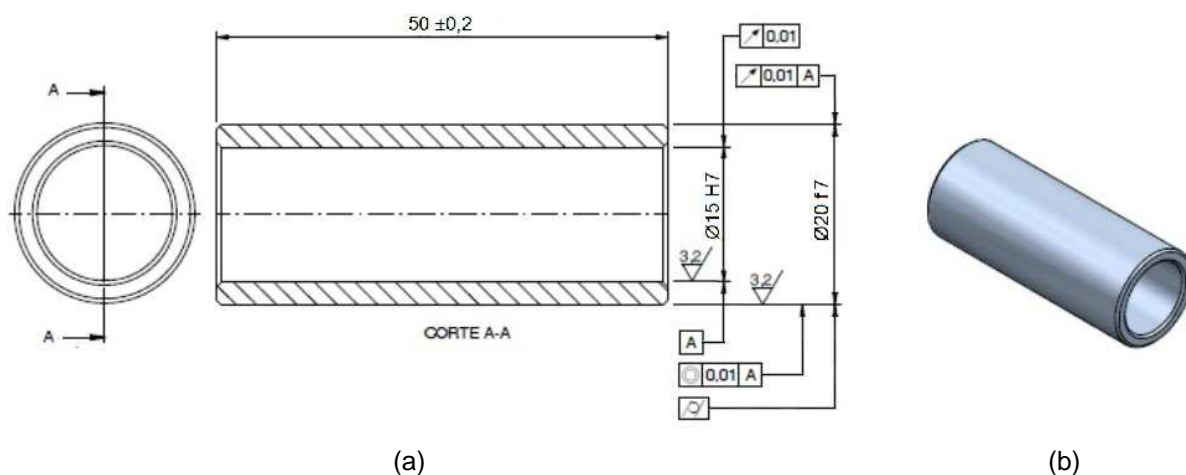


Figura 3.2 - Dimensões do contra-corpo de aço inoxidável AISI 304: (a) Detalhes de fabricação (b) Vista em perspectiva.

3.1.1 PTFE

Nesta seção são apresentados os métodos utilizados para as caracterizações e as análises do PTFE.

3.1.1.1 Análise dimensional dos corpos

Antes dos ensaios de desgaste, realizou-se uma análise dimensional e geométrica das superfícies do corpo que entraram em contato com o contra-corpo durante os ensaios.

O esquema de medição executado é mostrado na Figura 3.3. Esta foi realizada com um micrômetro interno de 17 a 20 mm, marca TESA, e precisão de 0,005 mm,

em atmosfera não controlada. As médias e os desvios padrão (para cada nível de carregamento normal ensaiado e que contém sete corpos, conforme descrito na seção 3.3), para as medidas propostas na Figura 3.3, são apresentados na Tabela 3.2. Verifica-se que os valores médios, do diâmetro mensurado, estão dentro da tolerância especificada no desenho de fabricação, apresentado na Figura 3.1, que é de $\text{Ø}20^{+0,15}_{+0,10}$.

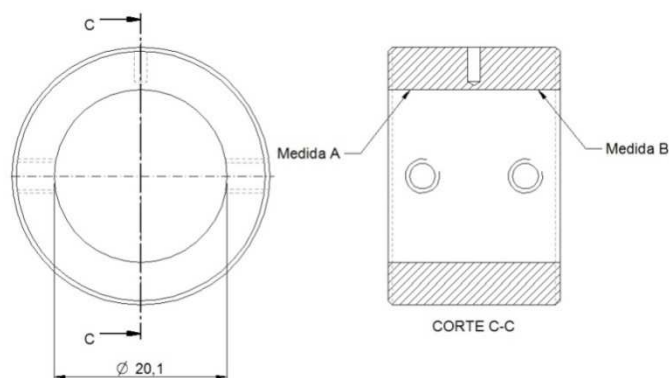


Figura 3.3 - Esquema de medição do corpo para análise dimensional.

Tabela 3.2 – Verificação dimensional dos corpos de PTFE.

Nível	Medida "A" [mm]	Medida "B" [mm]
1	20,15 ± 0,03	20,13 ± 0,02
2	20,13 ± 0,04	20,14 ± 0,04
3	20,10 ± 0,03	20,11 ± 0,04
4	20,10 ± 0,02	20,10 ± 0,02

3.1.1.2 Dureza

O ensaio de dureza do PTFE foi realizado conforme norma ISO 2039-1 (2003) que prescreve um método de indentação com esfera de aço de $\text{Ø}5\text{mm}$ para determinação da dureza de plásticos em escala Brinell. O método consiste em aplicar uma pré-carga de 9,8N na amostra por aproximadamente 2s. Em seguida aplica-se a carga de prova, de 132N, por 30s. O valor da profundidade de indentação, h_{max} [mm], é então contabilizado em referência à deformação causada pela pré-carga. O valor da dureza é obtido com a Equação (26).

$$H = \frac{0,21F_{carga}}{0,25\pi d_e(h_{max} - 0,04)} \tag{26}$$

onde:

H : Dureza do material polimérico [N/mm^2];

F_{carga} : Força de prova aplicada para ensaio de dureza conforme ISSO 2039-1 [N];

h_{max} : Profundidade de indentação para ensaio de dureza conforme ISO 2039-1 [mm];

d_e : Diâmetro da esfera de aço para ensaio de dureza [mm].

O Ensaio de dureza instrumentado foi realizado em máquina universal de ensaios marca EMIC, modelo DL-1000. O esquema de montagem é apresentado na Figura 3.4. Utilizou-se célula de carga de 50kgf, adaptadores para a esfera de aço de $\varnothing 5\text{mm}$ e defletoômetro eletrônico marca EMIC, e modelo EE05, para medição de pequenas deformações.

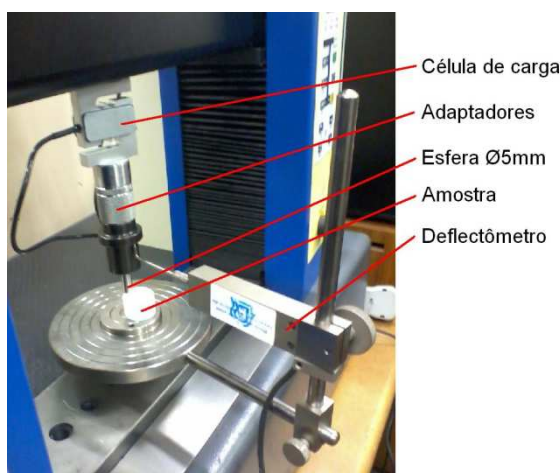


Figura 3.4 – Fotografia com detalhe da montagem para ensaio instrumentado de dureza do PTFE em máquina universal de ensaios.

As amostras de PTFE, com medidas finais de $\varnothing 20 \times 20\text{mm}$, foram usinadas com processo de torneamento. Foram realizados dez ensaios, cujas curvas de profundidade de indentação em função do tempo, após a aplicação da carga, são apresentadas na Figura 3.5.

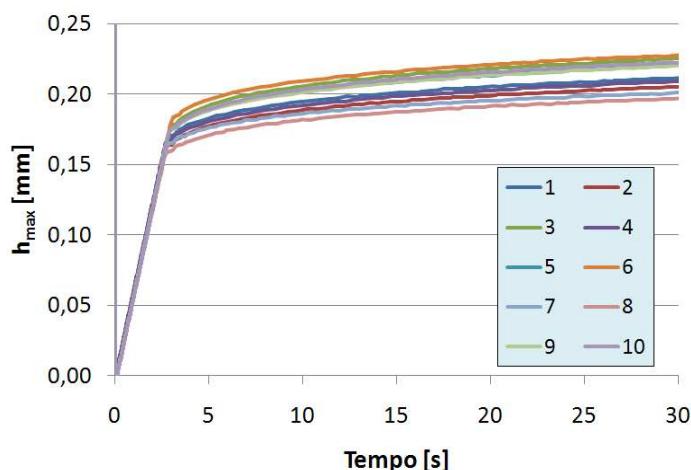


Figura 3.5 – Profundidade de indentação, no PTFE, em função do tempo para ensaios de dureza instrumentado.

O valor médio das profundidades foi de $(0,216 \pm 0,011)$ mm e a dureza, obtida com a Equação (26), foi de $(40,3 \pm 2,5)$ N/mm². Este valor foi 18% menor que o apresentado por Archard e Hirst (1956) (49 N/mm²), para o mesmo material, quando caracterizaram o coeficiente de desgaste adimensional do PTFE.

Ressalta-se ainda, que valores de dureza para plásticos podem apresentar diferenças entre os métodos aplicados. Isso se deve às propriedades visco-elásticas e a dependência do carregamento em relação ao tempo (CRAWFORD; STEPHENS, 1985).

3.1.1.3 Análise topográfica

As análises de topografia foram realizadas em interferômetro de luz branca para medição 3D sem contato, modelo CCI Talysurf Lite, fabricado pela Taylor Hobson. O interferômetro utiliza, para cada área de amostragem, 1024x1024 pontos medidos e resolução óptica entre 0,4 e 0,6 μm (TAYLOR HOBSON, 2013).

As análises de topografia foram realizadas em um par tribológico de cada nível de força normal ensaiada. Para cada área de amostragem foram obtidos: uma imagem da topografia em vista superior e em 3D, e os parâmetros de rugosidade Sa, Sq, Sz, Sp, Sv e Sds, e ainda, um perfil de rugosidade. Na seção 2.6 encontram-se uma revisão sobre topografia e as definições dos parâmetros utilizados. Com o intuito de melhor visualizar a textura da superfície não foram aplicados filtros nas análises 3D, e nem nos perfis de rugosidade coletados.

Devido à impossibilidade de medição da superfície cilíndrica interna do corpo, de PTFE, precisaram-se cortar os mesmos para a realização das medições, as quais foram feitas após os ensaios de desgaste. Este procedimento foi possível, pois a área de contato do corpo, a qual é submetida ao desgaste, fica restrita a uma porção da superfície cilíndrica interna, conforme já discutido e apresentado na Figura 2.59. Diante disso, cada corpo contou com três áreas de amostragem na superfície desgastada, as quais foram posicionadas no quadrante de tangência entre o corpo e o contra-corpo, conforme apresentado na Figura 3.6(a). Uma área de amostragem foi posicionada na parte central do comprimento do corpo, e as outras duas, a aproximadamente 5 mm do centro medidos no sentido axial. Também foi obtido um perfil de rugosidade, da superfície desgastada, no sentido axial do corpo, conforme apresentado na Figura 3.6(a). A superfície do corpo, que não foi submetida ao desgaste, por sua vez, teve uma área de amostragem posicionada na parte central do comprimento do corpo, e o perfil de rugosidade, de igual modo, foi realizado no sentido axial da peça, conforme apresentado na Figura 3.6(b).

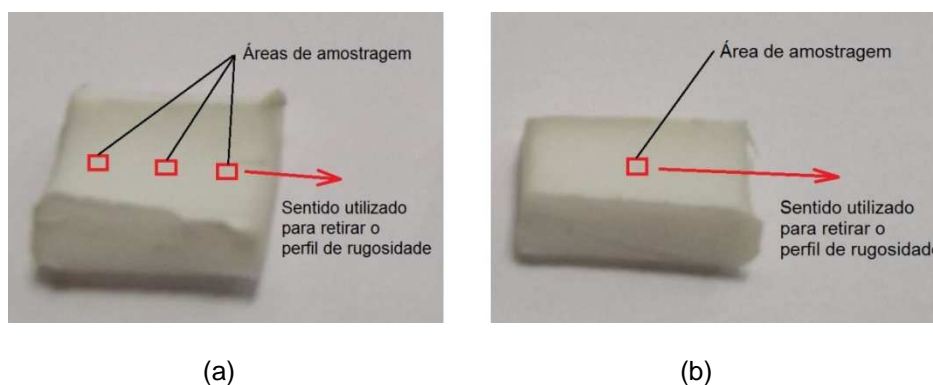


Figura 3.6 – Fotografias com detalhes do posicionamento das áreas de amostragem e sentidos dos perfis de rugosidade coletados para o corpo de PTFE: (a) área submetida ao desgaste (b) área que não sofreu desgaste.

3.1.1.4 Microscopia eletrônica por varredura (MEV)

As imagens da superfície das amostras obtidas por MEV foram realizadas na UTFPR com equipamento marca Zeiss, modelo EVO-MA15. Para as análises, os corpos poliméricos foram cortados para permitir o acesso às superfícies do contato. Foram preparados cinco corpos, sendo um na condição original, ou seja, sem ser submetido ao ensaio de desgaste, e os outros quatro, submetidos ao ensaio de desgaste e referentes a cada nível de força normal. Os corpos foram fixados a um

suporte de alumínio com fita adesiva de ouro, que é boa condutora. A disposição pode ser avaliada na Figura 3.7.



Figura 3.7 – Fotografia dos corpos poliméricos cortados e fixados aos suportes de alumínio, após recobrimento de ouro, para análise por MEV.

Contudo, como os materiais poliméricos são maus condutores de eletricidade, foi necessário fazer recobrimento com ouro, com camada estimada de 20 μm . Este procedimento permite melhorar a condução dos elétrons que são projetados pelo microscópio eletrônico por varredura, e também, de aumentar a dissipação de calor das amostras, que tendem a aquecer durante o procedimento. O recobrimento, com tempo de deposição de 30s, foi realizado em equipamento modelo Q150R ES, marca Quorum. Partículas de desgaste, de cada nível de carregamento, também foram coletadas e analisadas.

3.1.1.5 Análises macroscópicas

As análises de imagens macroscópicas foram realizadas em estereoscópio marca Olympus, modelo SZ X10.

3.1.1.6 Densidade específica

Segundo o *Handbook of Polymer testing* (2002), a densidade específica de materiais poliméricos, com dimensões bem definidas, pode ser obtida com a razão entre a massa e o volume calculado. Com este propósito, foram usinadas quatro amostras de PTFE com formato cilíndrico. As dimensões e massas obtidas, juntamente com os valores de densidade, são apresentadas na Tabela 3.3. As dimensões foram obtidas com micrômetro marca Vonder com precisão de 0,01mm e as massas com balança eletrônica de precisão, modelo JH 2102, do fabricante Bioprecisa, cuja faixa de operação é de 0 a 2200 g e apresenta precisão de 0,01 g.

Tabela 3.3 – Dados para determinação da densidade específica do PTFE.

Amostra	Massa [g]	ØDa [mm]	Ha [mm]	Volume [cm ³]	Densidade específica [g/cm ³]
1	3,40 ± 0,01	20,04 ± 0,01	4,84 ± 0,01	1,5266	2,227
2	3,42 ± 0,01	19,92 ± 0,01	4,97 ± 0,01	1,5489	2,208
3	32,62 ± 0,01	30,20 ± 0,01	20,34 ± 0,01	14,5698	2,239
4	32,22 ± 0,01	30,25 ± 0,01	20,03 ± 0,01	14,3953	2,238
Média					2,228 ± 0,014

O valor determinado de $(2,228 \pm 0,014)$ g/cm³ está cerca de 2% acima do informado pelo fabricante, que aponta 2,18 g/cm³ como valor máximo da densidade específica do PTFE. Esta informação pode ser encontrada no catálogo do fornecedor Day Brasil (Anexo A).

3.1.1.7 Calorimetria Explanatória Diferencial (DSC)

Para a verificação da entalpia de fusão, da temperatura de fusão e a determinação do grau de cristalinidade do PTFE, foram realizadas análises térmicas por DSC. Segundo Price e Jarrat (2002), o grau de cristalinidade pode ser determinado por alguns métodos: difração de raios-X, densidade, análise dinâmico mecânica e pela entalpia de fusão determinada em ensaios de DSC, sendo a última técnica amplamente utilizada. Contudo, os valores obtidos pelas diferentes técnicas podem apresentar diferenças.

Para determinação do grau de cristalinidade utilizando a técnica de análise térmica por DSC, x_c [%], utilizou-se a relação proposta por Turi (1981), a qual é apresentada na Equação (27). Segundo Lei *et al.* (2007), pode-se considerar o valor da entalpia de fusão para o PTFE, totalmente cristalino, ΔH^o [J/g], como 82 J/g.

$$x_c = \frac{\Delta H_m}{\Delta H^o} \quad (27)$$

onde:

ΔH_m : Entalpia de fusão medido em DSC [J/g];

ΔH^o : Entalpia de fusão do PTFE totalmente cristalino [J/g];

O equipamento utilizado foi o DSC 822e, marca Mettler Toledo, com cadinho de alumínio de 40 µL. Os ensaios foram realizados em uma faixa de temperatura entre 20°C e 450°C, com taxa de aquecimento de 10°C/min e com fluxo de nitrogênio (N₂) de 20 ml/min.

Realizaram-se um total de nove análises de DSC. Uma para a condição inicial do corpo de PTFE antes do ensaio de desgaste. E para cada nível de força normal: uma para a superfície do corpo após o ensaio de desgaste e uma para as partículas de desgaste. As amostras para as análises foram retiradas das superfícies dos corpos com auxílio de estilete com espessura de aproximadamente 1 mm. Os produtos do desgaste foram coletados durante os ensaios e colocados diretamente no cadinho do equipamento. Para evitar contaminação foram realizados ensaios específicos, para a coleta das amostras, sem a utilização de pasta térmica (vide seção 3.2).

3.1.1.8 Espectroscopia de Infravermelho por Transformada de Fourier (FTIR)

Realizaram-se FTIR em amostra de PTFE na condição original e nos filmes multicamadas coletados em ensaio do quarto nível de força normal. Para evitar contaminação com a pasta térmica utilizada nos ensaios (vide seção 3.2), realizou-se um ensaio de desgaste sem a utilização desta. O equipamento utilizado foi um espectrômetro de infravermelho marca Varian, modelo 640-IR. Empregou-se o método da radiação dispersa com brometo de potássio (KBr). A resolução utilizada foi de 4 cm^{-1} .

3.1.2 Aço inoxidável AISI 304

Nesta seção são apresentados os métodos utilizados para as caracterizações e as análises do aço inoxidável.

3.1.2.1 Análise dimensional dos contra-corpos

As superfícies cilíndricas externas dos contra-corpos, que efetivamente formaram a interface, de modo similar aos corpos de PTFE, também, foram avaliadas antes dos ensaios de desgaste.

A medição dos contra-corpos foi realizada conforme Figura 3.8. Devido a estes rotacionarem durante o ensaio, e seus comprimentos serem relativamente maiores que os corpos, o procedimento contou com mais pontos. As medições foram realizadas em atmosfera não controlada, e utilizou-se um micrômetro externo de 0 a 25mm, marca Vonder, com precisão de 0,01mm.

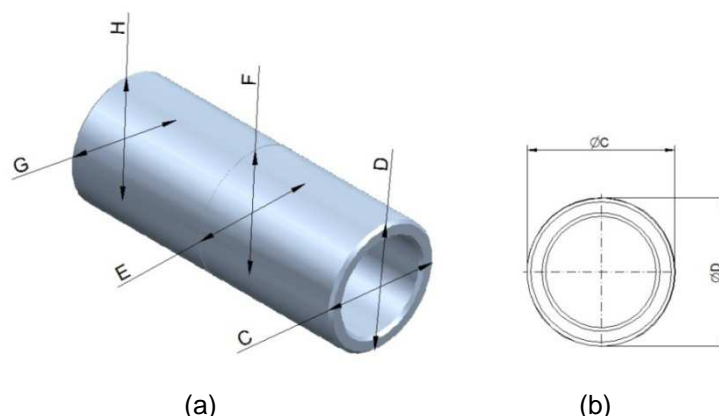


Figura 3.8 - Esquema de medição do contra-corpo para análise dimensional: (a) vista isométrica do contra-corpo (b) vista frontal.

As médias e os desvios padrão (para cada nível, contendo sete contra-corpos cada), para as medidas propostas na Figura 3.8, são apresentados na Tabela 3.4. A especificação do diâmetro mensurado, e apresentado na Figura 3.2, é de $\text{Ø}20\text{f}7$. Deste modo os valores medidos deveriam ficar entre 19,95 e 19,99mm. Analisando-se os valores da medição, observa-se, que em média, os diâmetros estão dentro do especificado com quatro exceções que apresentaram valores de 20,00 e 20,01mm.

Tabela 3.4 – Dimensões principais dos contra-corpos de aço inoxidável.

Nível	Medida "C" [mm]	Medida "D" [mm]	Medida "E" [mm]	Medida "F" [mm]	Medida "G" [mm]	Medida "H" [mm]
1	19,99 ± 0,04	19,99 ± 0,03	19,99 ± 0,03	20,00 ± 0,04	19,99 ± 0,05	19,99 ± 0,06
2	19,99 ± 0,02	19,99 ± 0,02	20,00 ± 0,02	20,01 ± 0,02	19,99 ± 0,02	20,00 ± 0,03
3	19,97 ± 0,08	19,97 ± 0,08	19,97 ± 0,07	19,97 ± 0,07	19,97 ± 0,06	19,97 ± 0,06
4	19,82 ± 0,29	19,82 ± 0,28	19,69 ± 0,37	19,80 ± 0,28	19,79 ± 0,30	19,80 ± 0,30

Com a análise dimensional apresentada, pode-se ter garantia que o ajuste entre o corpo e o contra-corpo é com folga, a qual apresentou valor aproximado de 0,1mm. Este valor está condizente com a proposta dimensional para o par tribológico conforme discutido nas seções 3.1, ainda que se tenham algumas exceções com diâmetro fora do especificado.

3.1.2.2 Dureza

O ensaio de micro dureza Vickers do aço inoxidável foi realizado em durômetro modelo M4C-025-G3M da marca EmcoTest. As amostras com dimensões de $\text{Ø}20 \times 10$ mm foram torneadas e tiveram acabamento com lixa 600. A carga utilizada foi de 10 kgf com tempo de aplicação da carga de dez segundos e identador piramidal.

Os valores, para cinco ensaios, são apresentados na Tabela 3.5. O valor médio da dureza foi de (234 ± 4) HV e está de acordo com o proposto pelo fornecedor, conforme apresentado no Anexo B.

Tabela 3.5 – Valores de dureza para o aço inoxidável AISI 304.

Amostra	Dureza [HV]
1	235
2	227
3	237
4	238
5	232
Média	234 ± 4

3.1.2.3 Análise topográfica

As análises topográficas do aço inoxidável foram realizadas no mesmo equipamento especificado na seção 3.1.1.3. Foram analisado um contra-corpo de cada nível de carga ensaiada, onde cada contra-corpo teve uma área de amostragem, posicionada na parte central do contato, e o perfil de rugosidade retirado no sentido axial da peça, conforme mostrado na Figura 3.9. Este procedimento foi realizado antes e após o ensaio de desgaste.

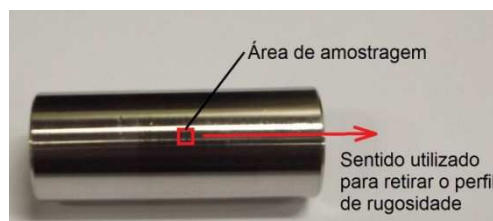


Figura 3.9 – Fotografia do contra-corpo com a posição da área de amostragem e sentido do perfil de rugosidade coletado.

3.1.2.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As análises por MEV das superfícies dos contra-corpos foram realizadas na UTFPR com equipamento marca Zeiss, modelo EVO-MA15. Os corpos cilíndricos de aço inoxidável foram analisados antes e após os ensaios de desgaste. Preparou-se um corpo de cada nível de carregamento normal. Para tanto, os corpos foram fixados em suporte de alumínio através de fita adesiva condutora, conforme apresentado na Figura 3.10. Entre as marcas feitas com caneta está a região

submetidas ao desgaste. Desta maneira, pôde-se analisar a superfície na condição inicial e após o ensaio de desgaste no mesmo momento.



Figura 3.10 – fotografia dos contra-corpos de aço inoxidável para análise por MEV.

3.1.2.5 Determinação da composição química do aço inoxidável

Para a determinação da composição química do aço inoxidável utilizou-se a espectroscopia de energia dispersiva de Raios-X (EDX: *Energy Dispersive X-ray*). Este procedimento foi realizado no microscópio eletrônico por varredura (cuja especificação é apresentada na seção 3.1.1.4), o qual conta com um detector apropriado. A técnica consiste em incidir um feixe de elétrons na amostra. Desta forma, são emitidos vários tipos de radiação pelos átomos componentes da amostra, inclusive os raios-X, os quais são usados na microanálise e utilizados para determinação química elementar de microrregiões. Para a determinação quantitativa, é necessária a utilização de padrões com concentrações conhecidas dos elementos a serem analisados.

A amostra de aço, com dimensões de $\text{Ø}30 \times 8 \text{mm}$, foi preparada por processo de torneamento e o acabamento da superfície foi obtido com lixa com granulometria 600. Na Figura 3.11 é apresentado um dos seis espectros obtidos com o procedimento. Podem-se visualizar os vários picos referentes aos elementos identificados. Os valores para os seis espectros, com as médias e os desvios para cada elemento detectado, são apresentados na Tabela 3.6. Devido ao procedimento, o carbono não é quantificável.

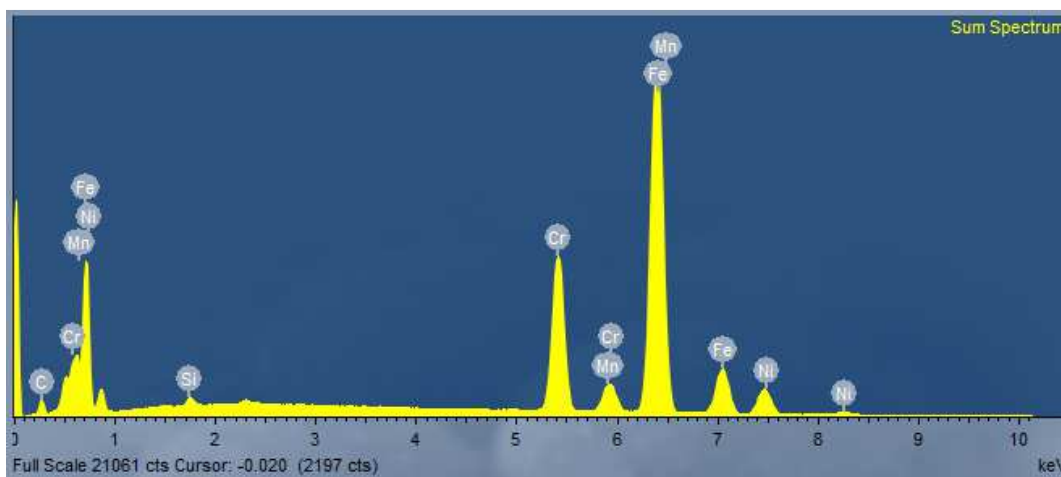


Figura 3.11 - Espectro 1 para a determinação da composição química do aço inoxidável.

Tabela 3.6 – Composição química (% de peso) obtida por EDX do aço inoxidável AISI 304.

Espectro	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	0,52	19,06	2,37	69,67	7,70	0,67
2	0,42	19,11	2,35	70,79	6,67	0,65
3	0,57	18,36	2,10	70,22	8,15	0,59
4	0,41	18,47	2,73	69,36	8,38	0,66
5	0,56	18,60	2,36	69,28	8,37	0,83
6	0,52	19,06	2,37	69,67	7,70	0,67
Média	0,50	18,72	2,38	69,86	7,85	0,68
Desvio Padrão	0,08	0,34	0,22	0,64	0,72	0,09

Os valores obtidos com o procedimento estão de acordo com as especificações do aço inoxidável AISI 304, cujos valores são apresentados na Tabela 3.7. Desta forma, o procedimento corrobora a caracterização do material.

Tabela 3.7 – Composição química em percentual de peso do aço inoxidável AISI 304.

Elemento	C	Cr	Mn	Fe	Ni
% em peso	0,08	19,0	2,0	66,4 (mín)	9,25

Fonte: Callister (2007).

3.1.2.6 Verificação das mudanças de estrutura cristalina do aço inoxidável

Para a detecção das fases presentes no aço inoxidável, antes e após o ensaio de desgaste, obteve-se difratogramas de raios-X. O equipamento utilizado foi o difratômetro de raios-X modelo XRD-7000 da marca Shimadzu. A tensão utilizada foi de 40 kV e a corrente de 30 mA. A varredura foi realizada de 30° a 90° com velocidade de 2°/min e a aquisição de dados a cada 0,02°.

Ambos os difratogramas foram obtidos após o ensaio devido à impossibilidade de se utilizar o contra-corpo nas dimensões de fabricação. O contra-corpo foi fresado para garantir alinhamento e permitir sua montagem no porta-amostra. As áreas analisadas foram na superfície cilíndrica externa, na região ensaiada, a qual ficou em contato com o corpo e, fora desta, na região não ensaiada, conforme apresentado na Figura 3.12.

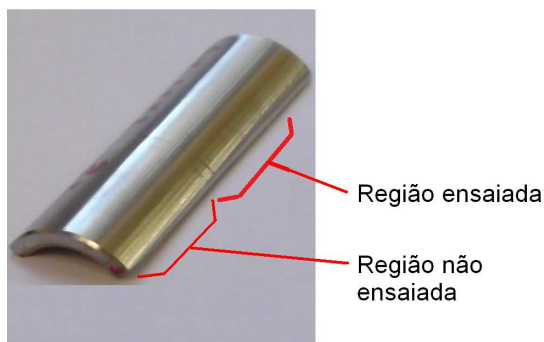


Figura 3.12 – Fotografia do contra-corpo fresado, o qual foi utilizado como amostra para obtenção dos difratogramas de raios-X.

3.2 Aparato

Os ensaios de desgaste foram realizados em uma máquina de atrito cinético (MAC), tipo mancal sobre eixo, desenvolvida no Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) da UTFPR, a qual pode ser visualizada na Figura 3.13.

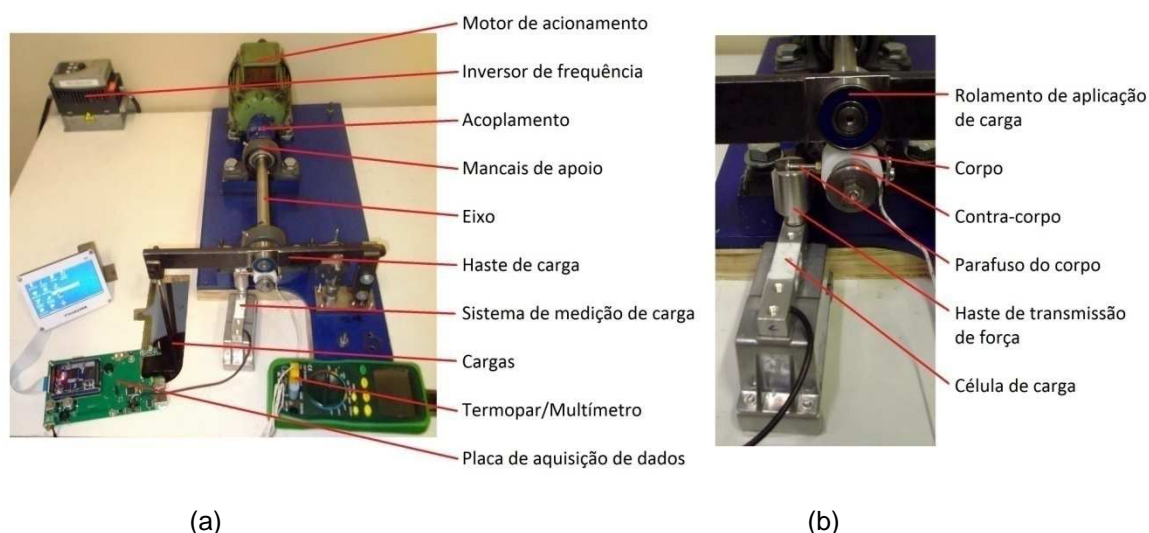


Figura 3.13 – Fotografias da máquina de atrito cinético tipo mancal sobre eixo: (a) visão geral (b) detalhe do sistema de medição da força transmitida à célula de carga, cujo dado é fundamental para obtenção do coeficiente de atrito cinético.

Em linhas gerais, o equipamento possui um eixo, apoiado em mancais, que é acoplado ao motor elétrico, cujo controle de rotação é feito por inversor de frequência. Na ponta do eixo é fixado o contra-corpo de forma cilíndrica. O corpo é, então, forçado contra o contra-corpo com força normal aplicada pelo rolamento fixado à haste de carga através de sistema de peso-morto. As cargas, em um total de quatro disponíveis, geram a força normal e são acrescentadas ao tirante da haste de carga, conforme mostrado na Figura 3.14.

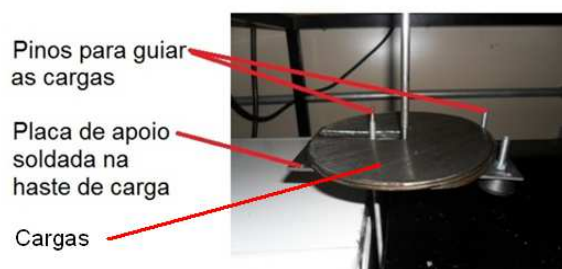


Figura 3.14 – Fotografia da MAC mostrando, em detalhe, o modo de aplicação de carga através de sistema de peso morto.

O corpo transmite, através do parafuso do corpo, a força de atrito cinética gerada na interface para a haste de transmissão de força, sendo, então, medida na célula de carga. Estes valores são utilizados para se determinar o coeficiente de atrito cinético do par tribológico. Em contraste com os ensaios normalizados de desgaste, como: pino sobre disco ou bloco sobre anel (YAMAGUCHI, 1990), o dispositivo utilizado permite simular condições muito próximas da aplicação real de mancais de deslizamento, condição que segundo Kashani *et al.* (2011) é interessante para uma investigação precisa do atrito e desgaste em sistema com polímeros. A Figura 3.15 mostra uma vista explodida da montagem do corpo e do contra-corpo no eixo da MAC.

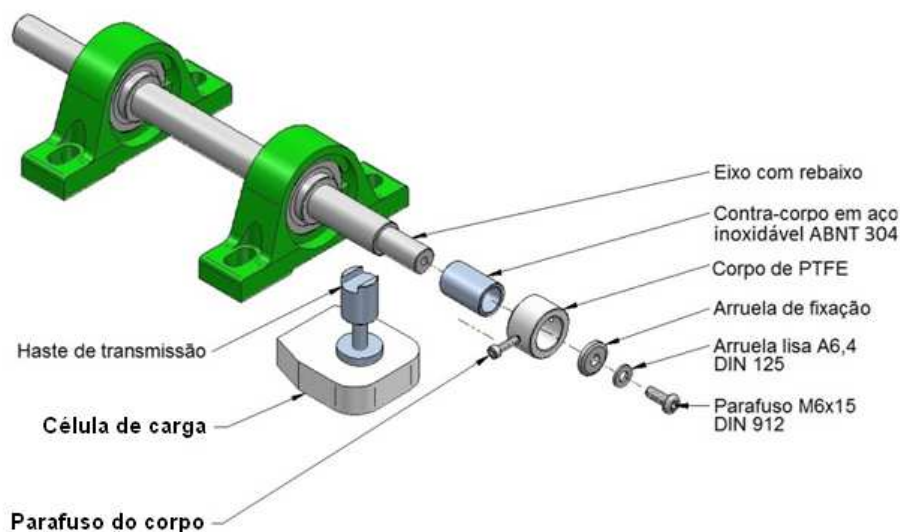


Figura 3.15 – Vista explodida da montagem do corpo e contra-corpo na MAC.

Durante os ensaios foram coletados, de modo automático, dados de temperatura no contato e da força transmitida à célula de carga. Para a medição da temperatura no contato foi utilizado um termopar e um multímetro conectado a um computador. O termopar usado foi da marca Minipa, modelo MTK-01, do tipo K, junção cromel-alumel. Este apresenta faixa de operação de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ até $204\text{ }^{\circ}\text{C}$, com incerteza de medição de $\pm 2,2\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Minipa, 2013). A junta quente do termopar foi inserida, seguindo recomendações de *ASM Handbook* volume 18 (1992), que indica a distância do termopar até o contato de 0,25 a 0,75 mm. Para tanto, foi acrescido ao corpo um furo de $\text{Ø}1,5\text{ mm}$ por 4,5 mm de profundidade, o qual permite que a junta a quente seja posicionada a 0,5mm do contato. Para fixar o termopar ao corpo utilizou-se uma placa metálica e dois parafusos. Os detalhes são mostrados na Figura 3.16(a). A Figura 3.16(b) mostra a montagem do termopar no corpo, com a junta quente deste inserida no furo. Nos ensaios, após a montagem do termopar, o furo foi preenchido com pasta térmica, para aumentar a condutibilidade térmica. A pasta térmica empregada foi um composto a base de prata da marca Microbon modelo TC-G10, que apresenta alto desempenho em condutibilidade de calor com condutividade térmica de $2,40\text{ W/mK}$ e temperatura de operação de $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $220\text{ }^{\circ}\text{C}$ (MICROBON, 2013). O multímetro utilizado foi o modelo ET-2076 da Minipa, com saída RS-232, cujo programa de aquisição de dados é disponibilizado pelo fabricante. A montagem proposta para a medição de temperatura resulta em um erro de leitura devido à parede, de 0,5 mm de PTFE até interface, a qual atua como isolante térmico, estas considerações são discutidas na seção 0.



Figura 3.16 - Detalhes do corpo com adaptação do termopar para medição da temperatura no contato: (a) vista em perspectiva com detalhes acrescentados (b) fotografia da montagem do termopar no corpo.

O sistema de medição de carga contou com uma célula de carga com *strain-gage* resistivo, com capacidade para 2 kg e resolução de 0,1g. Esta foi conectada a uma placa de aquisição de dados, a qual, segundo o fabricante Motonco (2013), é baseada na estrutura ARM, com as seguintes especificações: ARM 6410 533MHz, 256MB de Memória RAM e 2GB Flash memory. Os dados foram gravados em um *pendrive* conectado à saída USB. A taxa de aquisição de dados foi programada para um dado a cada cinco segundos. A interface, com tela *Touch Screen* de 4,3", utiliza SO Windows CE 6.5, resolução de 480x272 *pixels* e 16 milhões de cores. A lógica de aquisição de dados consiste em coletar 100 valores, filtrar e colocar em um *buffer* de nove posições, onde se apresenta a média destes nove valores na tela. A cada atualização se descarta o valor mais antigo dentro do *buffer* e se faz uma nova leitura. O processo é chamado de média móvel e desta maneira pode-se apresentar um valor mais estável e preciso da leitura. A calibração deste sistema foi realizada com massa padrão de $(200 \pm 0,05)$ g.

A seguir é apresentados, na seção 3.2.1 o modelamento do coeficiente de atrito cinético para o aparato.

3.2.1 Modelo de atrito cinético para as condições geométricas da MAC

Para se obter o coeficiente de atrito cinético, é fundamental realizar uma análise criteriosa dos esforços e da geometria da MAC. A Equação (28) (deduzida de modo completo, e detalhado, no Apêndice A, e rerepresentada aqui) foi utilizada para o cálculo do coeficiente de atrito cinético entre os pares tribológicos ensaiados na MAC.

$$\mu = f(m_B, m_c) = \frac{\frac{1}{R_2}(L_B m_B)}{\frac{L_c}{L_w} m_c + c_{mh} - m_B} \quad (28)$$

onde:

- c_{mh} : Força atribuída a massa do conjunto da haste de carga medido no ponto de aplicação da carga normal no corpo [g];
- L_B : Distância do centro do corpo até a célula de carga [m];
- L_c : Distância do centro de giro da haste de carga até o ponto da aplicação das cargas [mm];
- L_w : Distância do centro de giro da haste de carga até o ponto de aplicação da carga normal no corpo [mm];
- m_c : Massa das cargas acrescentadas à MAC [g];
- m_B : Força transmitida pelo parafuso do corpo, à haste de transmissão de força e, medida na célula de carga [g].

Ressalta-se que o coeficiente de atrito é somente função dos valores de massa das cargas acrescentadas ao tirante, m_c , e da força medida na célula de carga, m_B . Estes valores foram obtidos ao longo dos ensaios. As demais informações são referentes à geometria da MAC e encontram-se no Apêndice A.

3.3 Planejamento dos ensaios

Realizaram-se ensaios de longa duração, com 120 minutos, sem lubrificação, e em atmosfera não controlada. Os corpos de prova permaneceram 48 horas em dissecador com sílica gel antes de serem ensaiados. Os valores de temperatura e umidade relativa foram monitorados conforme descrito na seção 3.5. Os ensaios foram realizados em quatro níveis de força normal, proporcionadas pela configuração de cargas, m_c , as quais foram acrescentadas ao tirante da MAC e cujos valores são evidenciados na Tabela 3.8. Para cada nível foi determinado, através da Equação (55), a força normal F_N aplicada ao corpo. A seguir foram calculados os valores de: a , P_{max} e $P_{média}$, utilizando-se as Equações (14), (17) e (19), respectivamente.

Tabela 3.8 – Planejamento dos ensaios em quatro níveis de força normal.

Variáveis	Nível 1	Nível 2	Nível 3	Nível 4
Tempo [min]	120			
m_c [g]	701,23 ± 0,05	1807,80 ± 0,07	3091,94 ± 0,09	4044,56 ± 0,1
F_N [N]	41,5	69,3	101,6	125,5
a [mm]	1,79	2,32	2,80	3,12
P_{max} [MPa]	0,74	0,95	1,15	1,28
$P_{média}$ [MPa]	0,58	0,75	0,91	1,01
PV_{max} [MPa.m.s ⁻¹]	0,62			
$PV_{médio}$ [MPa.m.s ⁻¹]	0,49			
V [m/s]	0,84	0,65	0,54	0,48
n [rpm]	802,6	621,3	513,3	461,8
d [m]	6051	4680	3888	3456

Estabeleceu-se um parâmetro para a condição $PV_{média}$, [MPa.m.s⁻¹], que fornece uma melhor noção do quão severo, em média, foi a condição tribológica ensaiada para toda a superfície. Esta é definida como o produto da pressão média no contato, $P_{média}$, e a velocidade de deslizamento, V . A formulação é apresentada na Equação (29).

$$PV_{média} = P_{média} \cdot V \quad (29)$$

Ainda com o intuito de verificar a máxima condição PV imposta no ensaio, foi calculado a condição PV_{max} , [MPa.m.s⁻¹], conforme Equação (30). Isso é relevante, pois um valor excessivo, mesmo em uma região reduzida do contato, pode resultar em fusão localizada do material, conforme já discutido na seção 2.3.4. Diante disso, teve-se o cuidado de manter as condições PV impostas dentro da faixa de utilização do PTFE, conforme apresentado na seção 2.2.3.3. Para os ensaios manteve-se constante a máxima condição PV, a qual foi estabelecida arbitrariamente, como 0,62 MPa.m.s⁻¹.

$$PV_{max} = P_{max} \cdot V \quad (30)$$

Durante os ensaios foram coletados, a cada 5s, dados de temperatura de contato e de valores de m_B , os quais foram convertidos em coeficiente de atrito cinético, através da Equação (28). Teve-se a atenção de especificar o intervalo de tempo de aquisição dos dados, de modo a não ficar múltiplo dos valores determinados para a rotação do eixo da MAC, pois isso poderia dar periodicidade ao

ensaio, o qual poderia sofrer influência de circularidade ou batimento do corpo e contra-corpo. Para se determinar a rotação do eixo da MAC, n_o [rpm], aplicou-se a Equação (31). Por fim, na Tabela 3.8, apresentam-se a distância de deslizamento para cada nível de ensaio.

$$V = 2\pi R_1 n_o \quad (31)$$

3.4 Avaliação dos ensaios de desgaste

A avaliação dos ensaios de desgaste foi feita através da determinação do coeficiente de desgaste adimensional de Archard, conforme apresentado na Equação (6). A taxa de desgaste mássico média, do corpo e do contra-corpo, foram obtidos pela razão entre a perda de massa dos corpos de prova durante o ensaio e o tempo de duração do ensaio. A relação é apresentada na Equação (32).

$$\dot{m} = \frac{\Delta m}{t} \quad (32)$$

onde:

\dot{m} : Taxa de desgaste mássico média [g/h];

Δm : Perda de massa do corpo de prova durante o ensaio [g];

t : Tempo de ensaio [hora].

A perda de massa foi obtida através de pesagem dos corpos de prova, antes e após cada ensaio, em balança eletrônica de precisão, modelo JH 2102, do fabricante Bioprecisa, cuja faixa de operação é de 0 a 2200 g e apresenta precisão de 0,01 g. O tempo foi controlado pelo sistema de aquisição de dados de temperatura que estava conectado ao computador.

3.5 Atmosfera do laboratório

A atmosfera do laboratório não foi controlada, mas os valores de temperatura e umidade relativa foram monitorados. Os instrumentos utilizados foram um termômetro e um higrômetro analógicos, ambos da marca Fischer. A faixa de leitura do termômetro é -35 a 55°C, com precisão de 1°C. O higrômetro tem faixa de 0 a 100%, com precisão de 1%.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo é apresentado um estudo do comportamento tribológico do PTFE em deslizamento, sem lubrificação, contra o aço inoxidável AISI 304. Os dados, para a discussão, foram obtidos através de ensaios de deslizamento do tipo mancal sobre eixo, com duração de 120 minutos, cujo planejamento foi descrito, em detalhes, na seção 3.3.

Realizaram-se, também, ensaios de curta duração (3 minutos). Os resultados obtidos e as discussões foram apresentados no I Congresso de Tecnologias, Engenharias e Ciências Exatas – I CONTECE (2013) com o título: “Influência da Carga Normal e da Velocidade de Deslizamento no Coeficiente de Atrito Cinético e no Desgaste do Par Polietrafluoretileno (PTFE) Versus Aço Inoxidável”. Apresenta-se no Apêndice B um resumo destas informações.

4.1 Atmosfera do Laboratório

A atmosfera do laboratório foi monitorado e os valores médios da temperatura e da umidade relativa são apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Valores de temperatura e umidade relativa do laboratório.

Nível	Temperatura [°C]	Umidade relativa [%]
1	22,6 ± 2,6	79 ± 5
2	21,4 ± 2,3	86 ± 3
3	20,1 ± 2,0	71 ± 8
4	20,6 ± 2,2	74 ± 4

Através de um teste de significância para a verificação da igualdade entre as médias da temperatura do laboratório, constatou-se, com 95% de confiança, que elas são iguais. Esta informação é relevante, pois como se avaliou os valores da temperatura no contato, pode-se afirmar que os valores da temperatura do laboratório, apesar de não controlada, não deve ter influenciado os resultados obtidos.

Contudo, os valores da umidade relativa apresentaram diferença entre os níveis, com o maior valor para o segundo. De acordo com dados obtidos por Krick *et al.* (2012), a umidade relativa tem pouca influência no valor do coeficiente de atrito cinético para o PTFE mesmo com grandes variações de umidade relativa e

praticamente nenhuma influência sobre o coeficiente de desgaste adimensional. O PTFE segundo YAMAGUCHI (1990) tem comportamento estável devido a sua baixa absorção de água. E ainda, resultados de Silva *et al.* (1999), mostraram que a variação da umidade relativa, para testes com HDPE com ensaio do tipo pino sobre disco, não são significativos para o coeficiente de atrito cinético para condições PV a partir de $0,085 \text{ MPa.m.s}^{-1}$, valor este que é uma ordem de grandeza menor que o aplicado nos ensaios deste trabalho. Diante disto, supõe-se que os valores do coeficiente de atrito cinético não devem ter sido influenciados de modo significativo pela variação, de 15%, da umidade relativa.

4.2 Coeficiente de atrito cinético

Os valores do coeficiente de atrito cinético em função do tempo para os quatro níveis de carga e velocidade de deslizamento (mantendo a condição PV constante) são apresentados na Figura 4.1.

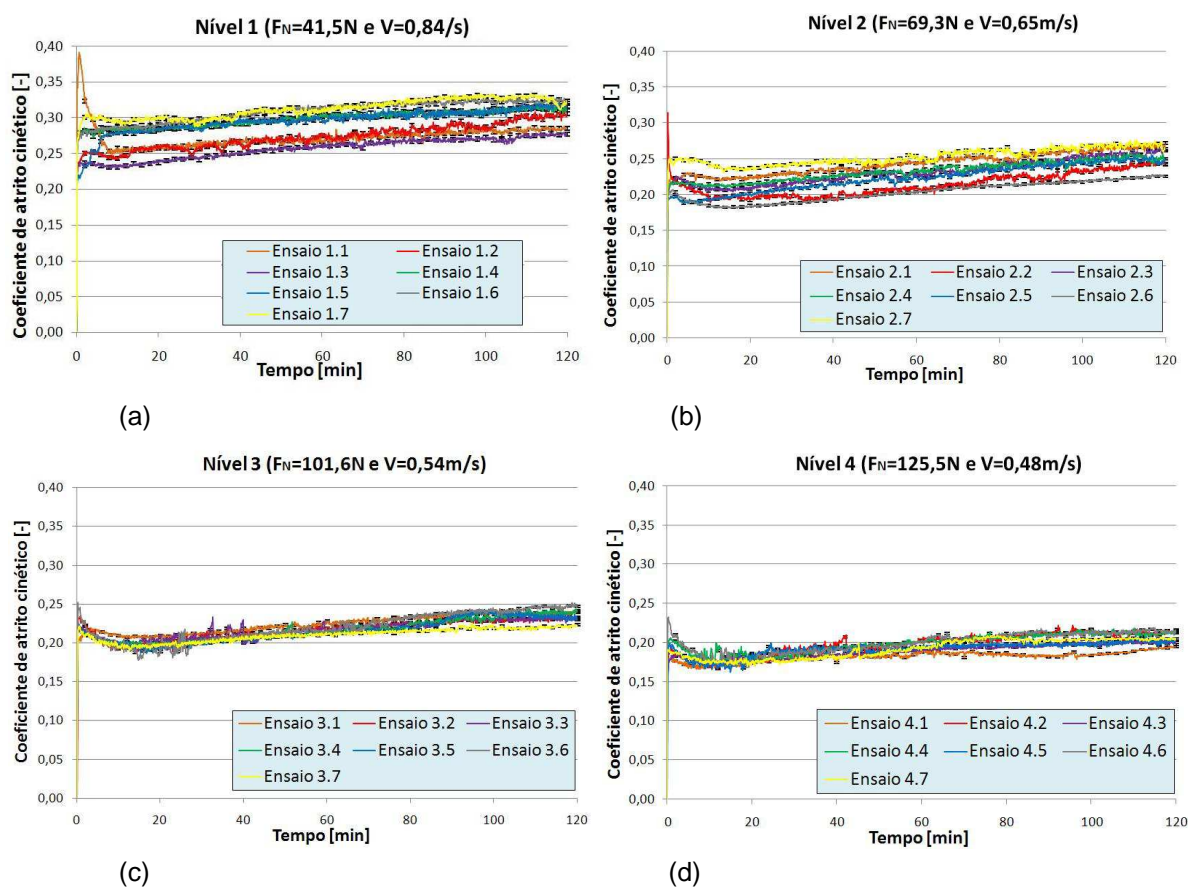


Figura 4.1 - Dados do coeficiente de atrito cinético em função do tempo para ensaios com quatro níveis de força normal e velocidade de deslizamento e com condição $PV_{\text{médio}} = 0,46 \text{ MPa.m.s}^{-1}$ constante: (a) 1º nível (b) 2º nível (c) 3º nível (d) 4º nível.

Pode-se notar a diminuição da dispersão das curvas com o aumento da força normal aplicada e a diminuição da velocidade de deslizamento. Supõe-se que isto se deve a uma condição intrínseca da MAC, que apresentou menores níveis de vibração para cargas maiores, e menores velocidades, resultando assim, em uma menor dispersão de dados.

Após os dez minutos iniciais de ensaio percebe-se, de modo típico, uma tendência de aumento do coeficiente de atrito cinético em relação ao tempo. Este período pode ser classificado, conforme Blau (1996), como período de transição. Supõem-se que esta transição esteja relacionada com o aumento da área nominal de contato (vide seção 4.4.1) e a elevação da temperatura (vide seção 0).

Para efeito de análise dos valores de coeficiente de atrito cinético, busca-se estabelecer qual o início do período de estabilização para, então, obter-se as médias e os desvios-padrão que podem ser utilizados para comparações e análises (BLAU, 1996). Com este intuito, realizaram-se testes de significância para a verificação da igualdade entre as médias dos coeficientes de atrito cinético no final de cada ensaio. O procedimento foi comparar as médias dos últimos 20 e 30 minutos com a média dos últimos 10 minutos de cada ensaio. Constatou-se, com 95% de confiança, que somente os ensaios 3 e 5 do 1º nível, 2 e 6 do 2º nível, 6 do 3º nível e o 1 do 4º nível não alcançaram a estabilização nos últimos 30 minutos de ensaio. Pode-se, verificar esta afirmação com auxílio da Figura 4.2. Contudo, as inferências mostraram, com 95% de confiança, que todos os ensaios alcançaram a estabilização nos últimos 20 minutos de ensaio. Deste modo, considerou-se que o período de estabilização iniciou após 100 minutos de ensaio. Na Figura 4.3 apresenta-se uma representação esquemática típica do comportamento do coeficiente de atrito cinético em função do tempo para os ensaios realizados. Diante do exposto, os valores médios para o coeficiente de atrito cinético dos últimos vinte minutos de ensaio foram calculados e são apresentados na Tabela 4.2.

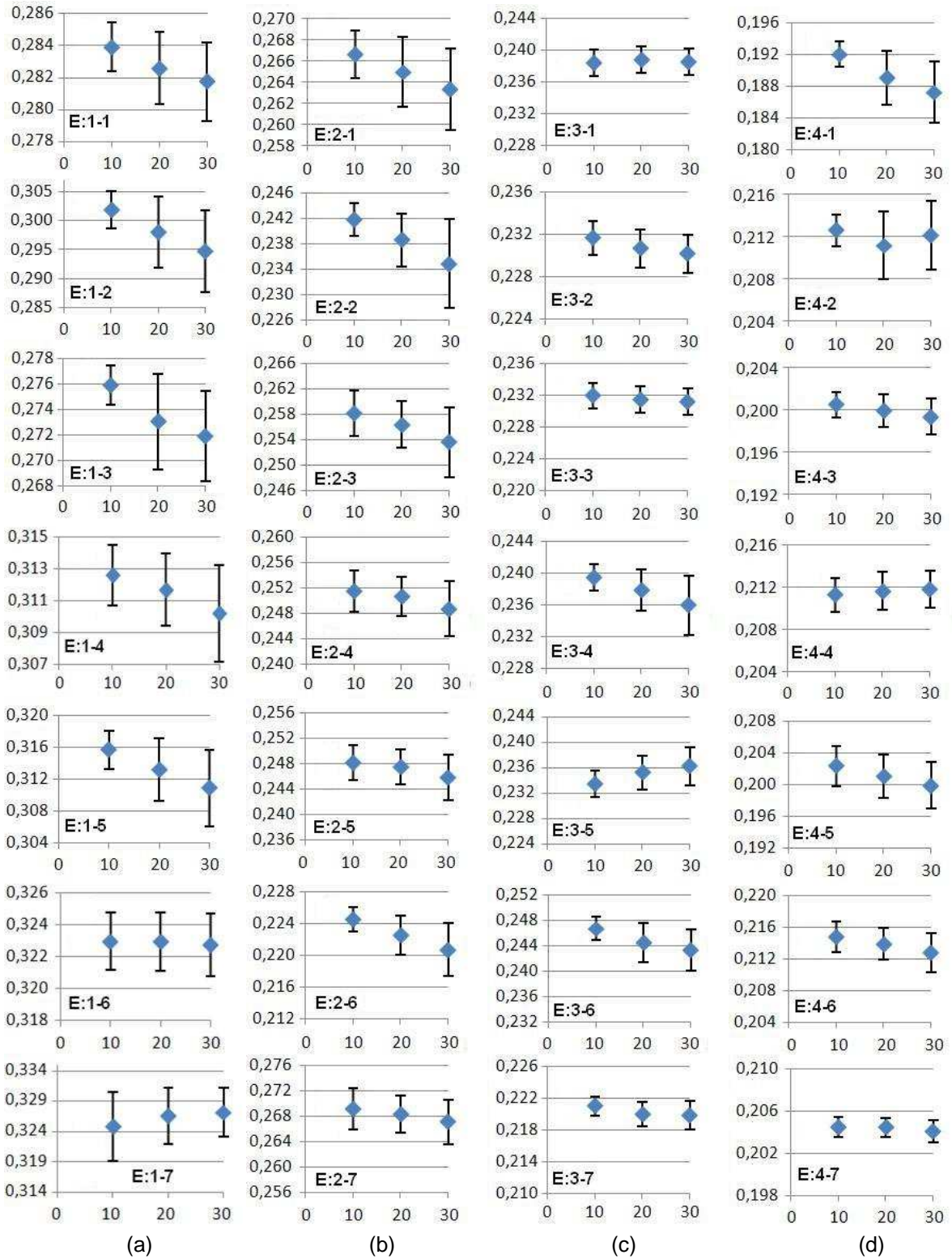


Figura 4.2 – Médias e desvios-padrão do coeficiente de atrito cinético em função dos últimos minutos de ensaio: (a) 1º nível (b) 2º nível (c) 3º nível (d) 4º nível.

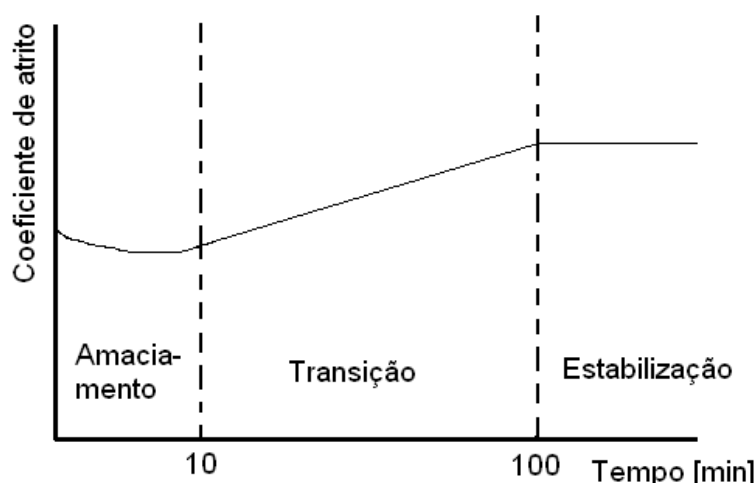


Figura 4.3 – Representação esquemática típica do comportamento do coeficiente de atrito cinético em função do tempo.

Tabela 4.2 - Valores médios do coeficiente de atrito cinético, para os quatro níveis de força normal, considerando somente os últimos vinte minutos de ensaio.

Ensaio	Nível 01 [-]	Nível 02 [-]	Nível 03 [-]	Nível 04 [-]
1	0,282 ± 0,0023	0,268 ± 0,003	0,239 ± 0,0017	0,189 ± 0,003
2	0,298 ± 0,006	0,237 ± 0,004	0,234 ± 0,0019	0,209 ± 0,003
3	0,273 ± 0,004	0,256 ± 0,004	0,232 ± 0,0016	0,199 ± 0,0015
4	0,310 ± 0,0023	0,253 ± 0,003	0,240 ± 0,003	0,212 ± 0,008
5	0,310 ± 0,004	0,244 ± 0,003	0,235 ± 0,003	0,201 ± 0,003
6	0,3261 ± 0,0018	0,2225 ± 0,0025	0,2445 ± 0,0031	0,2139 ± 0,0020
7	0,3309 ± 0,0047	0,2666 ± 0,0029	0,2179 ± 0,0016	0,2031 ± 0,0009
Média	0,304 ± 0,020	0,250 ± 0,015	0,235 ± 0,008	0,204 ± 0,008

Os valores do coeficiente de atrito cinético decrescem com o aumento da força normal. Como as superfícies dos materiais ensaiados são relativamente "pouco" rugosas e as cargas normais significativas, utilizou-se o modelo de atrito de Archard (1957) que propõem que a interação entre as superfícies segue comportamento como um contato de uma única aspereza, assim o coeficiente de atrito cinético segue a relação apresentada na Equação (7), com um valor de expoente de 0,33, em módulo (ARCHARD, 1957). Ajustaram-se curvas através do método dos mínimos quadrados e determinaram-se os coeficientes a_1 e a_2 , conforme Equação (33). Os resultados são apresentados na Figura 4.4.

$$\mu = a_1 F_N^{a_2} \tag{33}$$

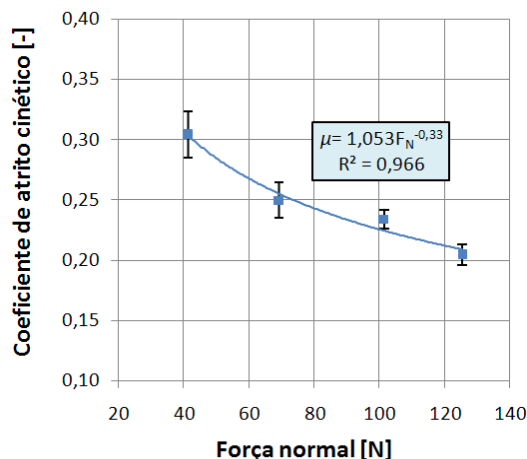


Figura 4.4 - Valores médios para o coeficiente de atrito cinético para os quatro níveis de força normal, considerando somente os últimos 20 minutos de ensaio.

A curva ajustada teve representatividade de 96,6%, conforme valor do coeficiente de determinação. E o parâmetro a_2 da Equação (33) apresentou valor de -0,33, o qual está condizente com o proposto por Archard (1957). Deste modo, pode-se concluir que os ensaios realizados obedecem, com excelente aproximação, ao modelo de atrito proposto quando o sistema já se encontra estabilizado.

4.3 Temperatura no contato

Os valores de temperatura no contato, para os quatro níveis, são apresentados na Figura 4.5. Pode-se verificar que a temperatura se estabilizou após alguns minutos de ensaio e apresentou comportamento similar à Figura 2.33.

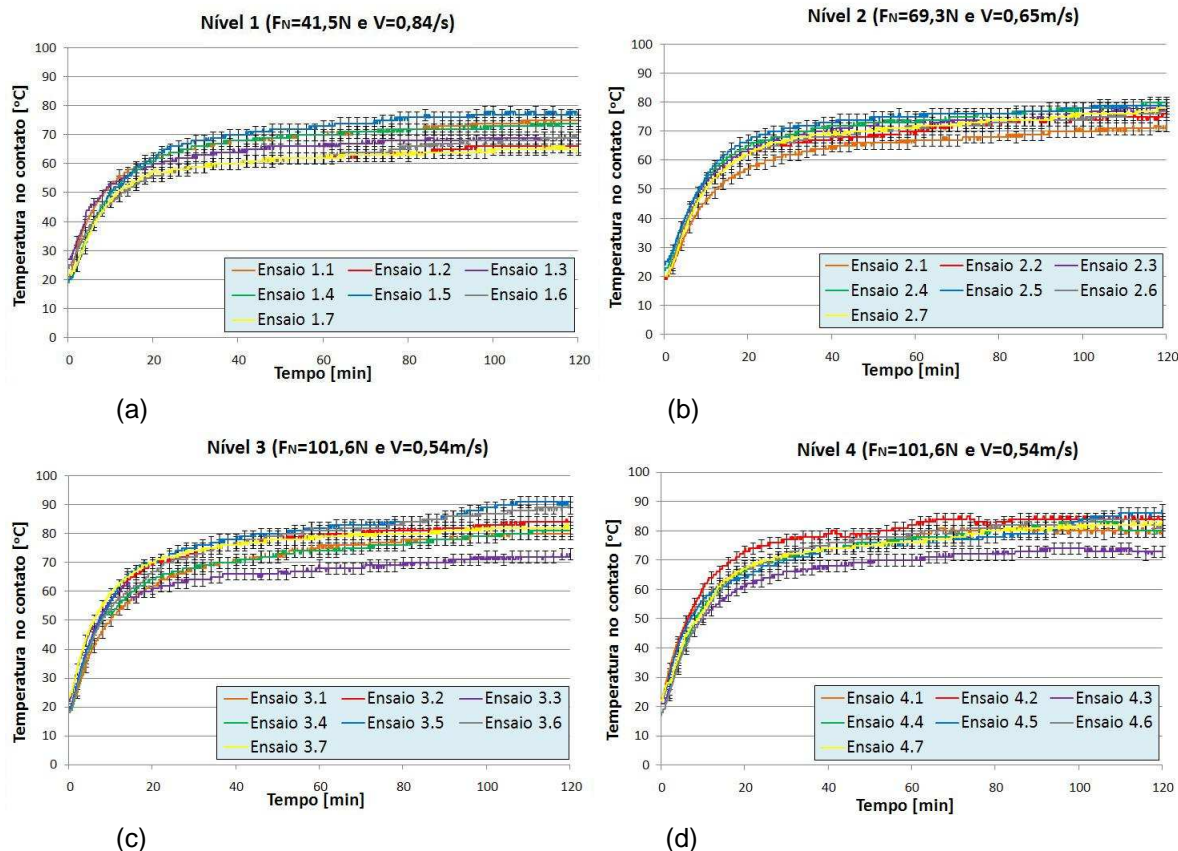


Figura 4.5 - Dados da temperatura no contato em função do tempo para ensaios com quatro níveis de força normal e velocidade de deslizamento e condição $PV_{\text{médio}} = 0,46 \text{ MPa.m.s}^{-1}$ constante: (a) 1º nível (b) 2º nível (c) 3º nível (d) 4º nível.

Esta condição é explicada por Yamaguchi (1990), que propõe que para cada condição PV imposta a determinado par tribológico, por um tempo razoável, deve implicar em um aumento da temperatura de contato até um patamar de estabilização. A temperatura de estabilização seria, então, função da condição PV aplicada. Conforme verificado na seção 3.2, a temperatura medida tem um erro atribuído ao posicionamento da junta quente que ficou separada do contato por uma espessura de PTFE de 0,5 mm, fazendo com que os valores medidos fossem menores que o efetivo valor de temperatura no contato. Contudo, durante os ensaios, estes valores ficaram muito abaixo do ponto de fusão do PTFE (de 327 °C), assim, entende-se que o erro não deve ser significativo para as discussões. Para avaliar-se a estabilização da temperatura no contato, para cada nível de carregamento normal ensaiado, são apresentados, na Tabela 4.3, os valores médios para os últimos 20 minutos de ensaio. Observa-se que os valores médios estão dentro de uma faixa pequena de variação de 11 °C. Através de um teste de significância para a verificação da igualdade entre as médias apresentadas,

constatou-se, com 95% de confiança, que somente o nível 3 e 4 tiveram temperatura estatisticamente iguais.

Tabela 4.3 - Valores médios para a temperatura no contato, para os quatro níveis de força normal, considerando somente os últimos 20 minutos de ensaio.

Ensaio	Nível 01 [°C]	Nível 02 [°C]	Nível 03 [°C]	Nível 04 [°C]
1	74,6 ± 0,5	70,8 ± 0,6	79,9 ± 0,3	80,0 ± 0,5
2	66,0 ± 0,3	74,8 ± 0,6	83,6 ± 0,5	84,2 ± 0,4
3	68,9 ± 0,3	77,3 ± 0,7	71,8 ± 0,4	73,2 ± 0,5
4	73,4 ± 0,5	78,8 ± 0,8	80,3 ± 0,7	81,4 ± 1,4
5	77,3 ± 0,5	78,8 ± 0,4	90,5 ± 0,7	85,3 ± 0,8
6	68,5 ± 0,6	75,7 ± 0,8	88,1 ± 0,8	83,1 ± 1,0
7	65,1 ± 0,3	76,5 ± 0,7	82,0 ± 0,2	82,0 ± 0,4
Média	71 ± 4	76 ± 3	82 ± 6	81 ± 4

Buscando um modelo para explicar o comportamento da temperatura no contato, fez-se as seguintes hipóteses para a utilização da Equação (11), proposta por Bhushan (2002):

- A condição PV é constante para todos os níveis de ensaio. Esta hipótese está consonante com o planejamento dos ensaios apresentado na Tabela 3.8;
- A taxa de energia dissipada mantém relação de proporção com a temperatura no contato, considerando que as trocas térmicas foram as mesmas para todos os quatro níveis ensaiados. Uma informação que corrobora esta hipótese é que as condições da atmosfera no laboratório durante os ensaios tiveram temperaturas médias estatisticamente iguais, e a amplitude de variação da umidade relativa foi pequena, conforme discussão apresentada na seção 3.5;
- A área real de contato é uma pequena fração, constante para os quatro níveis de ensaio, da área de contato nominal inicial, sendo esta proporcional a $F_N^{0,5}$ conforme Equação (18);
- A proporção do aumento da área real de contato causado pela diminuição do módulo de elasticidade, como consequência da elevação da temperatura, é igual para todos os níveis. Esta hipótese considera

que a pequena variação de temperatura entre os níveis não são significativas para a alteração do módulo de elasticidade;

- A proporção do aumento da área de contato real devido à redução dos parâmetros de rugosidade do PTFE (conforme apresentado na seção 4.4.4) foram constantes para todos os níveis, seguindo comportamento apresentado na Figura 2.4.

Com estas hipóteses, a Equação (11) pode ser reescrita conforme a Equação (34) em forma de proporcionalidade, com a omissão das constantes.

$$T \propto \mu F_N^{0,5} \quad (34)$$

Deste modo, e para facilitar a análise, pode-se afirmar, conforme proposto na Equação (35), que a razão entre a temperatura no contato e o produto do coeficiente de atrito e da raiz quadrada da força normal deve permanecer constante para todos os níveis de carga normal ensaiados.

$$\frac{T}{\mu F_N^{0,5}} \propto \text{constante} \quad (35)$$

Os valores para o termo da Equação (35), para cada nível de carregamento normal, são apresentados na Figura 4.6. Através de um teste de significância para a verificação da igualdade entre as médias apresentadas, constatou-se, com 95% de confiança, que elas são iguais. Deste modo, pode-se concluir que a temperatura no contato mantém proporção com o coeficiente de atrito cinético e a raiz quadrada da força normal aplicada.

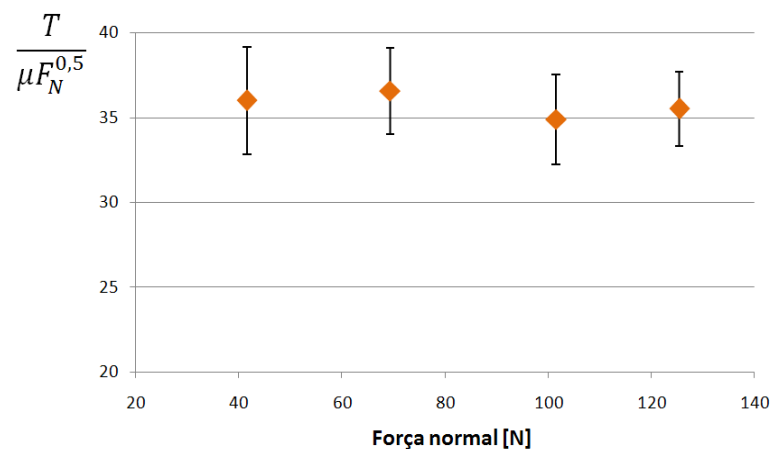


Figura 4.6 – Verificação do modelo de Bhushan (2002) com valores dos termos da Equação (35) em função do carregamento normal.

4.4 Desgaste

Nesta seção são apresentados dados para a quantificação do desgaste, como: a variação da área nominal durante os ensaios, a taxa de desgaste mássico e volumétrico e o coeficiente de desgaste adimensional de Archard. Inclui-se, nesta discussão, a identificação dos mecanismos de desgaste que operaram durante o deslizamento e os seus efeitos nas topografias das superfícies de contato do par tribológico, com a descrição e análise dos produtos do desgaste, e, por fim, um apontamento das alterações impostas nas propriedades dos materiais.

4.4.1 Variação da área nominal durante os ensaios

Com o ensaio de desgaste, houve a alteração do contato de não conforme para conforme, resultando no aumento da área nominal de contato, devido à perda de massa do PTFE. Para facilitar a discussão, são apresentados, na Figura 4.7, os valores da largura da região de contato ($2a$), cuja definição foi apresentada na Figura 2.59, antes e após os ensaios.

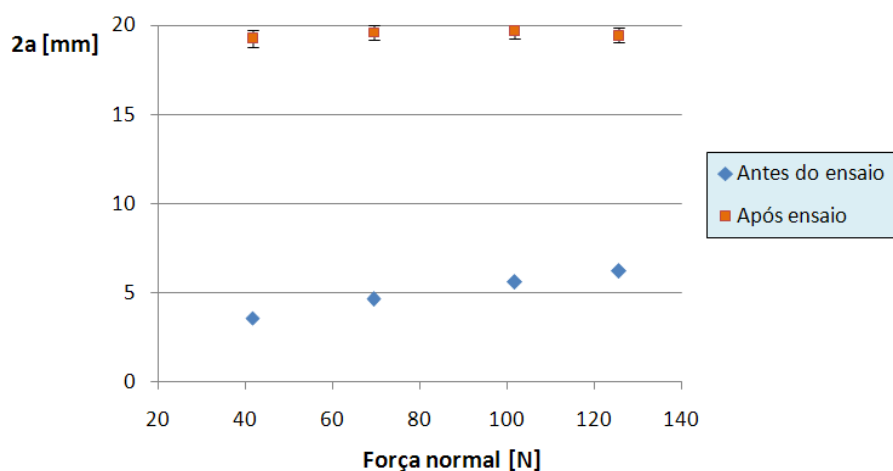


Figura 4.7 – Variação da largura da região de contato para os quatro níveis de força normal antes e após ensaios.

Os valores de a foram previamente apresentados na Tabela 3.8 e os valores finais de $2a$ foram medidos após ensaios, sendo então apresentados as médias e os desvios-padrão. Nota-se que houve o aumento da largura de contato, para todos os quatro níveis de carga normal, para valores próximos de 20 mm que é praticamente o diâmetro do corpo de PTFE de 20,1 mm, e a condição de máxima área de contato nominal para o sistema tribológico.

4.4.2 Taxa de desgaste mássico média

Um dos modos de quantificar o desgaste do par tribológico é através da taxa de perda mássica média para cada material. Os valores das taxas de desgaste mássico do aço inoxidável não foram significativos para a balança utilizada, que contava com precisão de 0,01g. Já os valores para o PTFE são apresentados na Tabela 4.4, enfatiza-se que estes valores foram medidos após a finalização dos ensaios, o que reflete, então, as taxas de desgaste mássico médias para os ensaios. Através de um teste de significância para a verificação da igualdade entre as médias dos desgastes mássicos, constatou-se, com 95% de confiança, que as seguintes médias, relacionadas aos níveis de força normal, são estatisticamente iguais: (1 e 2), (2 e 3) e (3 e 4).

Tabela 4.4 - Valores de taxa de desgaste mássico média dos ensaios com duração de 120 minutos.

Nível	Taxa de desgaste mássico média [g/h]	Força normal [N]	Velocidade de deslizamento [m/s]
1	0,22 ± 0,04	41,5	0,84
2	0,26 ± 0,05	69,3	0,65
3	0,30 ± 0,05	101,6	0,54
4	0,32 ± 0,05	125,5	0,48

Diante do exposto, pode-se constatar que houve crescimento do valor médio da taxa de desgaste com o incremento do carregamento normal e que a igualdade estatística entre as médias, conforme apresentado, mostra somente que o aumento de força normal não foi grande o suficiente, de um nível para o subsequente, para permitir um afastamento maior entre os valores das médias. Conforme esperado, a perda de massa restringiu-se ao material polimérico, pois, como visto na seção 2.2.2.1, devido à grande diferença entre os módulos de elasticidade dos materiais, as deformações restringem-se, praticamente, ao polímero, o que resulta em um maior dano à superfície e perda de massa deste por desgaste.

Segundo Bhushan (2002), a condição PV influencia o desgaste mássico, conforme apresentado na Equação (10). Utilizando as mesmas hipóteses propostas na seção 0, deduz-se que a taxa de desgaste mássico deve manter proporcionalidade com a $F_N^{0,5}$. Para avaliar esta hipótese é apresentado na Figura 4.8 o comportamento do desgaste mássico em função da $F_N^{0,5}$. A linha de tendência

traçada apresentou 99,6% de representatividade com modelo proposto. Ainda, no intuito de melhor avaliar a relação entre as duas variáveis, determinou-se o coeficiente de correlação entre elas, o que resultou em um valor de **0,998**. Deste modo, pode-se concluir que as variáveis são positivamente, e fortemente, correlacionadas. Ou seja, houve proporcionalidade entre a taxa de desgaste mássico e a $F_N^{0,5}$.

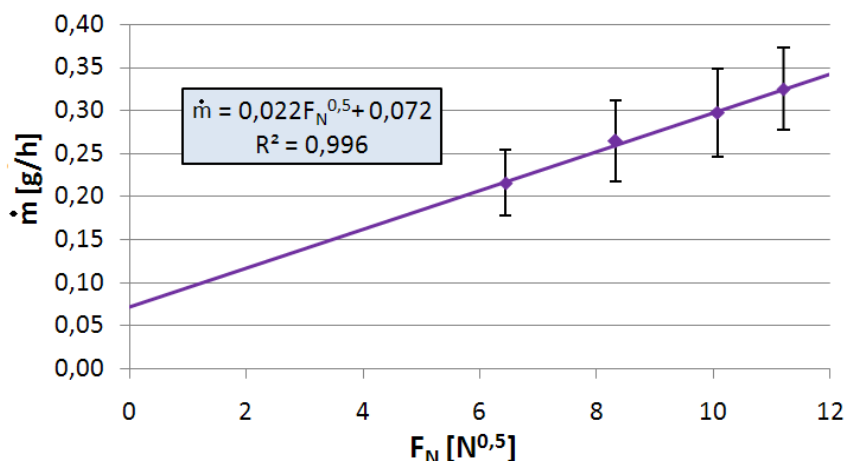


Figura 4.8 – Relação entre a taxa de desgaste mássico e $F_N^{0,5}$ para os quatro níveis de força normal.

A perda de massa imposta pelo ensaio de desgaste, com duração de 120 min, independente do nível de carga normal, não foi maior que 1 g do total de massa do corpo de aproximadamente 18 g. Todavia, houve crescimento significativo da área de contato nominal, conforme apresentado na seção 4.4.1 e mostrado em detalhe na Figura 4.9.

Apesar do coeficiente de atrito cinético e temperatura terem estabilizado nos últimos vinte minutos de ensaio (seção 4.2 e 0, respectivamente), surpreendentemente o dano causado aos corpos já seriam suficientes para a sua inutilização em uma aplicação real de mancal de deslizamento. Ressalta-se que a condição PV imposta estava dentro da faixa de utilização do PTFE. Deste modo, é recomendado considerar a aplicação deste material, como mancal de deslizamento, com níveis menores para a condição PV, resultando em uma vida útil maior ou, ainda, em aplicações em que não haja a necessidade de movimento relativo contínuo das peças.



(a)

(b)

Figura 4.9 – Fotografia do corpo de prova após ensaio de desgaste: (a) primeiro nível de carregamento normal (b) quarto nível de carregamento normal.

4.4.3 Taxa de desgaste volumétrico média e coeficiente adimensional de Archard

O desgaste também pode ser avaliado quantitativamente, a exemplo da taxa de desgaste mássico (discutida na seção 4.4.2), com a taxa de desgaste volumétrico e o coeficiente de desgaste de Archard, os quais são apresentados nesta seção.

Os valores das taxas de desgaste volumétrico pelo deslizamento, são apresentados, em função do carregamento normal, na Figura 4.10. Os valores são estatisticamente distintos, com 95% de confiança, e apresentam crescimento com o incremento do carregamento normal. O resultado obtido é coerente com a expectativa de que a perda volumétrica de material por distância de deslizamento seja maior, quanto maior for o valor do carregamento normal aplicado.

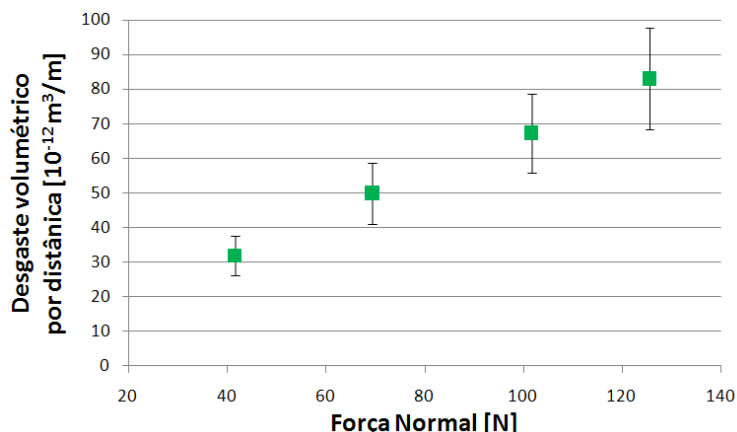


Figura 4.10 – Desgaste volumétrico por distância do PTFE em função do carregamento normal.

Os valores dos coeficientes de desgaste adimensionais de Archard, obtidos com a Equação (6), são apresentados na Figura 4.11. O valor utilizado para a dureza do PTFE foi de $40,3 \text{ N/mm}^2$, conforme resultado apresentado na seção 3.1.1.2. Com um teste de significância para a verificação da igualdade entre as médias apresentadas, constatou-se, com 95% de confiança, que elas são iguais. Isso leva a conclusão que independente da variação do carregamento normal e da velocidade de deslizamento entre os quatro níveis, o coeficiente de desgaste adimensional se mantém constante, ainda que os valores da taxa de desgaste mássico e o desgaste volumétrico por distância de deslizamento sejam distintos para cada nível.

Segundo Archard e Hirst (1956), cada material tem um coeficiente de desgaste adimensional característico e, para o PTFE, em deslizamento sem lubrificação contra aço, deve ser de $2,5 \cdot 10^{-5}$, valor que é apresentado como uma linha horizontal vermelha na Figura 4.11. Comparando-se esta informação com os valores obtidos com os ensaios se verifica uma excelente aproximação, condição que evidencia a correta avaliação do ensaio de desgaste.

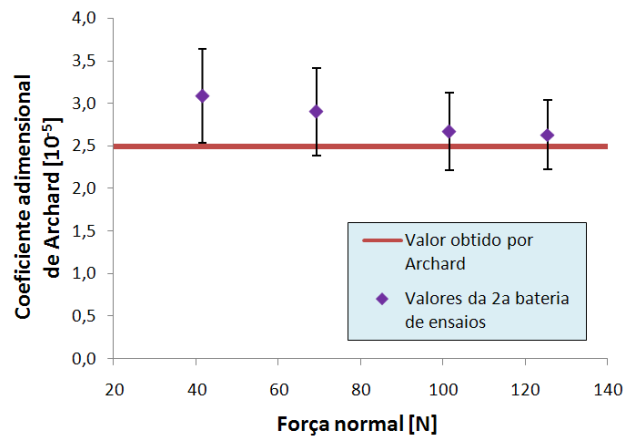


Figura 4.11 – Coeficiente de desgaste adimensional de Archard em função do carregamento normal.

Ressalta-se, ainda, que os ensaios de Archard (1953) são do tipo pino sobre anel (conforme esquema da Figura 4.12) e os ensaios deste trabalho são do tipo mancal sobre eixo, conforme apresentado na Figura 3.13. Deste modo, enfatiza-se que o coeficiente de desgaste adimensional não sofreu influência da geometria do par tribológico e do tipo de ensaio.

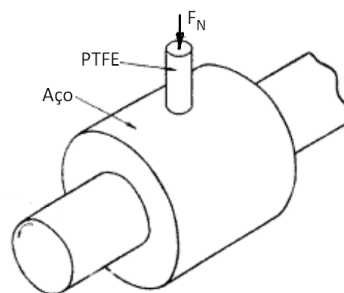


Figura 4.12 – Esquema dos ensaios de Archard para determinação do coeficiente de desgaste adimensional para o PTFE em deslizamento sem lubrificação contra aço.

Fonte: Adaptado de Archard (1953).

Encontram-se muitos valores do coeficiente adimensional e dimensional de Archard na literatura. Acrescenta-se para comparação dos valores obtidos o resultado encontrado por Liu *et al.* (2012) com $2,0 \cdot 10^{-5}$ para o coeficiente adimensional de Archard do PTFE em deslizamento sem lubrificação em ensaio tipo esfera sobre plano com movimento alternante.

4.4.4 Alterações de topografia das superfícies submetidas ao desgaste

A análise das alterações de topografia impostas pelo ensaio de desgaste é imprescindível para a discussão do desgaste e identificação dos mecanismos que operaram durante os ensaios. A seguir é apresentado uma discussão das alterações topográficas sofridas pelos contra-corpos de aço inoxidável e os corpos de PTFE, respectivamente. Finaliza-se com a identificação, e descrição, das etapas para a formação dos produtos do desgaste e a análise destes.

4.4.4.1 Aço inoxidável

As topografias das superfícies do aço inoxidável, obtidas por interferometria de luz branca (IDLB), em vista superior e em 3D, antes do ensaio de desgaste, são apresentadas na Figura 4.13. Pode-se notar a presença de uma ondulação na superfície, a qual foi proveniente do processo de torneamento. Estas características, típicas para todas as superfícies dos contra-corpos analisados, foram impostas pelo processo de torneamento com os mesmos parâmetros de usinagem.

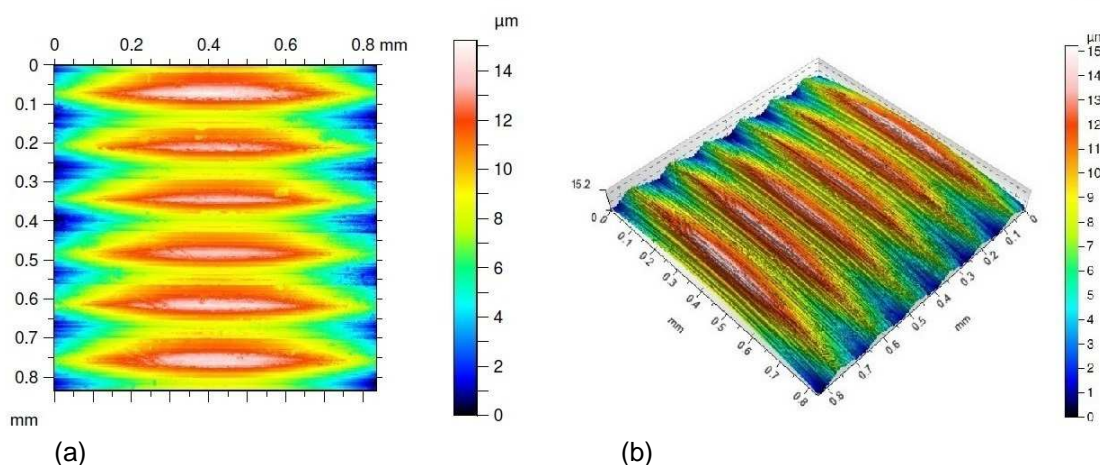


Figura 4.13 – Topografias típicas do aço inoxidável, obtidas por IDLB, antes do ensaio de desgaste: (a) em vista superior (b) em 3D.

Para uma melhor avaliação da ondulação é apresentado na Figura 4.14 o perfil de rugosidade típico, sem a aplicação de filtros, do aço inoxidável antes do ensaio de desgaste. Nota-se que a distância entre os picos é periódica e tem valor de aproximadamente 0,14mm.

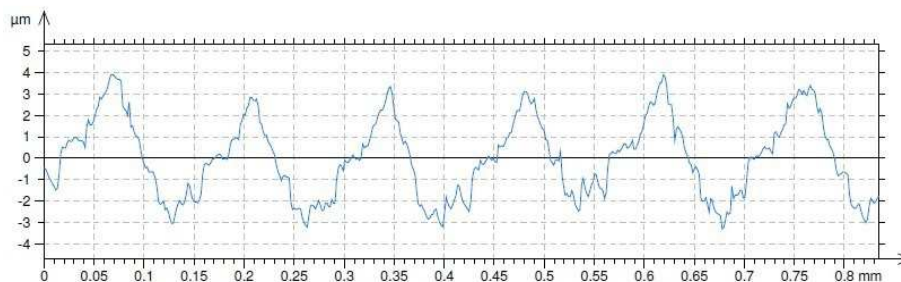


Figura 4.14 – Perfil de rugosidade típico do aço inoxidável, obtido por IDLB, antes do ensaio.

A Figura 4.15 apresenta imagens obtidas por MEV da superfície do aço inoxidável antes do ensaio. Observa-se que há um padrão para a textura da rugosidade e através de uma ferramenta de medição disponível no microscópio eletrônico por varredura, obteve-se um valor de 0,143 mm para a distância entre os picos, a qual é representada pelas linhas brancas horizontais da Figura 4.15(b). O valor está coerente com a Figura 4.14.

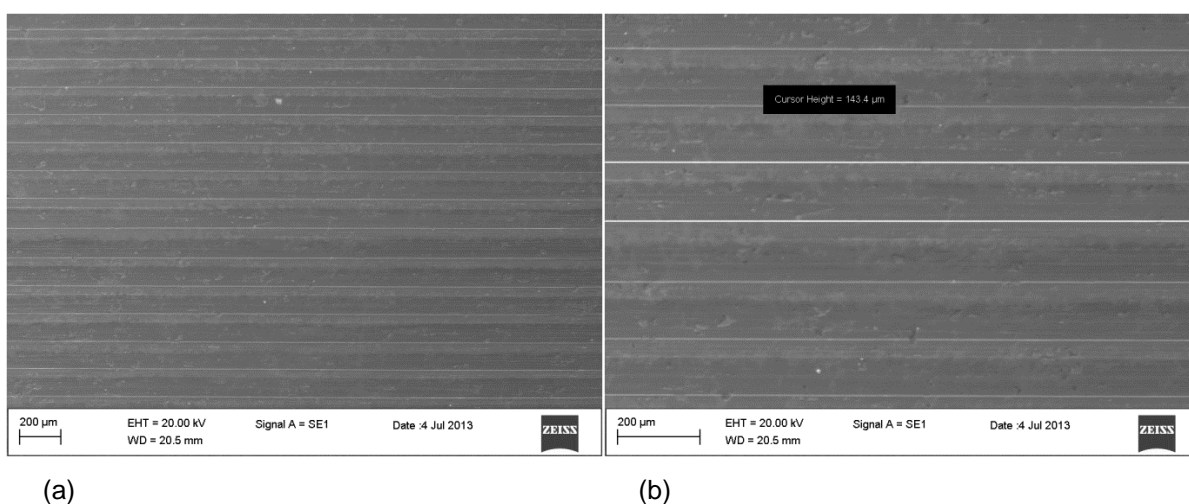


Figura 4.15 – Imagens obtida por MEV: (a) superfície do aço inoxidável antes do ensaio de desgaste (b) idem.

A Figura 4.16 apresenta imagens obtidas por MEV, da superfície do aço inoxidável, com maiores aumentos. Para esta ampliação, podem-se verificar defeitos na ordem de micrometros presentes na superfície metálica.

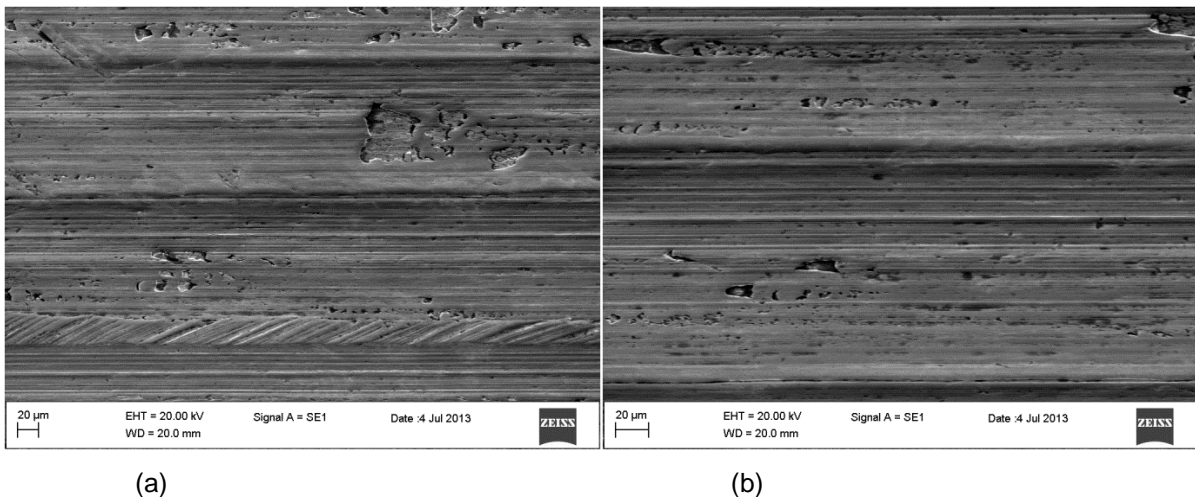


Figura 4.16 – Imagens obtidas por MEV: (a) superfície do aço inoxidável antes do ensaio de desgaste (b) idem.

A seguir, são apresentadas as análises da superfície do aço inoxidável após os ensaios de desgaste. Inicia-se com as topografias em vista superior e em 3D, as quais são exibidas na Figura 4.17. Pode-se constatar em comparação com a Figura 4.13, que praticamente não houve alterações.

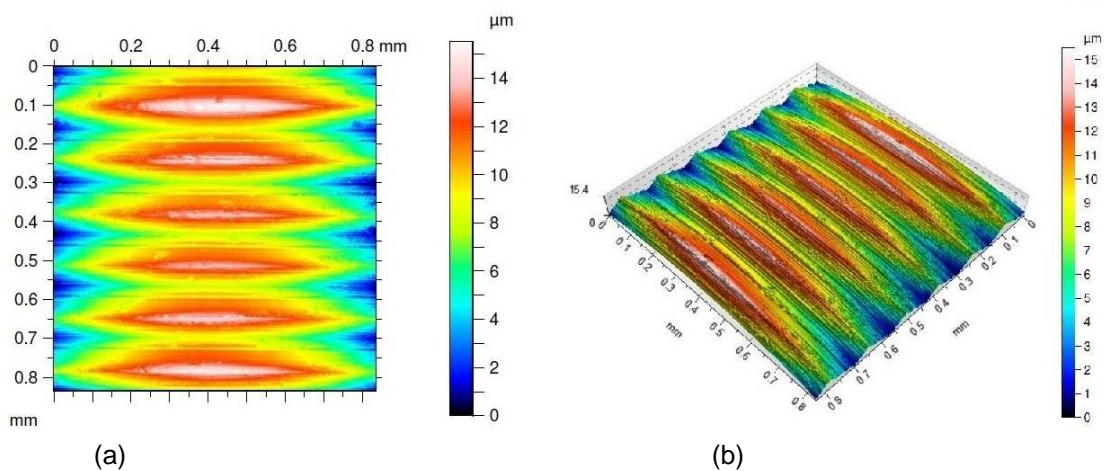


Figura 4.17 - Topografias típicas do aço inoxidável, obtidas por IDLB, após o ensaio de desgaste: (a) em vista superior (b) em 3D.

Com a análise do perfil de rugosidade após o ensaio, apresentado na Figura 4.18, também se pode concluir que não houve alterações significativas em comparação com o perfil de rugosidade antes do ensaio apresentado na Figura 4.14.

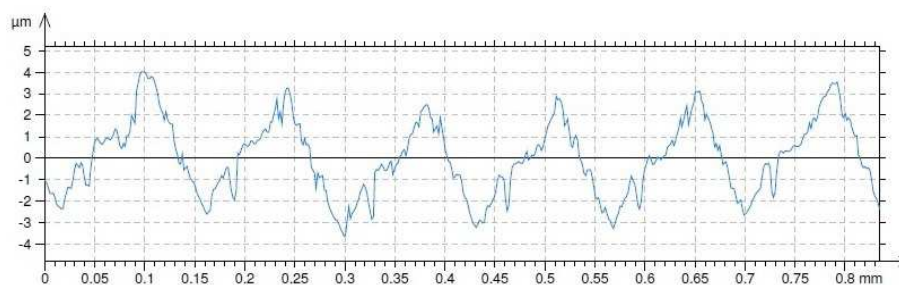


Figura 4.18 - Perfil de rugosidade típicos do aço inoxidável, obtido por IDLB, após ensaio.

A Figura 4.19 apresenta uma imagem obtida por MEV da superfície do aço inoxidável após o ensaio. Verifica-se que o padrão de textura da rugosidade permaneceu inalterado e o valor da distância entre picos de 0,141 mm é aproximadamente igual ao obtido na Figura 4.15. Contudo, pode-se notar a presença de pequenas partículas de desgaste aderidas por toda a superfície. Ressalta-se que os contra-corpos foram submetidos à limpeza por sopragem de ar comprimido para evitar produtos de desgaste mal aderidos dentro da câmara do microscópio eletrônico por varredura.

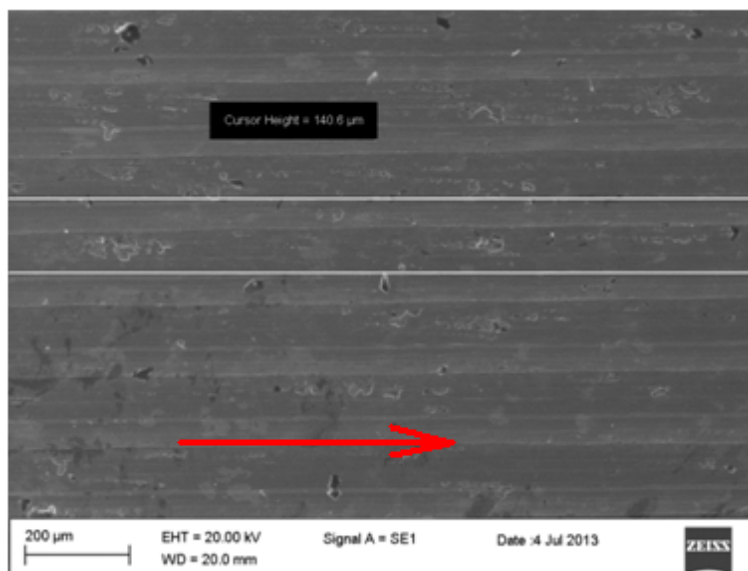


Figura 4.19 – Imagem obtida por MEV da superfície do aço inoxidável após ensaio de desgaste (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha).

As partículas de desgaste aderidas à superfície do aço inoxidável foram muito pequenas, na ordem de poucos micrometros de comprimento e espessura extremamente reduzida, conforme pode ser visto na Figura 4.20. Uma discussão ampla sobre as partículas de desgaste é apresentada na seção 4.4.5.c

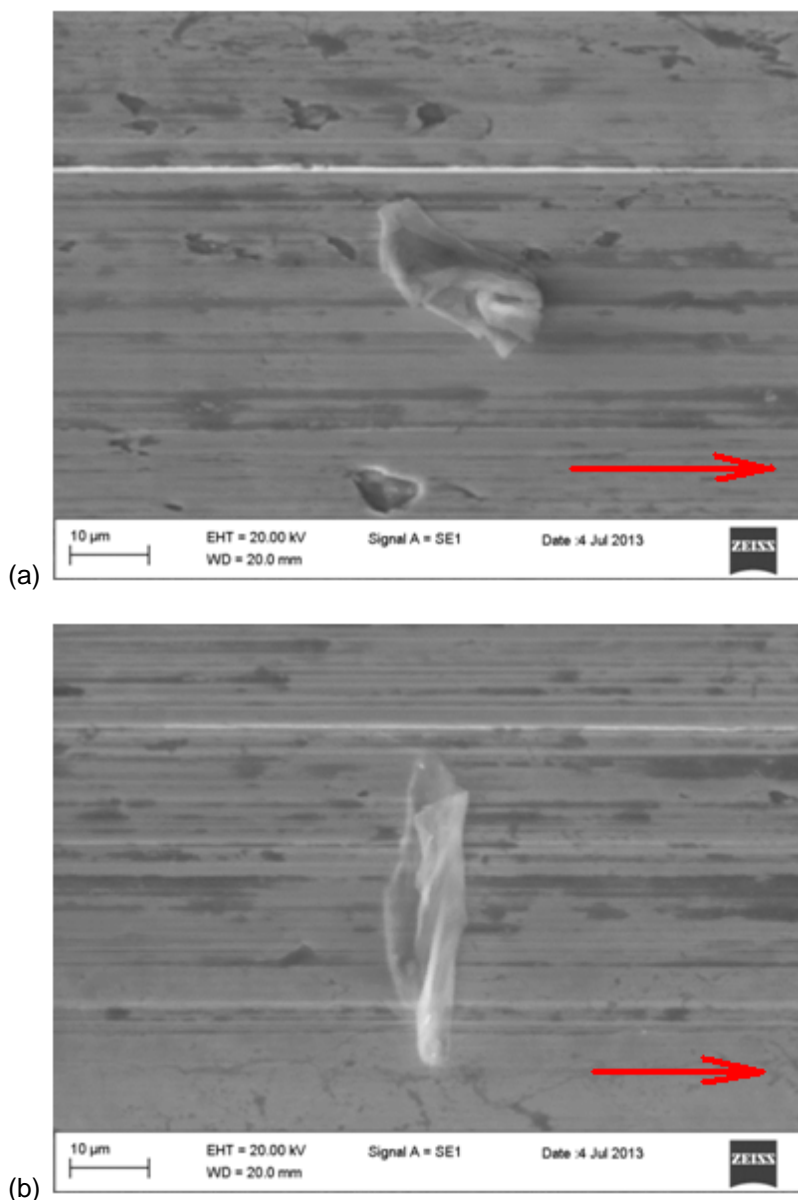


Figura 4.20 – Imagens obtidas por MEV da superfície do aço inoxidável após ensaio (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) partícula de desgaste aderida à superfície do aço (b) idem.

Para uma comparação quantitativa da superfície do aço inoxidável antes e após os ensaios, são apresentados, na Tabela 4.5, alguns parâmetros de rugosidade para os quatro níveis de força normal ensaiados. Os valores apresentados para os parâmetros S_a e S_q mostram, em média, uma tendência extremamente pequena de diminuição dos seus valores após os ensaios, condição que é mantida para os quatro níveis de carga. Os parâmetros associados à média das amplitudes da rugosidade, S_z , e à altura máxima de pico, S_p , mostraram, em média, leve tendência de diminuição. Isso demonstra que os picos das asperezas da

superfície do aço inoxidável devem ter sofrido desgaste ou deformação, ainda que em pequena quantidade. Esta condição é corroborada pela diminuição do parâmetro Sds, o qual é associado à densidade de picos. Os valores relacionados aos parâmetros de razão de material (Abbott-Firestone) também apresentaram redução sutil. Nota-se, ainda, que o parâmetro relacionado à altura dos vales, permaneceu, em média, praticamente inalterado.

Tabela 4.5 - Valores dos parâmetros de rugosidade para o aço inoxidável, antes e após ensaios, para quatro níveis de força normal.

Parâmetro	Condição	Nível 1	Nível 2	Nível 3	Nível 4	Média
Sa [μm]	Antes	2,15	2,10	2,31	2,36	2,23 \pm 0,12
	Após	2,11	2,08	2,23	2,36	2,19 \pm 0,13
Sq [μm]	Antes	2,57	2,49	2,84	2,91	2,70 \pm 0,20
	Após	2,51	2,48	2,76	2,91	2,66 \pm 0,20
Sz [μm]	Antes	12,8	11,7	15,6	15,2	13,8 \pm 1,9
	Após	12,2	11,5	14,8	15,5	13,5 \pm 2,0
Sp [μm]	Antes	5,0	4,9	7,5	6,8	6,1 \pm 1,3
	Após	4,9	4,8	6,7	6,8	5,8 \pm 1,1
Sv [μm]	Antes	7,7	6,8	8,1	8,4	7,7 \pm 0,7
	Após	7,3	6,7	8,1	8,7	7,7 \pm 0,9
Sds [mm^{-2}]	Antes	720	1070	450	250	620 \pm 350
	Após	680	730	430	200	510 \pm 250
Sk [μm]	Antes	0,97	1,11	1,30	1,40	1,19 \pm 0,19
	Após	0,96	1,05	1,25	1,42	1,17 \pm 0,20
Spk [μm]	Antes	0,43	0,45	1,10	0,75	0,68 \pm 0,32
	Após	0,37	0,43	1,16	0,72	0,67 \pm 0,36
Svk [μm]	Antes	0,48	0,52	0,42	0,57	0,50 \pm 0,06
	Após	0,52	0,49	0,48	0,69	0,54 \pm 0,10

Com a análise apresentada se conclui que a alteração da topografia da superfície do aço inoxidável foi extremamente sutil, apresentando leve tendência de desgaste no topo das asperezas. Esta condição era esperada devido à grande diferença nas propriedades mecânicas dos materiais.

4.4.4.2 PTFE

A Figura 4.21 apresenta topografias, em vista superior e em 3D, para a superfície do PTFE antes do ensaio de desgaste. Para uma melhor análise são mostrados resultados de dois corpos, referentes ao segundo e quarto nível,

respectivamente, os quais foram escolhidos arbitrariamente. Nota-se que apesar do mesmo processo de torneamento do aço inoxidável, as superfícies se apresentam de maneira distinta, sem um padrão de textura.

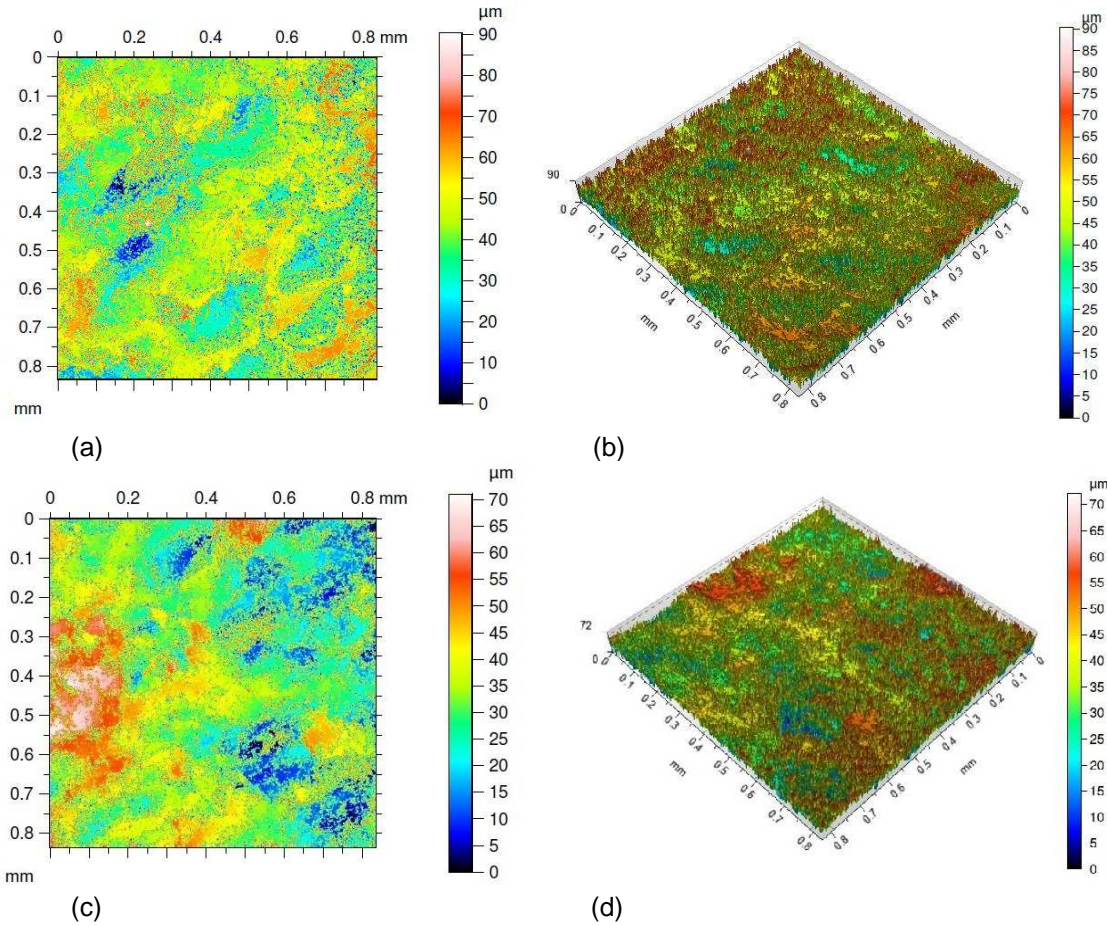


Figura 4.21 – Topografias, obtidas por IDLB, do PTFE antes do ensaio de desgaste: (a) corpo do segundo nível em vista superior (b) corpo do segundo nível em 3D (c) corpo do quarto nível em vista superior (b) corpo do quarto nível em 3D.

A falta de um padrão para a textura da superfície também fica evidente na análise dos perfis de rugosidade apresentados na Figura 4.22, referentes aos mesmos corpos, respectivamente.

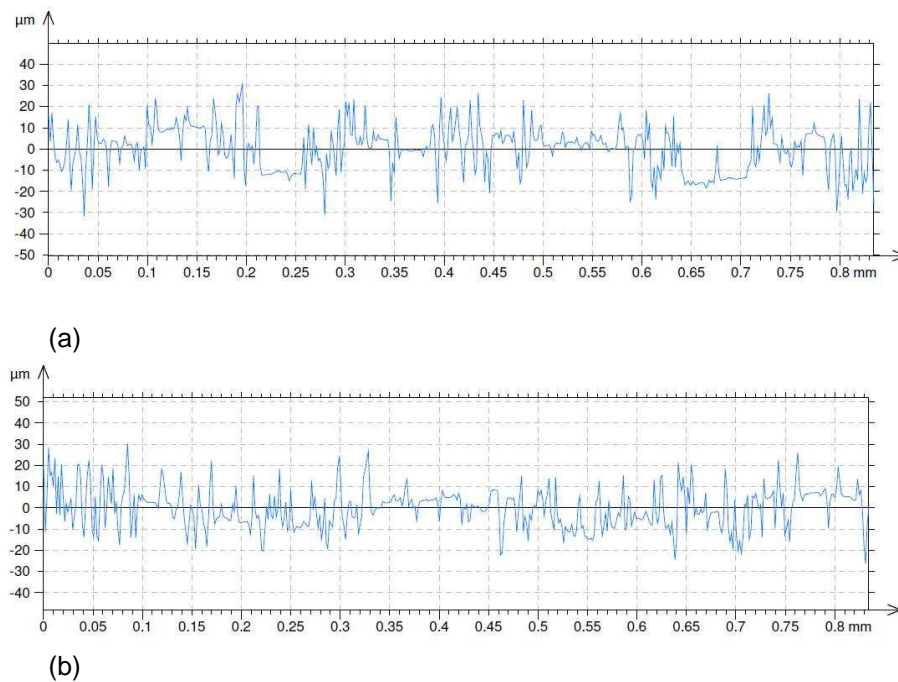


Figura 4.22 - Perfis de rugosidade, obtidos por IDLB, do PTFE antes do ensaio: (a) corpo do segundo nível (b) corpo do quarto nível.

A Figura 4.23 apresenta imagens obtidas por MEV destas superfícies. Verifica-se que a usinagem, com os mesmos parâmetros utilizados para o aço inoxidável, promoveu uma menor eficiência na remoção do material. Segundo Stemmer (2001), materiais com menor resistência mecânica e maior ductibilidade tem como resultado superfícies com pior acabamento. Deste modo, pode-se supor que os parâmetros impostos na usinagem, e que foram idênticos aos utilizados no aço inoxidável, causaram uma remoção ineficiente do material modificando a remoção de modo corte para sulcamento. O primeiro processo causa a remoção eficiente do material através de forças cisalhantes que causam o corte do material, já no segundo a remoção do material, de modo ineficiente, é somente alcançada após grande deformação (CHALLENG; OXLEY, 1978).

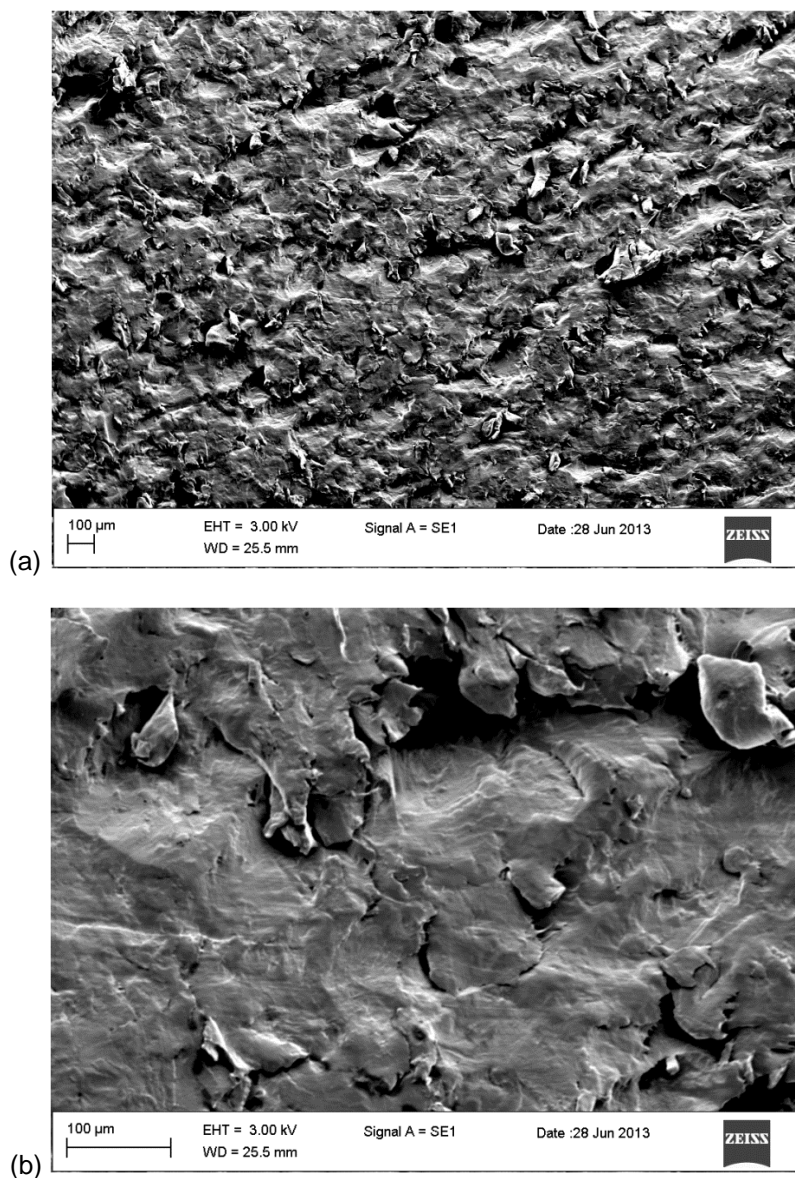


Figura 4.23 – Imagens obtidas por MEV: (a) topografia do PTFE antes do ensaio (b) idem.

Com o ensaio de desgaste as superfícies dos corpos de PTFE sofreram significativa alteração. A Figura 4.24 apresenta as topografias dos corpos de prova em vista superior, obtidos por IDLB, para os quatro níveis de carregamento normal.

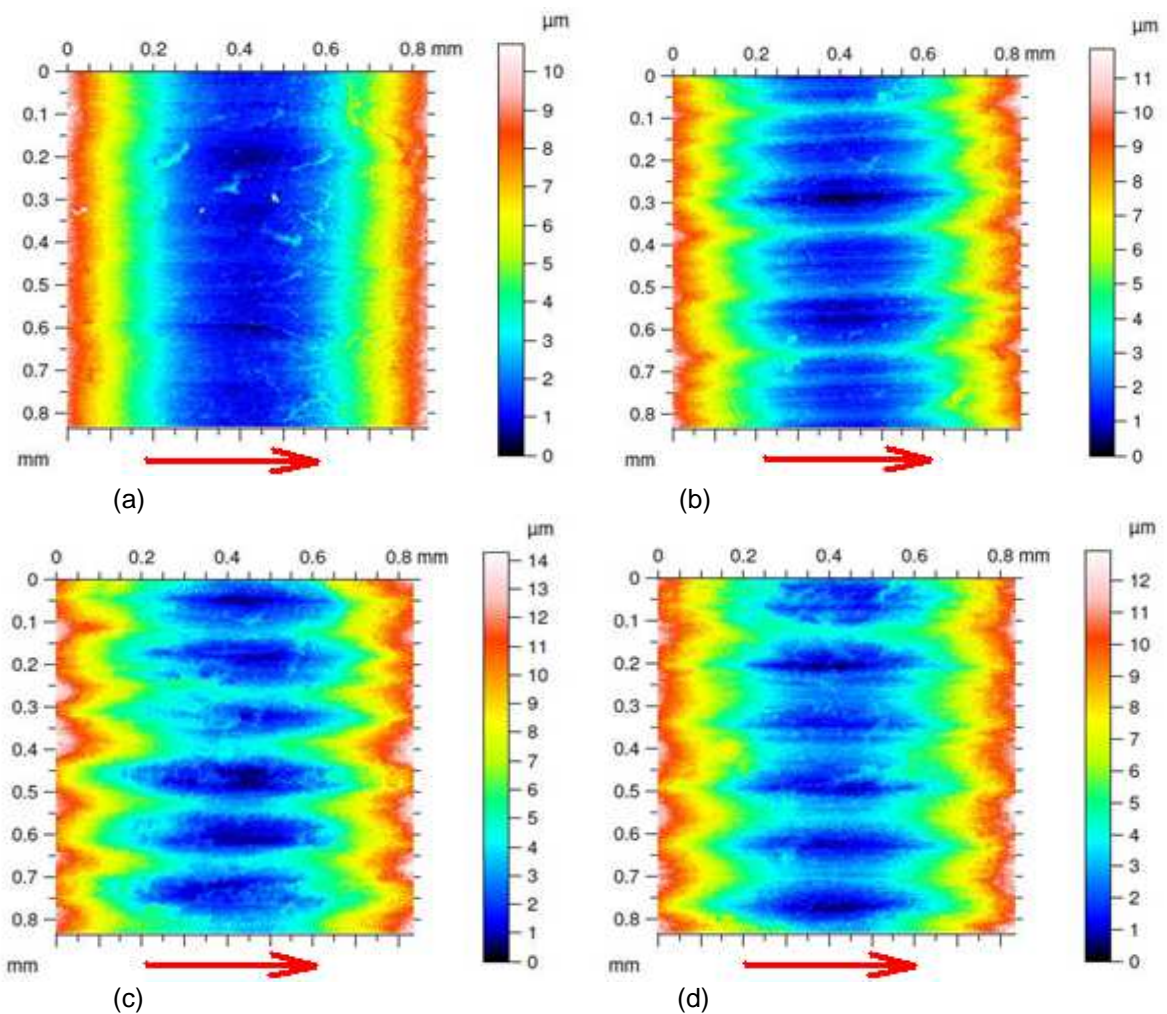


Figura 4.24 – Topografias, obtidas por IDLB, em vista superior dos corpos de PTFE após ensaio (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) primeiro nível (b) segundo nível (c) terceiro nível (d) quarto nível.

Conforme pode ser visualizado na Figura 4.25, a qual apresenta as topografias dos corpos em 3D, no primeiro nível, houve a tendência de um desgaste mais homogêneo resultando em uma superfície alisada. Com o aumento da carga normal para os níveis seguintes, houve uma maior remoção de material da região do contato e, assim, houve o aparecimento de uma ondulação que teve maior amplitude com o aumento do carregamento normal, mas apresentou a mesma frequência.

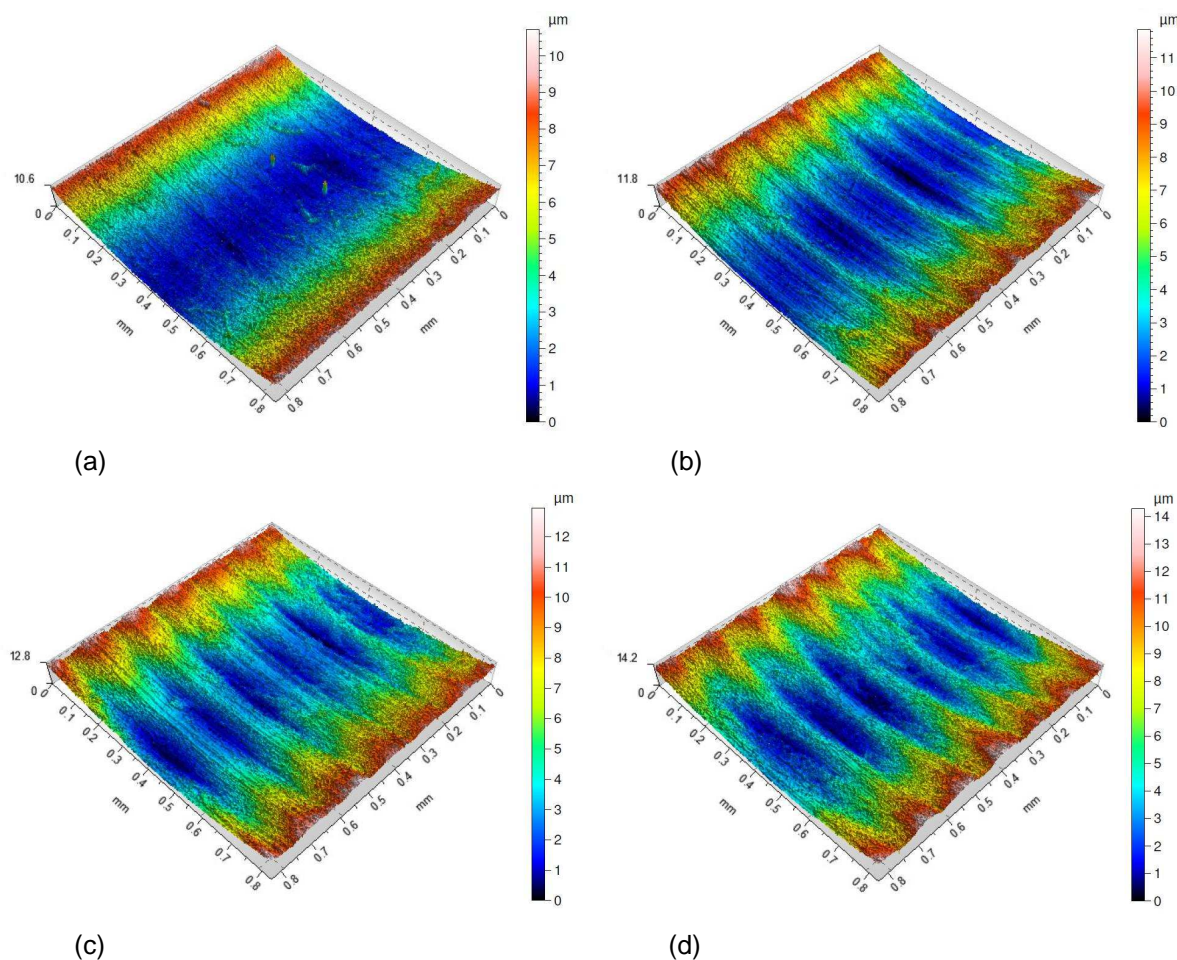


Figura 4.25 – Topografias, obtidas por IDLB, em 3D dos corpos de PTFE após ensaio: (a) primeiro nível (b) segundo nível (c) terceiro nível (d) quarto nível.

Com a análise dos perfis de rugosidade, de cada corpo, apresentados na Figura 4.26, fica evidente o aumento progressivo da ondulação para os níveis com maior carga normal. A ondulação imposta às superfícies é completamente diferente da textura original dos corpos poliméricos. Contudo, comparando-se com o perfil de rugosidade do aço inoxidável, apresentado na Figura 4.14, pode-se concluir que o formato da ondulação do contra-corpo foi imposto nas superfícies dos corpos poliméricos durante os ensaios de desgaste. Identifica-se, principalmente para o terceiro e quarto nível, que a distância entre picos, de aproximadamente 0,14mm, é coerente com os valores da ondulação do aço inoxidável.

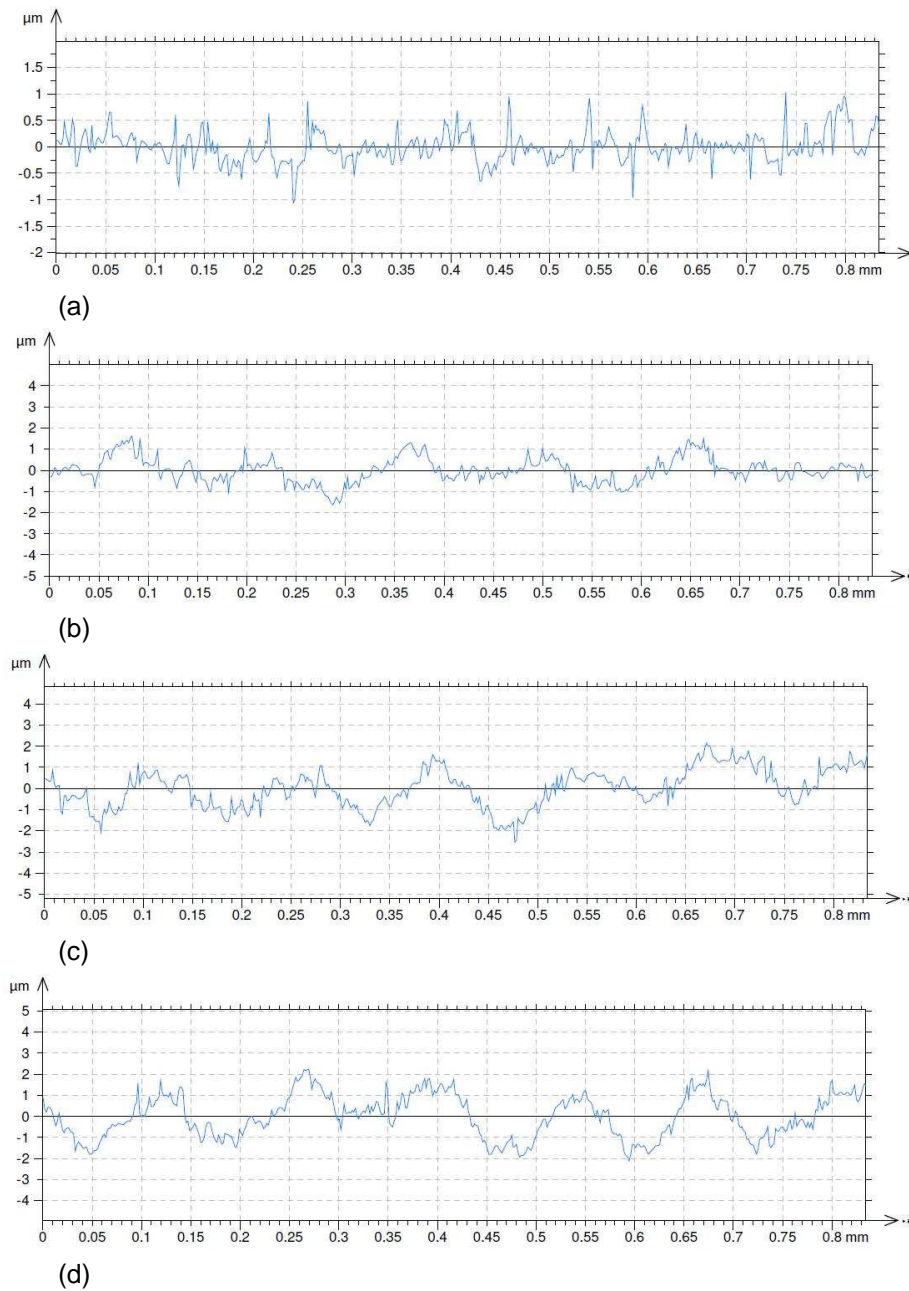


Figura 4.26 - Perfis de rugosidade, obtidos por IDLB, dos corpos de PTFE após ensaio: (a) primeiro nível (b) segundo nível (c) terceiro nível (d) quarto nível.

A Figura 4.27 apresenta imagens das superfícies dos corpos do nível um e quatro, obtidas por MEV, na qual se observa a diferença de textura entre as superfícies submetidas ao ensaio de desgaste. Nota-se que uma leve ondulação para a superfície do nível um, mas muito menor que a imposta ao nível quatro.

Esta condição de desgaste diferenciado para cada nível, com a imposição de ondulações mais profundas com o aumento do carregamento normal, está

condizente com a taxa de desgaste mássico média, já apresentada na Tabela 4.4, que seguiu a mesma relação.

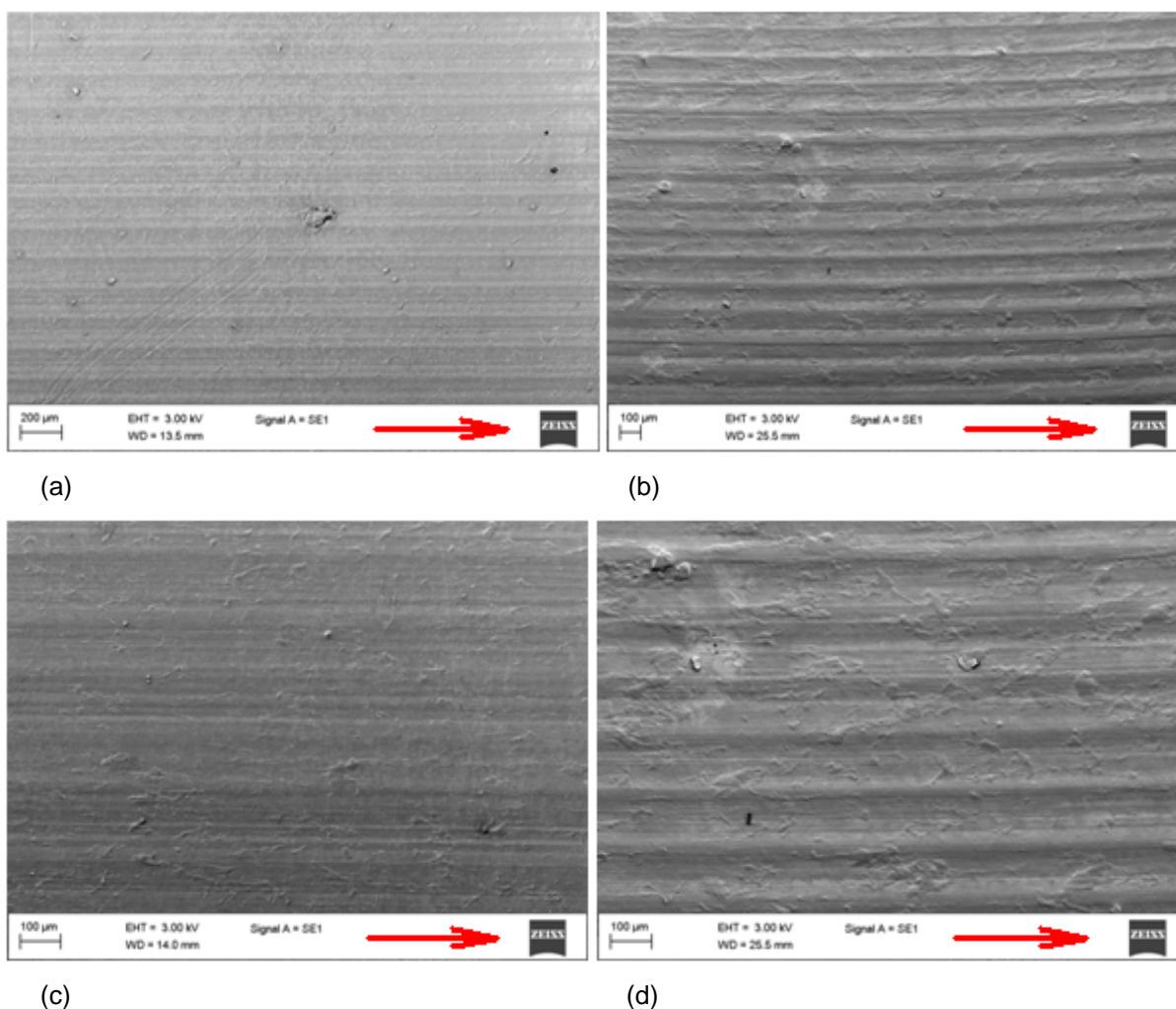


Figura 4.27 – Imagens obtidas por MEV da superfície do corpo após o ensaio de desgaste (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) corpo do nível um (b) corpo do nível quatro (c) corpo do nível um (d) corpo do nível quatro.

Para uma análise quantitativa, são apresentados na Tabela 4.6 alguns parâmetros de rugosidade para o PTFE, antes e após os ensaios, para os quatro níveis de força normal. Constata-se que houve redução drástica em todos os parâmetros após os ensaios e independente da condição inicial da superfície, ou do nível de força normal aplicado, os resultados dos valores dos parâmetros de rugosidade tiveram pouca dispersão, que podem ser verificados pelos desvios-padrão apresentados. Os valores médios de S_a e S_q , que eram respectivamente $8,2 \pm 2,6$ e $10,2 \pm 3,2$, para as condições iniciais da superfície, passaram para valores, respectivamente, de $2,27 \pm 0,20$ e $2,68 \pm 0,27$ após os ensaios. Isso mostra que os

ensaios de desgaste tenderam a alisar as superfícies. Esta condição é mantida para os parâmetros, Sz, Sv e Sz, os quais apresentaram valores iniciais, em média, de 65 ± 23 , 35 ± 11 e 31 ± 12 , respectivamente. E após os ensaios tiveram redução para valores de 14 ± 5 , $9,1 \pm 3,4$ e $5,3 \pm 1,9$, respectivamente. Por fim, e de igual modo, o parâmetro Sds, associado à densidade de picos e os parâmetros de razão de material (Abbott-Firestone) também apresentaram redução. Ressalta-se que estes parâmetros são referentes à rugosidade e não consideram a ondulação, conforme esquema apresentado na Figura 2.62.

Tabela 4.6 - Valores dos parâmetros de rugosidade para o PTFE, antes e após ensaios, para quatro níveis de força normal.

Parâmetro	Condição	Nível 1	Nível 2	Nível 3	Nível 4	Média
Sa [μm]	Antes	5,0	10,8	7,4	9,6	$8,2 \pm 2,6$
	Após	$2,13 \pm 0,04$	$2,12 \pm 0,03$	$2,49 \pm 0,17$	$2,32 \pm 0,20$	$2,27 \pm 0,20$
Sq [μm]	Antes	6,2	13,6	9,2	11,9	$10,2 \pm 3,2$
	Após	$2,49 \pm 0,05$	$2,48 \pm 0,03$	$3,00 \pm 0,28$	$2,75 \pm 0,24$	$2,68 \pm 0,27$
Sz [μm]	Antes	35	90	64	72	65 ± 23
	Após	$11,0 \pm 0,9$	$11,4 \pm 0,5$	$19,4 \pm 9,1$	$15,6 \pm 2,0$	14 ± 5
Sp [μm]	Antes	20	46	33	39	35 ± 11
	Após	$7,0 \pm 0,5$	$7,4 \pm 0,5$	$12,2 \pm 6,1$	$9,9 \pm 1,2$	$9,1 \pm 3,4$
Sv [μm]	Antes	15	44	30	34	31 ± 12
	Após	$4,0 \pm 0,4$	$4,0 \pm 0,3$	$7,2 \pm 3,0$	$5,8 \pm 1,0$	$5,3 \pm 1,9$
Sds [mm^{-2}]	Antes	10300	14700	13700	14300	13200 ± 2000
	Após	2400 ± 200	1550 ± 550	1750 ± 350	1400 ± 70	1800 ± 500
Sk [μm]	Antes	5,9	22,7	14,5	19,6	$15,7 \pm 7,4$
	Após	$0,60 \pm 0,12$	$0,63 \pm 0,16$	$1,04 \pm 0,18$	$1,01 \pm 0,10$	$0,82 \pm 0,25$
Spk [μm]	Antes	8,3	15,5	11,0	14,1	$12,2 \pm 3,2$
	Após	$0,46 \pm 0,03$	$0,38 \pm 0,05$	$0,70 \pm 0,37$	$0,49 \pm 0,06$	$0,51 \pm 0,20$
Svk [μm]	Antes	4,7	16,0	9,6	10,5	$10,2 \pm 4,6$
	Após	$0,39 \pm 0,04$	$0,35 \pm 0,05$	$0,83 \pm 0,39$	$0,60 \pm 0,10$	$0,54 \pm 0,26$

Com a análise das imagens das superfícies poliméricas após os ensaios, com maiores aumentos, verificou-se que houve deformação em pequenas regiões da superfície. Pode-se verificar esta condição, presente em todos os quatro níveis, na Figura 4.28. Supõe-se que isso seja resultado de forças adesivas entre o material polimérico e metálico, e que seja o início da formação das partículas de desgaste,

que com a sequência do movimento seriam, então, desprendidas da superfície polimérica, o que caracteriza mecanismo de desgaste adesivo.

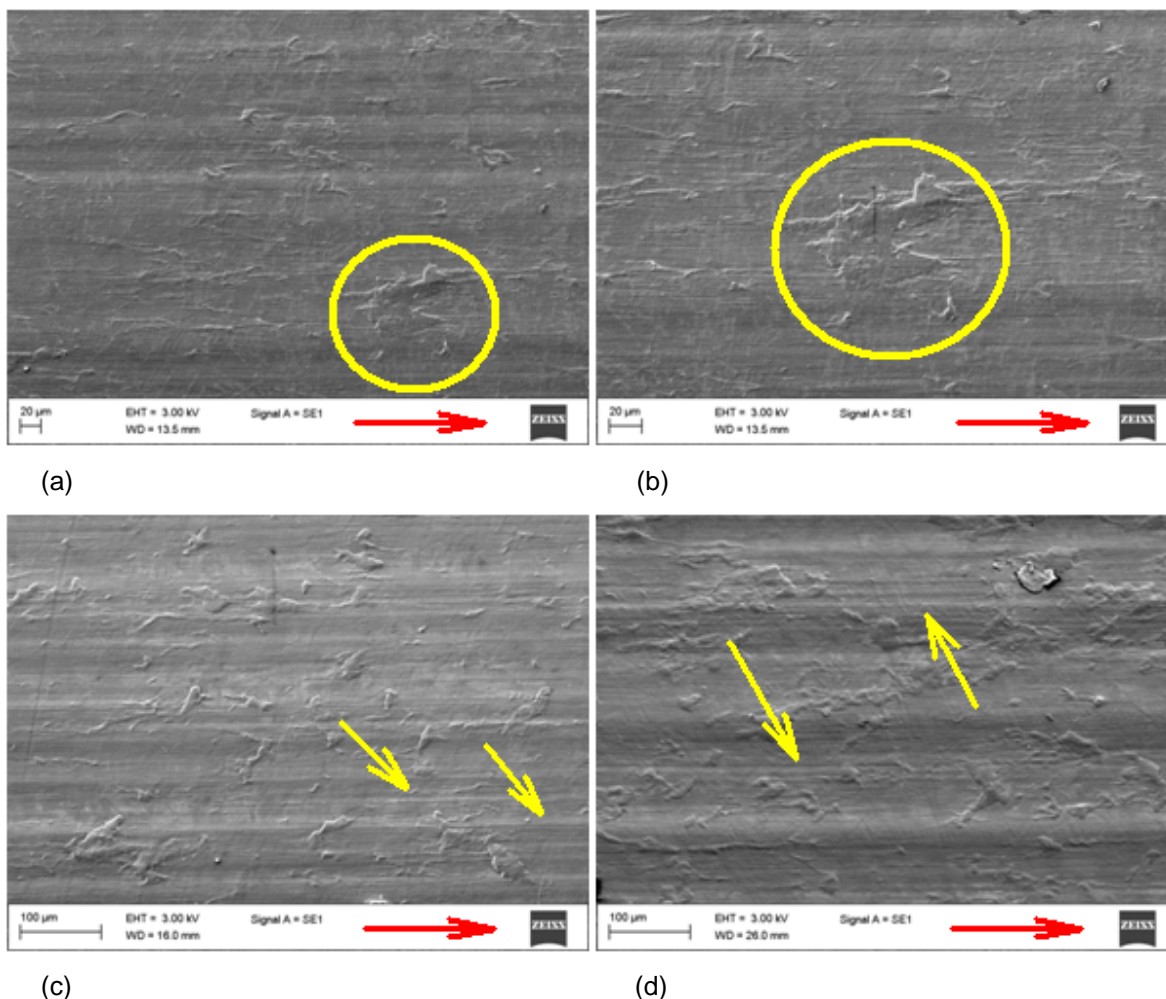


Figura 4.28 – Imagens obtidas por MEV das superfícies dos corpos, após os ensaios, (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) deformação devido à adesão (b) idem (c) pequenos riscos no sentido do deslizamento (d) idem.

Encontraram-se, também, partículas de desgaste aderidas à superfície do material polimérico. A Figura 4.29 apresenta dois exemplos, os quais são identificados com círculos amarelos. A discussão sobre estes produtos do desgaste é apresentada na seção 4.4.5.

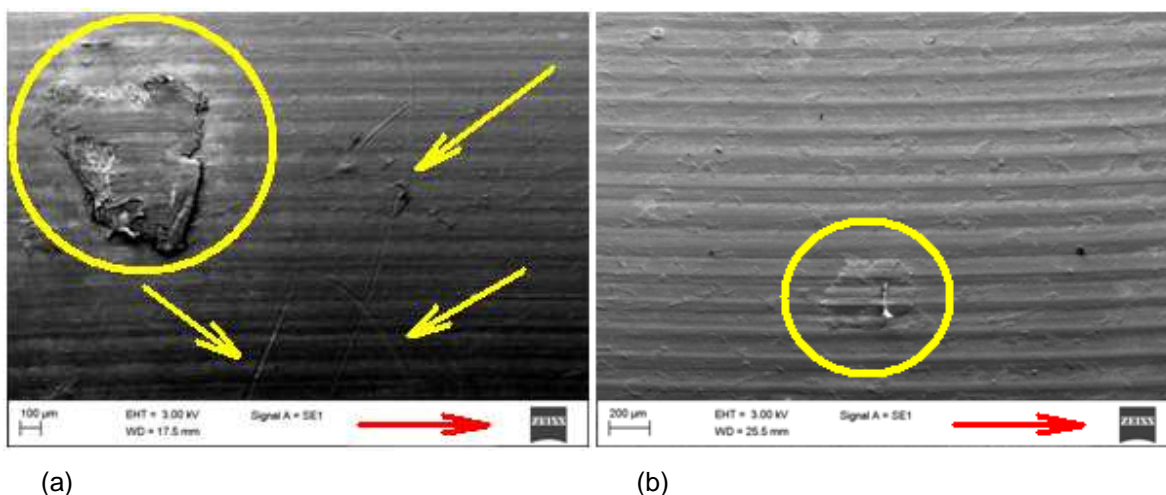


Figura 4.29 – Imagens obtidas por MEV (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) Partícula aderida à superfície polimérica e riscos perpendiculares ao sentido de deslizamento (b) Partícula aderida à superfície polimérica.

Constatou-se, nas superfícies, como indicado com setas amarelas na Figura 4.29(a), alguns riscos perpendiculares ao deslizamento. A hipótese para esta condição é que os riscos foram resultado do movimento da partícula de desgaste, gerada no contato e que foi expulsa deste, com a sequência do deslizamento. Conforme verificado na seção 4.4.6.2, as partículas de desgaste tiveram aumento do grau de cristalinidade, deste modo, pode-se supor que a dureza da partícula é maior que o material do substrato, o que permitiria a ocorrência destes riscos.

Também alguns riscos pequenos no sentido do deslizamento foram encontrados nas superfícies do corpo. Alguns exemplos estão indicados por setas amarelas na Figura 4.28. Isso demonstra que também atuou micromecanismos de abrasão na remoção de material, supondo-se os tipos de microcorte e de microsulcamento, os quais são apresentados esquematicamente Figura 2.51. Contudo, não foram encontradas partículas de desgaste, com características típicas deste tipo de mecanismo. O mais provável é que houve remoção de material por este tipo de mecanismo, com geração de partículas de desgaste em pequena quantidade, que em seguida se mesclaram com os filmes multicamadas.

Diante do exposto, pode-se concluir que dois mecanismos operaram nos ensaios: adesivo e abrasivo, contudo o primeiro foi dominante neste sistema tribológico. Por fim, acrescenta-se que, após uma série de microanálises por EDX, não foram encontradas partículas do aço inoxidável nas superfícies poliméricas.

4.4.5 Produtos do desgaste

Verificou-se que houve desgaste, praticamente restrito ao material polimérico, com dano severo à superfície deste. Contudo, para o completo entendimento dos mecanismos envolvidos é imprescindível identificar as etapas, e os mecanismos, envolvidos no desgaste, focando-se a análise nos produtos gerados. Para tanto, inicia-se a discussão com a apresentação, na Figura 4.30, de um esquema com as etapas identificadas no processo de desgaste.

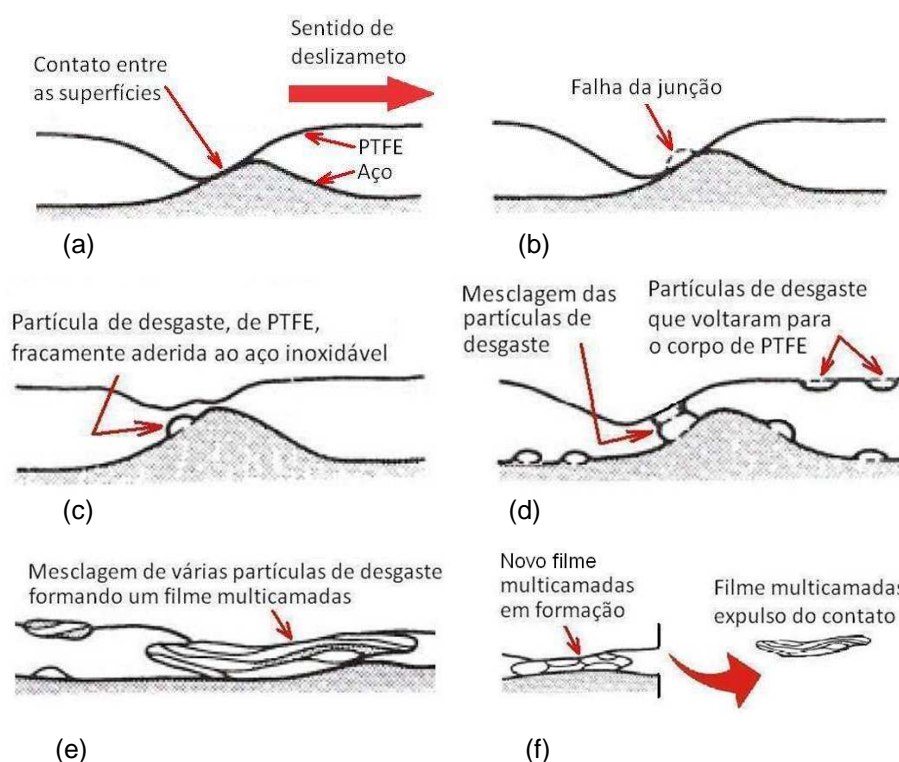


Figura 4.30 – Esquema de formação dos produtos do desgaste: (a) contato entre as superfícies (b) falha da junção (c) desprendimento de partícula de desgaste (d) mesclagem das partículas de desgaste (e) formação do filme multicamadas (f) expulsão do filme multicamadas da região de contato.

Fonte: Adaptado de Hutchings (1992 *apud* SASADA⁵, 1984).

No início do processo, ilustrado na Figura 4.30(a), dá-se o contato entre as superfícies do corpo, de PTFE, e do contra-corpo, de aço inoxidável. Com este contato, surgem forças adesivas entre as superfícies. Para o caso do PTFE, a magnitude destas forças de adesão é relativamente maior que a magnitude das forças de ligação intermoleculares. A explicação para esta condição reside na configuração lamelar da estrutura do PTFE, que possui ligações covalentes, e fortes,

⁵ SASADA, T. *Tribology in the 80s*, NASA Conf. Pub. 2300, Vol. I, p. 197-218, 1984.

entres os átomos da mesma cadeia e ligações secundárias, e fracas, entre as macromoléculas. Com o deslizamento entre os corpos, há a imposição de tensões cisalhantes no contato que, surgem devido ao atrito e, causam a deformação do material polimérico. Foram apresentados, na Figura 4.28, alguns exemplos de regiões deformadas para a superfície do PTFE. Observa-se que as dimensões destas regiões são da ordem de centésimos até de décimos de milímetros, não se encontrando regiões com maiores dimensões durante as análises.

Com a sequência do deslizamento, conforme apresentado na Figura 4.30(b), as junções estabelecidas, e já com determinado nível de deformação, tendem a falhar dentro do material polimérico e, como resultado, há o desprendimento de pequenas partículas de desgaste, formadas de segmentos de cadeias de PTFE, as quais se apresentam em forma de filmes de pequena espessura. Este tipo de partícula pode ser classificada, segundo McMullin *et al.* (2006), como flocos.

Com o arrancamento destas partículas de desgaste, cessa-se o contato em questão, e as partículas de desgaste geradas ficam fracamente aderidas ao contra-corpo, conforme ilustrado na Figura 4.30(c). A fraca adesão é explicada pela baixa energia superficial do PTFE, conforme discutido na seção 2.2.1.1. A Figura 4.20 apresenta alguns exemplos de partículas aderidas ao contra-corpo. Nota-se, que o formato de filme enrolado, devido ao movimento relativo entre corpo e contra-corpo, apresenta dimensões de poucos centésimos de milímetros.

Com a continuidade do movimento, várias junções, semelhantes a esta, falham, aumentando o número de partículas de desgaste geradas, as quais são distribuídas por toda a superfície do contra-corpo, conforme já apresentado na Figura 4.19. Devido à baixa adesão com a superfície metálica, eventualmente, algumas partículas de desgaste voltam à superfície do material polimérico, mas em número relativamente menor.

Com a sequência do deslizamento, as várias partículas de desgaste tendem a se mesclar, conforme apresentado na Figura 4.30(d). Estas várias partículas de desgaste mescladas são amassadas e deformadas, formando um filme multicamadas, conforme apresentado esquematicamente na Figura 4.30(e).

A Figura 4.31 apresenta imagens, obtidas por MEV, destes filmes multicamadas onde se pode observar a aparente sobreposição de camadas, geradas pelas pequenas partículas que se sobrepuseram durante a mesclagem. Este fenômeno está condizente com o mecanismo de formação de filmes apresentado na Figura 2.26.

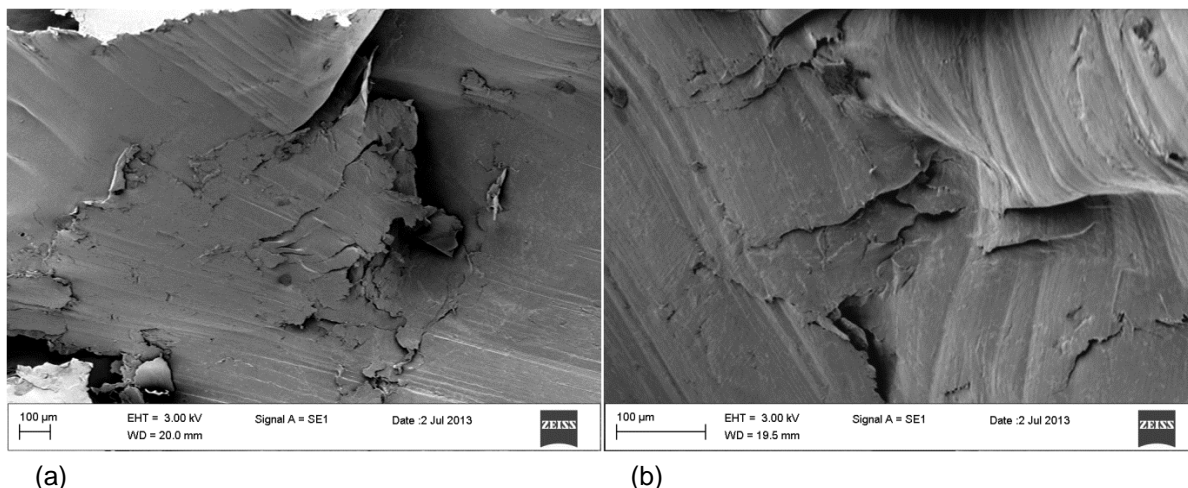


Figura 4.31 – Imagens obtidas por MEV: (a) filmes multicamadas evidenciando as várias camadas de partículas de desgaste mescladas (b) idem.

Uma análise das bordas destes filmes multicamadas também conduz a mesma conclusão. A Figura 4.32(a) apresenta um exemplo de filme multicamada, no qual fica evidente, pela análise da borda, que houve a sobreposição de camadas. A Figura 4.32(b), por sua vez, apresenta um filme multicamada dobrado, pode-se verificar pela borda que pequenas partículas de desgaste foram amassadas e mescladas.

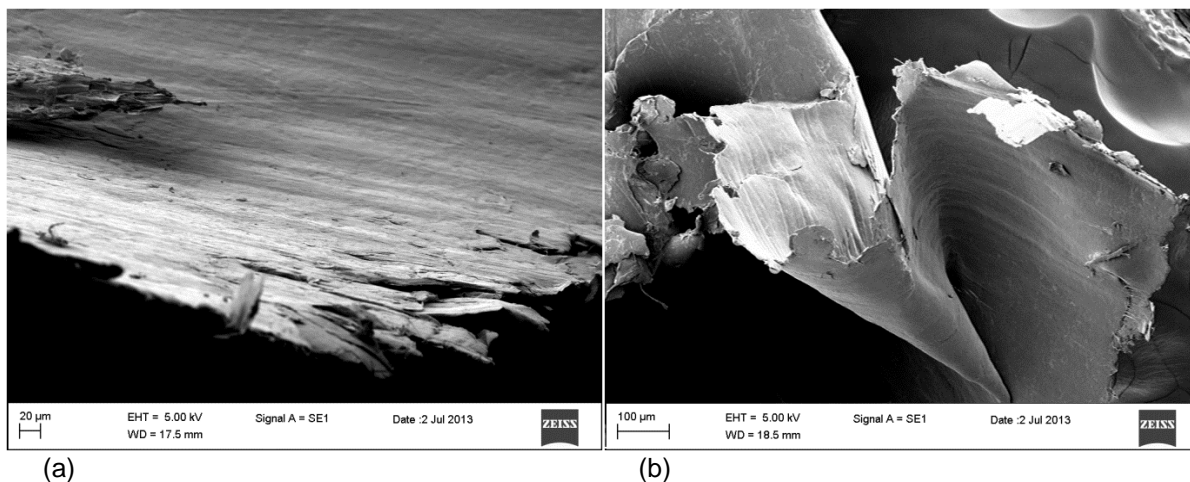


Figura 4.32 – Imagens obtidas por MEV: (a) filmes multicamadas mostrando em detalhe as suas bordas (b) idem.

A maioria dos filmes multicamadas teve seus contornos bem delimitados, com bordas bem definidas como o exemplo da Figura 4.33(a). Porém, alguns sofreram estiramento, tendo como resultado algo semelhante a um desfiamento, conforme apresentado na da Figura 4.33(b).

Após a formação do filme multicamadas, houve a tendência do aumento de seu tamanho, com a permanência deste no contato. Isto se deve à contínua mesclagem de novas partículas de desgaste. Deste modo, os filmes multicamadas alcançaram dimensões na ordem de milímetros.

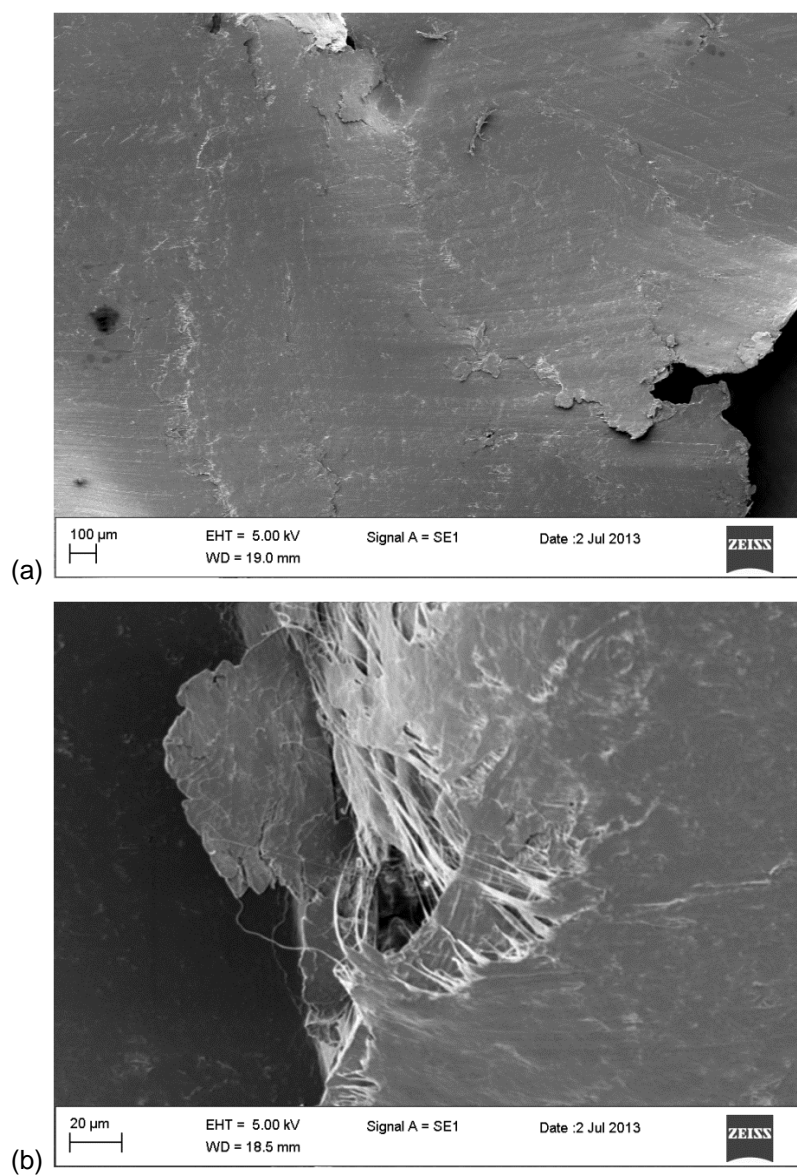


Figura 4.33 – Imagens obtidas por MEV de filmes multicamadas: (a) detalhe de borda bem definida (b) detalhe de estiramento da borda.

Análises nas superfícies destes filmes multicamadas evidenciaram a presença de pequenas partículas de desgaste, antes de se mesclarem. Estas partículas se apresentaram enroladas e podem agir no contato tendendo a diminuir o coeficiente de atrito, devido ao surgimento da rolagem da partícula durante o ensaio. Todavia esta quantificação é complexa, pois este fenômeno é aleatório e não pode ser verificado durante o ensaio. Alguns exemplos são apresentados na Figura 4.34, nas imagens (a) até (c). A Figura 4.34(d) apresenta uma partícula de desgaste extremamente pequena que foi enrolada durante o deslizamento.

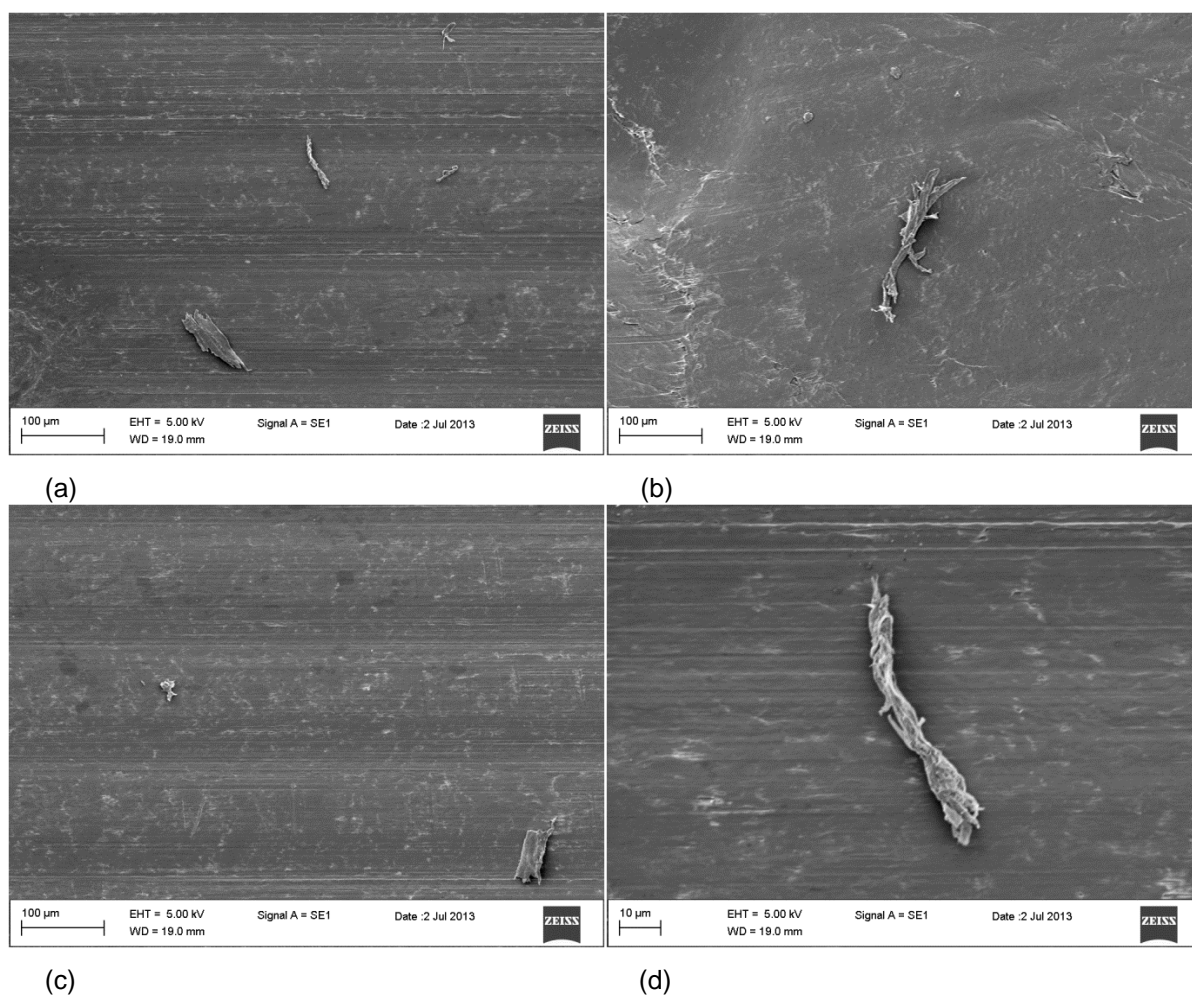


Figura 4.34 – Imagens obtidas por MEV: (a) filmes multicamadas com presença de partículas de desgaste em suas superfícies (b) idem (c) idem (d) idem.

Analisando a superfície destes filmes multicamadas verificaram-se duas texturas típicas. A primeira é apresentada na Figura 4.35, na qual nota-se a superfície praticamente lisa e sem riscos muito evidentes.

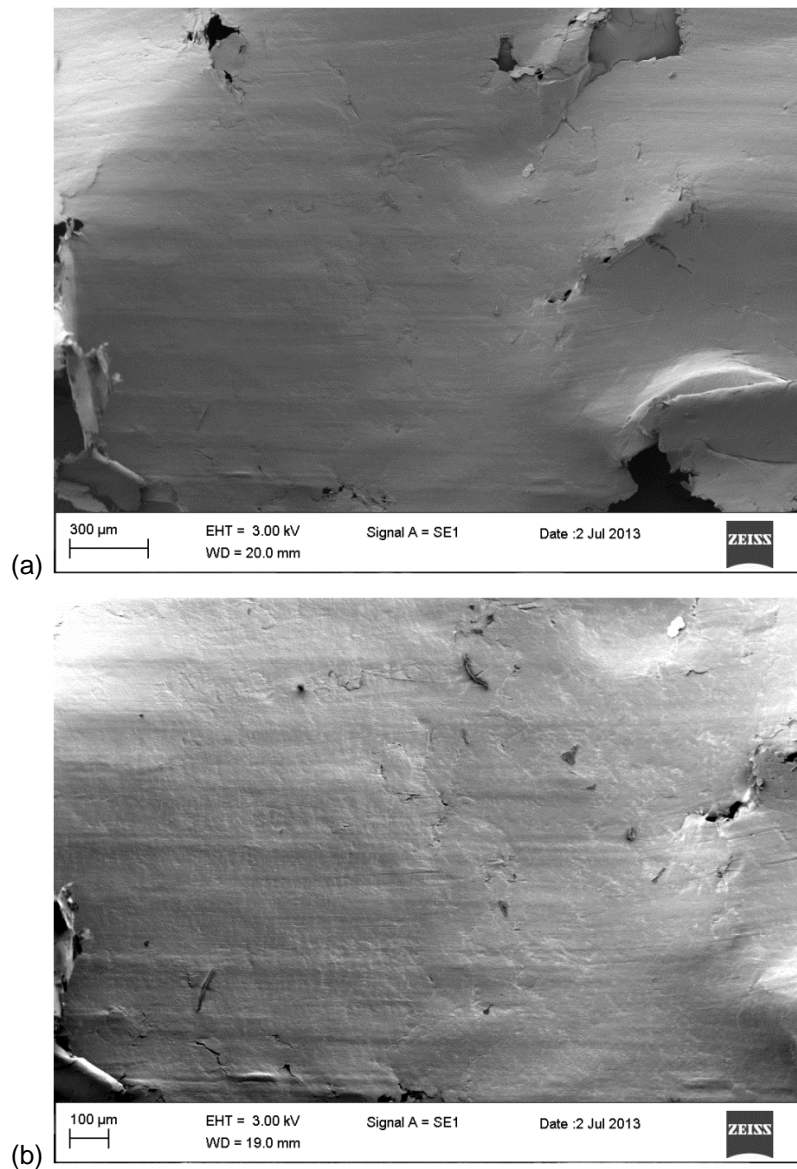


Figura 4.35 – Imagens obtidas por MEV: (a) exemplo de filmes multicamadas que apresentou textura da superfície lisa (b) idem.

A segunda textura típica, presente nos filmes multicamadas, apresentou-se com marcas paralelas, conforme apresentado na Figura 4.36. Com a medição, utilizando a ferramenta do microscópio eletrônico por varredura, constatou-se que a distância entre as marcas são periódicas com valores próximos a 0,14mm, valor que é aproximadamente igual à textura da superfície do contra-corpo, conforme pode ser visualizado na Figura 4.19. Diante disso, pode-se concluir, que houve a imposição da ondulação da superfície do contra-corpo durante o deslizamento.

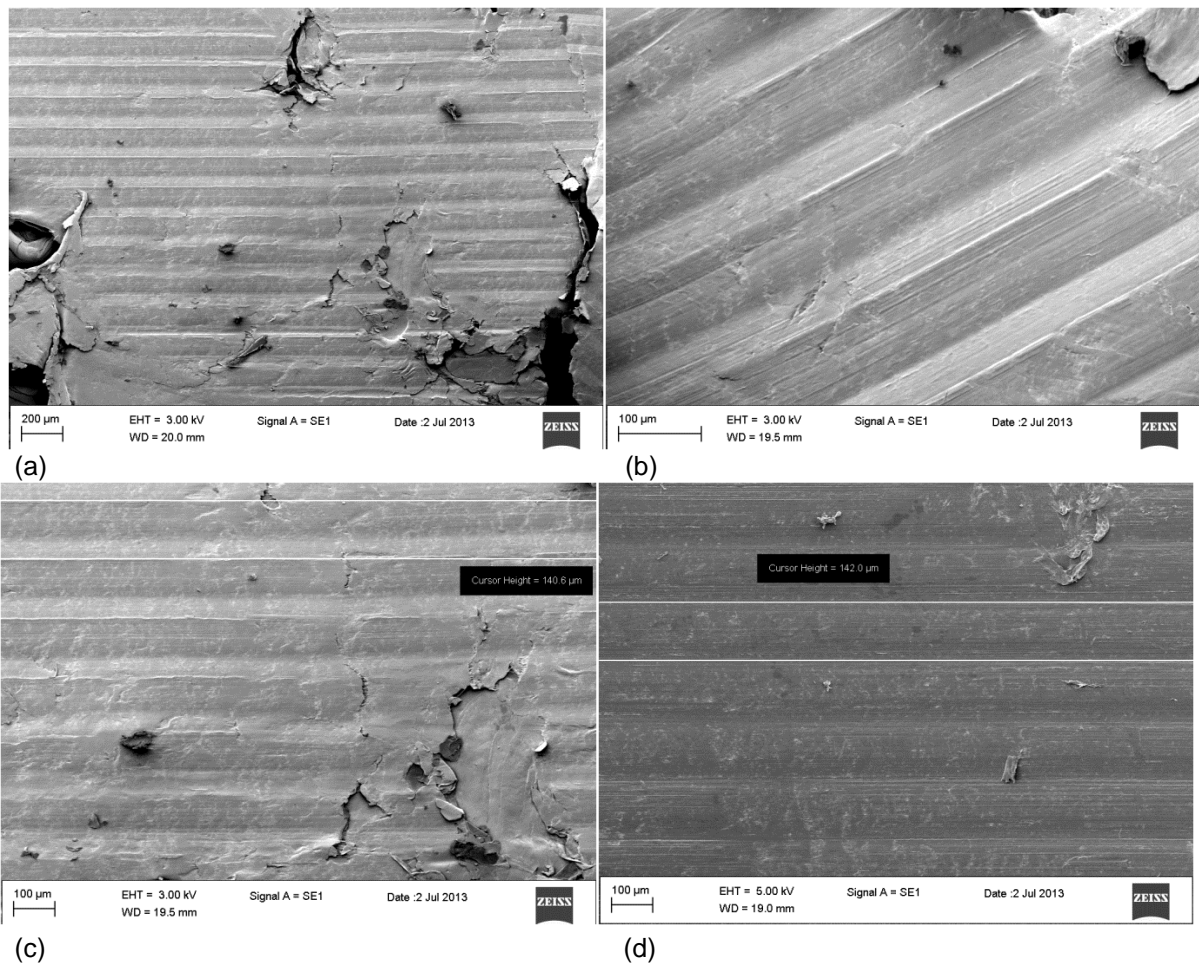


Figura 4.36 – Imagens obtidas por MEV: (a) exemplo de filme multicamadas que apresentou textura da superfície marcada (b) idem (c) idem (d) idem.

Com a sequência do deslizamento, estes filmes multicamadas são expulsos do contato, conforme representado esquematicamente na Figura 4.30(f). Neste momento, supõe-se que outros filmes multicamadas estão em formação, devido à mescla das várias partículas de desgaste que são continuamente desprendidas durante o deslizamento.

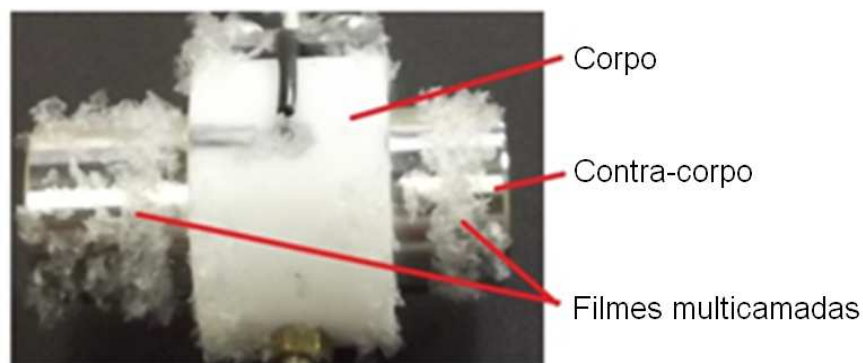


Figura 4.37 – Fotografia de um par tribológico, após o ensaio de desgaste, com a condição típica de vários filmes multicamadas expulsos do contato.

A condição típica, dos pares tribológicos, logo após a finalização dos ensaios, é apresentada na Figura 4.37, onde se percebe uma grande quantidade de filmes multicamadas expulsos do contato.

Observou-se, também, que alguns filmes multicamadas tiveram mais de uma direção de marcas, conforme apresentado na Figura 4.38. A região central deste filme multicamada é apresentada em detalhe na Figura 4.39. A hipótese para esta condição é a rotação destes durante a sua expulsão do contato, o que permitiria a marca em várias direções. Ressalta-se que estas marcas, ainda que em orientações distintas, são semelhantes à ondulação presente na topografia dos contra-corpos.

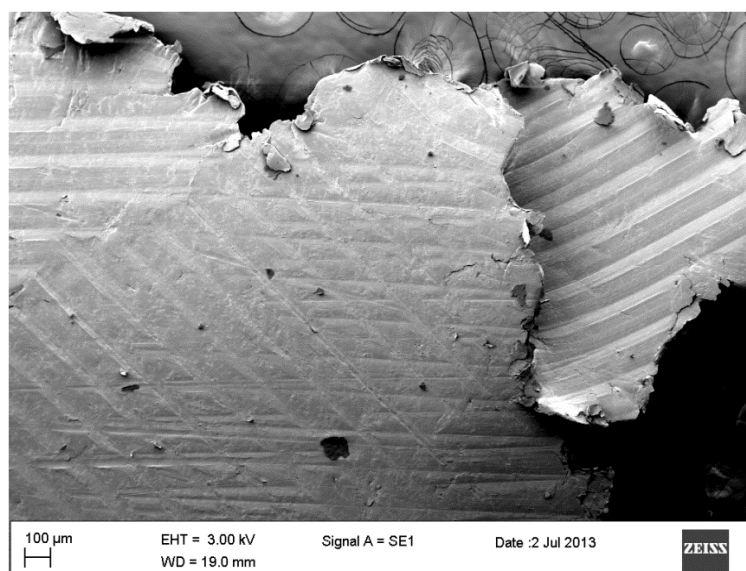


Figura 4.38 – Imagem obtida por MEV de um filme multicamada que teve regiões com marcas com orientações distintas.

Apesar da formação de vários filmes multicamadas de PTFE, observou-se pouca adesão destes no contra-corpo. De modo geral, a superfície do aço inoxidável se apresentou com uma distribuição aleatória das pequenas partículas desprendidas, conforme já apresentado na Figura 4.19, e casos raros de filmes multicamadas aderidos na região de contato, conforme exemplo apresentado na Figura 4.40.

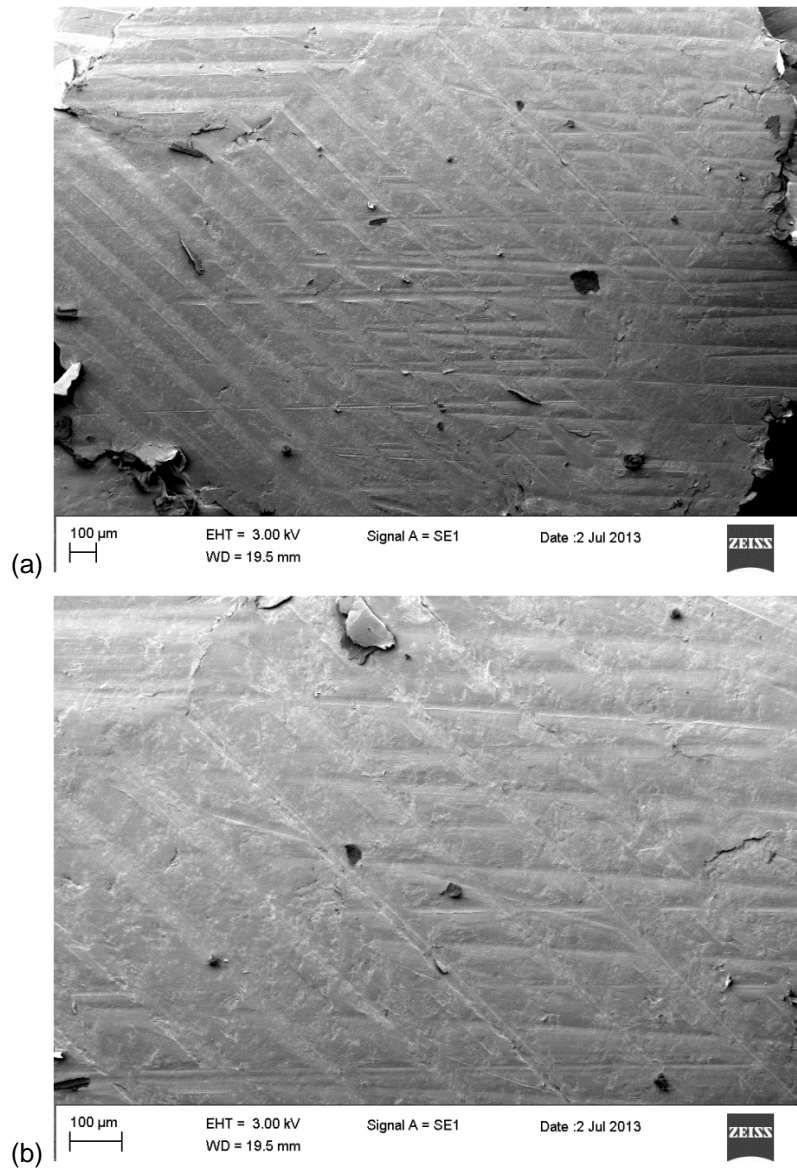


Figura 4.39 – Imagens obtidas por MEV: (a) detalhe de uma região de um filme multicamada com marcas com orientações distintas (b) idem.

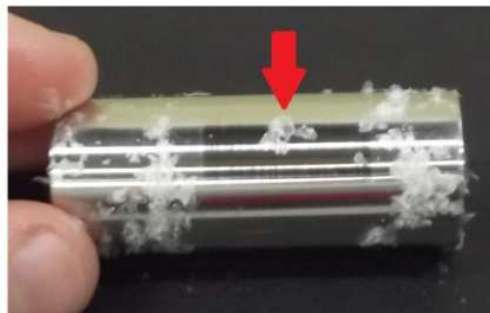


Figura 4.40 – Fotografia de um contra-corpo após ensaio de desgaste com a presença de um filme transferido e fracamente aderido a sua superfície.

A Figura 4.41 mostra imagens, obtidas com estereoscópio, de alguns filmes multicamadas aderidos ao contra-corpo. Pode-se ver, também, com detalhes como

ficou o acabamento superficial do contra-corpo, com a ondulação proveniente da usinagem. Não foi possível medir a espessura destes filmes multicamadas, devido a dimensão extremamente pequena, mas registra-se que esta característica tornou o material, originalmente opaco em, translúcido.

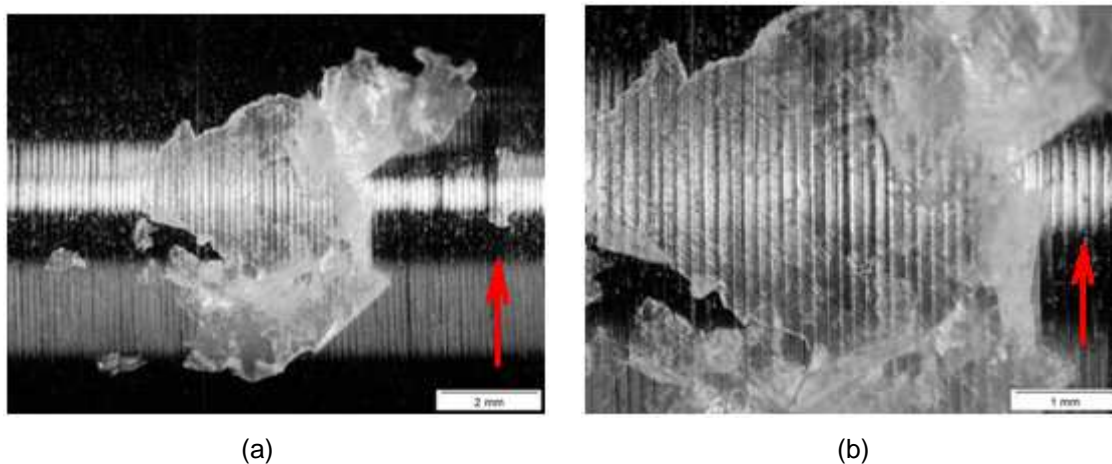


Figura 4.41 – Imagens obtidas por estereoscopia mostrando contra-corpos após ensaio de desgaste (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha): (a) presença de um filme multicamada fracamente aderido (b) idem.

Alguns filmes multicamadas aderidos, conforme o exemplo apresentado na Figura 4.42, tiveram marcas em uma direção, rotacionaram e permaneceram aderidos à superfície metálica, o que demonstra novamente a baixa adesão, pois se infere que caso as forças de adesão fossem maiores o filme ficaria estabilizado no contato, e este fato conduziria a um valor de coeficiente de atrito menor.

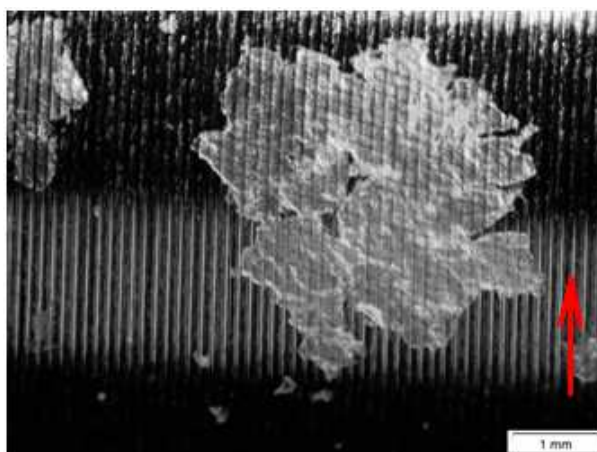


Figura 4.42 – Imagem obtida por estereoscopia mostrando detalhe de um filme multicamada com marcas com orientações distintas do deslizamento (o sentido de deslizamento é indicado pela seta vermelha).

Outra hipótese para a pouca transferência de material para o contra-corpo é a baixa rugosidade do aço inoxidável que não foi elevada o suficiente para permitir o

ancoramento mecânico dos filmes, somado a já comentada baixa energia superficial do PTFE, que resulta em baixa adesão entre as partículas de desgaste, ou dos filmes multicamadas, com a superfície metálica. Estes resultados estão consonantes com Wang *et al.* (2013) para PTFE em deslizamento sem lubrificação contra aço inoxidável AISI 316L.

4.4.6 Alterações nas propriedades dos materiais devido ao ensaio de desgaste

O desgaste imposto pelo deslizamento do par tribológico ficou restrito ao material polimérico, conforme apresentado nas análises quantitativas e de alteração topográfica dos materiais. Nesta seção são apresentados uma avaliação das alterações das propriedades dos materiais com o ensaio de desgaste.

4.4.6.1 Aço inoxidável

Para a verificação de alterações da microestrutura do aço inoxidável foram obtidos os difratogramas das superfícies do aço inoxidável, antes e após ensaio de desgaste, através de ensaio de difração de raios-X.

A Figura 4.43(a) apresenta o difratograma para a superfície antes do ensaio. Com a análise dos picos, e comparando-se com o padrão apresentado na Figura 2.58, fica evidente que o material, conforme esperado, apresentou estrutura totalmente austenítica.

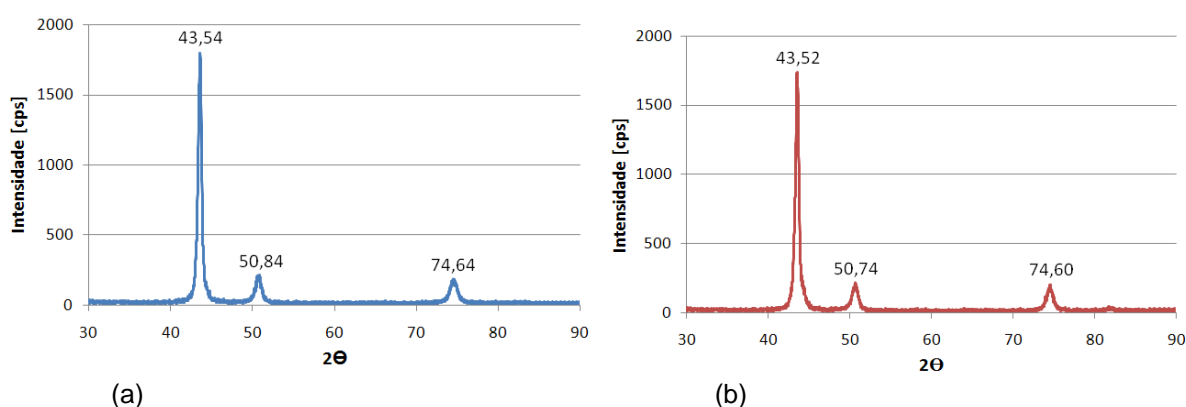


Figura 4.43 – Difratogramas de raios-X da superfície do contra-corpo de aço inoxidável AISI 304: (a) antes do ensaio (b) após ensaio.

A Figura 4.43(b), por sua vez, apresenta o difratograma para a superfície após o ensaio de desgaste. Observa-se que os valores dos picos estão aproximadamente iguais, mostrando que não houve alteração de estrutura.

Este resultado corrobora a teoria de que para pares tribológicos do tipo metal-polímero a deformação restringe-se, praticamente, ao material polimérico. Esta condição é consequência da grande diferença entre a rigidez dos materiais (HUTCHINGS, 1992), conforme evidenciado na Tabela 3.1. Pois, caso houvesse deformações significativas, impostas pelo contato, a estrutura austenítica poderia transformar-se, mesmo que em pequenas regiões, em martensita, conforme descrito na seção 2.4. Contudo, não houve evidência desta estrutura, pois o difratograma não apresentou picos característicos desta fase. Estes resultados estão consonantes com as análises topográficas, apresentadas na seção 4.4.4, as quais mostram praticamente nenhuma alteração na superfície metálica.

4.4.6.2 PTFE

Para a verificação das alterações do PTFE devido ao ensaio de desgaste, foram realizadas análises por calorimetria explanatória diferencial (DSC) e por Espectroscopia de Infravermelho por Transformada de Fourier (FTIR).

A curva de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise por DSC para o corpo de PTFE, sem ser submetido ao ensaio de desgaste, é apresentando na Figura 4.44. O valor de temperatura de fusão foi de 330,75 °C. O valor da entalpia de fusão assumiu valor de 32,75 J/g, que está associado, através da utilização da Equação (27), a um grau de cristalinidade de 39,9%.

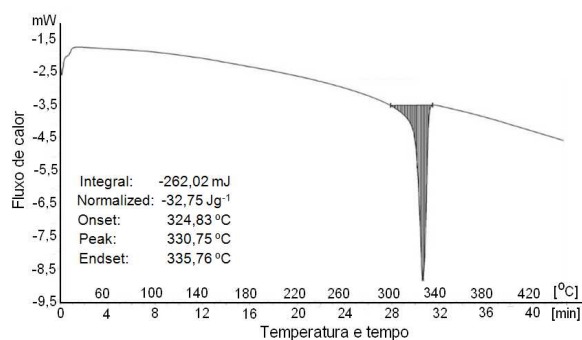


Figura 4.44 - Resultado da curva de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise de DSC para material retirado do corpo de PTFE sem ser submetido ao ensaio de desgaste.

As curvas de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise por DSC para as superfícies dos corpos submetidos ao desgaste e dos filmes multicamadas, para os quatro níveis de ensaios, são apresentadas na Figura 4.45 e Figura 4.46, respectivamente. Os resultados foram reunidos na Tabela 4.7. Os valores dos graus de cristalinidade obtidos foram menores que o esperado, todavia encontram-se valores desta magnitude na literatura.

Tabela 4.7 - Resumo dos valores para das DSCs para as amostras retiradas do corpo, antes e após ensaio de desgaste, e para os produtos do desgaste.

Amostra	Nível de força normal	Entalpia de fusão [J/g]	Temperatura de fusão [°C]	Grau de cristalinidade [%]
Condição original	Não ensaiado	32,8	330,8	39,9
Superfície desgastada	Nível 1	38,1	332,0	46,5
	Nível 2	35,8	330,4	43,7
	Nível 3	32,8	333,6	40,0
	Nível 4	35,6	330,6	43,5
	Média	35,6 ± 2,2	331,6 ± 1,5	43,4 ± 2,7
Filme Multicamadas	Nível 1	46,0	330,5	56,0
	Nível 2	47,1	331,1	57,4
	Nível 3	41,4	331,3	50,4
	Nível 4	46,3	336,4	56,5
	Média	45,2 ± 2,6	332,3 ± 2,7	55,1 ± 3,2

Através de um teste de significância para verificação da igualdade entre a média das temperaturas de fusão dos materiais da superfície e dos produtos do desgaste, constatou-se, com 95% de confiança, que elas são iguais. De igual modo, inferiu-se que estas duas médias são iguais, com 95% de confiança, ao valor da temperatura de fusão do PTFE na condição original que segundo Chanda e Roy (2006) é de 327 °C, obtendo-se igualdade estatística. Deste modo, pode-se afirmar que os fenômenos que ocorreram durante o ensaio de desgaste, principalmente ao que se refere à temperatura no contato, não causou fusão cristalina ou a degradação do material, pois segundo Kar e Bahadur (1978) isso iria se refletir em alteração da temperatura de fusão do material polimérico.

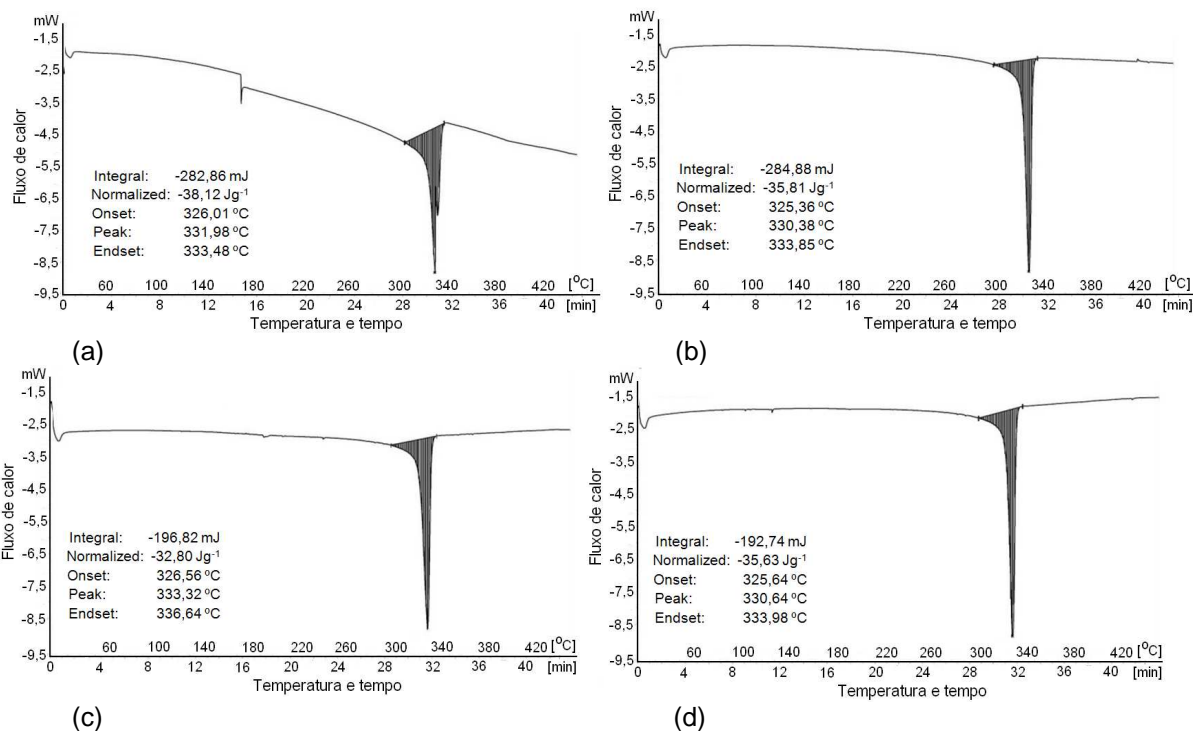


Figura 4.45 – Resultados das curvas de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise de DSC para as superfícies que foram submetidas ao ensaio de desgaste: (a) superfície do nível 1 (b) superfície do nível 2 (c) superfície do nível 3 (d) superfície do nível 4.

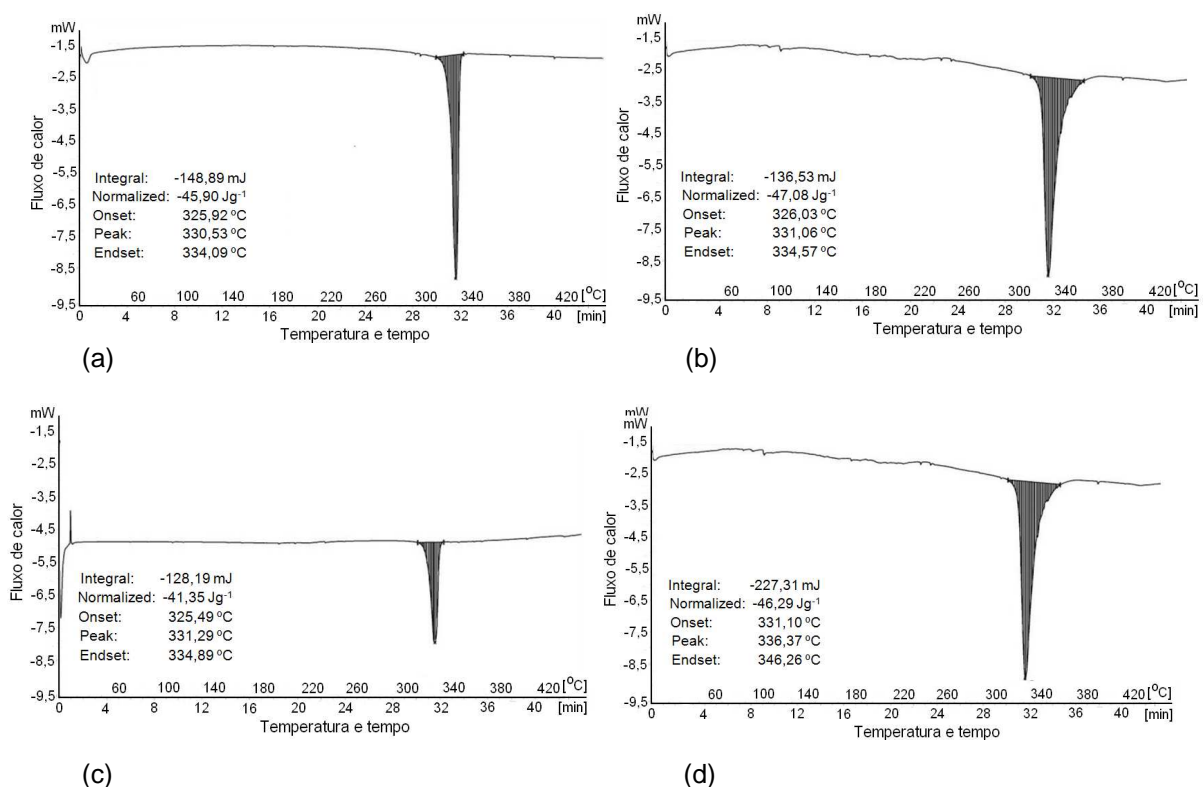


Figura 4.46 - Resultados das curvas de fluxo de calor em função da temperatura em uma análise de DSC para os produtos do desgaste gerados durante os ensaios dos quatro níveis de carregamento: (a) ensaio nível 1 (b) ensaio nível 2 (c) ensaio nível 3 (d) ensaio nível 4.

Contudo, os valores da entalpia de fusão, e conseqüentemente o grau de cristalinidade, foram distintos. O valor, em média, foi mais alto para os filmes multicamadas com $(55,1 \pm 3,2)\%$, seguido de $(43,4 \pm 2,7)\%$ para as superfícies do corpo, e por fim, o material na condição inicial apresentou o menor grau de cristalinidade com 39,9%. Segundo Zhang (1998) e Galliano *et al.* (2003), este aumento do grau de cristalinidade está associado à reorientação das cadeias lineares do PTFE durante o deslizamento. Conforme apresentado na Figura 4.30, após a formação da junção entre os materiais devido às forças adesivas, há a deformação do material polimérico com as forças cisalhantes que surgem com o deslizamento. Neste momento, ocorre o escorregamento entre a camada mais externa do polímero, que está em contato com o metal, e a camada logo abaixo desta, conforme mecanismo descrito na Figura 2.11, quando, então, ocorre a reorientação das cadeias da superfície e com a seqüência do deslizamento, acontecem maiores deformações até a falha, e arrancamento, da camada externa. Analisando-se este mecanismo, com foco na deformação e na possibilidade de reorientação das cadeias, pode-se concluir que a partícula de desgaste deve ter o maior grau de cristalinidade, pois sofreu mais deformação, seguida da superfície e do material na condição original. Observa-se, ainda, que não houve variação do grau de cristalinidade em função da carga normal. Sendo assim conclui-se que ocorreu sempre o mesmo mecanismo, porem com maior intensidade com o aumento da carga.

A Figura 4.47 apresenta os espectros de FTIR referentes aos filmes multicamadas coletados nos ensaios do último nível de carregamento normal e o PTFE na condição original, ou seja, sem ser submetido ao ensaio de desgaste. Verifica-se que os perfis são muito semelhantes, com ressalva de algumas regiões no espectro dos filmes multicamadas, onde se observa o surgimento de picos que diferenciam, marcadamente, os espectros. Como informa a literatura básica de Silverstein e Webster (2000), a espectroscopia na região do infravermelho é bastante útil na identificação de grupos funcionais em compósitos orgânicos.

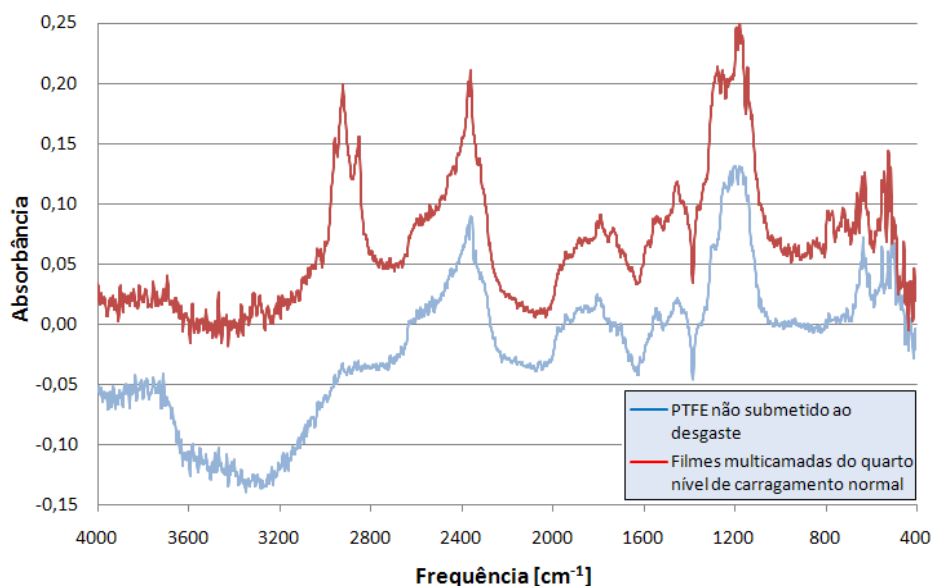


Figura 4.47 – Espectros de FTIR para filmes multicamadas do quarto nível de carregamento normal e para PTFE não submetido ao ensaio de desgaste.

Observa-se que alguns sinais característicos, em energias muito próximas de 2860 , 1370 e 1260 cm^{-1} , normalmente associados ao estiramento do grupo alquila CH, ao dobramento do grupo CH e ao dobramento do grupo funcional C-O, ocorreram com uma intensidade moderada e pouco deslocadas quando comparadas com aquelas classicamente presentes no poli álcool vinílico, tomado aqui como base comparativa para análise dessas ligações. Sinais manifestados no entorno de 2940 - 2942 cm^{-1} , verificados exclusivamente no espectro dos filmes submetidos ao desgaste, são características de interações primárias e secundárias entre diferentes grupos OH (SUDHAMANI *et al.*, 2003).

A causa mais provável dessas alterações deve-se provavelmente a combinação de fatores ambientais (presença de umidade e de oxigênio) juntamente com a elevação de temperatura e os esforços mecânicos envolvidos no processo de desgaste. Estas condições possibilitam a quebra de algumas ligações entre carbono e flúor, conduzindo a formação das ligações listadas. Supõem-se que estas alterações iniciaram ainda no corpo polimérico e se intensificaram com o mecanismo de remoção e mesclagem das partículas de desgaste. Com isso, é provável que tenham havido modificações no comportamento tribológico do PTFE se comparado com a condição original. Investigações sobre estas alterações podem ser oportunas para endereçar novos estudos.

5 CONCLUSÕES

Do presente trabalho, em que foi estudado o comportamento tribológico do PTFE em deslizamento sem lubrificação contra o aço inoxidável AISI 304, em ensaios tipo mancal sobre eixo, com duração de 120 minutos e condição PV constante, concluiu-se que:

- ✓ O coeficiente de atrito cinético estabilizou após vinte minutos de ensaio e, as médias dos últimos 20 minutos, foram proporcionais a $F_N^{-0,33}$;
- ✓ A temperatura no contato estabilizou após aproximadamente 80 minutos de ensaio e o valor médio dos últimos 20 minutos foram proporcionais ao produto do coeficiente de atrito cinético médio e da raiz quadrada da força normal;
- ✓ Ao final do ensaio de desgaste houve alteração do contato de não conforme para conforme, com crescimento da área nominal, em todos os níveis de carregamento normal, para valores próximos do máximo, o qual é intrínseco ao tipo de ensaio realizado;
- ✓ Os corpos de PTFE apresentaram taxa de desgaste mássico média, que variaram de 0,22 a 0,32 g/h, proporcionais à raiz quadrada da força normal aplicada. Os contra-corpos de aço inoxidável não apresentaram desgaste significativo;
- ✓ As perdas de massa durante os ensaios, inferiores à 1 g para o PTFE, foram suficientes para causar danos relevantes, o que em uma aplicação real resultaria na inutilização dos mancais de deslizamento;
- ✓ Os valores de desgaste volumétrico por distância de deslizamento aumentaram com o incremento de força normal e os coeficientes de desgaste adimensional de Archard foram estatisticamente iguais, para todos os níveis de carregamento normal, com valores próximos ao encontrados na literatura para o PTFE em deslizamento sem lubrificação;
- ✓ A topografia dos contra-corpos apresentaram-se de modo típico, com ondulações provenientes do processo de usinagem, e tiveram pequenas alterações com os ensaios de desgaste. Após os mesmos foram encontradas pequenas partículas de desgaste de PTFE aderidas por toda a superfície. Os parâmetros de rugosidade analisadas mostraram leve tendência de diminuição. Verificou-se que os picos das asperezas da superfície do aço

inoxidável sofreram desgaste ou deformação preferencial devido ao contato, mas em pequena quantidade. Difratoogramas de raios-X, antes e após ensaios, mostraram que não houve alteração de estrutura cristalina do aço inoxidável;

- ✓ Constatou-se a imposição da ondulação dos contra-corpos, que com o aumento da carga normal foram mais profundas, e o alisamento da superfície, com a redução dos parâmetros de rugosidade;
- ✓ O mecanismo que dominou o desgaste do PTFE foi o adesivo. Encontraram-se várias regiões de pequena dimensão na superfície do PTFE com deformações geradas por tensões cisalhantes devido à forças adesivas e as partículas de desgaste tiveram forma de filmes de pequena espessura;
- ✓ Identificou-se alguns indícios de processo abrasivo como riscos no sentido do deslizamento, supondo-se que houve processo de microsulcamento e microcorte. Contudo, não verificou-se partículas de desgaste típicas deste mecanismo;
- ✓ As partículas de desgaste geradas mesclaram no contato, formando filmes multicamadas que posteriormente foram expulsos do contato devido ao movimento relativo entre o corpo e o contra-corpo;
- ✓ Devido à espessura reduzida dos filmes multicamadas, estes apresentaram-se translúcidos, em contraste com o material opaco original;
- ✓ Não houve fusão cristalina ou a degradação do material polimérico. Contudo, observaram-se alteração nos graus de cristalinidade, sendo que os valores mais altos foram para os filmes multicamadas, seguido das superfícies do corpo após ensaio de desgaste, e por fim, para o material na condição inicial. Esta alteração foi atribuída à reorientação molecular ocorrida durante o mecanismo de remoção das partículas de desgaste;
- ✓ Através de análises de FTIR do PTFE, foram observadas ligações C-O e C-H, em filmes multicamadas do quarto nível de carregamento normal. Os fatores mais prováveis para esta alteração foram a presença de oxigênio e a umidade relativa elevada durante os ensaios.

Por fim, conclui-se, diante do exposto, que se teve sucesso na avaliação do comportamento do sistema tribológico.

6 PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS

Algumas considerações podem ser feitas para trabalho futuros, as quais surgiram durante o desenvolvimento da presente Dissertação.

Inicialmente, são necessárias ações com relação à MAC, sendo que duas questões são cruciais:

- Aumento da faixa de operação da MAC, sendo algumas sugestões:
 - Aumento da potência do motor elétrico de acionamento;
 - Projeto de transmissão com polias para que a redução de rotação não seja exclusivamente realizada pelo inversor de frequência, pois a perda de torque limita a faixa de rotação dos ensaios;
- Minimizar a vibração através de ações como:
 - Aumento da rigidez do equipamento;
 - Projeto de sistema de amortecimento da vibração;
 - Projeto de novo sistema de aplicação de carga através de mola ou cilindro pneumático;

Com relações aos ensaios, algumas sugestões são dadas a seguir:

- Implementação de um sistema para monitoramento da perda de massa durante o ensaio, o que permitiria verificar a variação da taxa de desgaste em relação ao tempo;
- Ensaios em atmosfera controlada com baixa umidade relativa para avaliação, e comparação, dos grupos funcionais formados nos filmes multicamadas.
- Ensaios para avaliação do atrito e desgaste com contra-corpos com acabamentos, e rugosidades, diferentes;
- Caracterização dos filmes multicamadas ao longo do ensaio, possibilitando verificar a alteração destes produtos em relação ao tempo;
- Investigar modificações no comportamento tribológico do PTFE devido às alterações de propriedades sofridas durante o ensaio de desgaste.

REFERÊNCIAS

AGARWAL, Vanita R.; PILLAI, U. T. S.; SETHURAMIAH, A. New Observation on PTFE Wear Mechanism. **Wear of Material**. p. 501-506, Denver, 1989.

ARCHARD, J. F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. **Journal Of Applied Physics**. v. 24, p. 981-988, 1953.

ARCHARD, J. F. Elastic deformation and the laws of friction. **Proceedings of the Royal Society of London**. v. 243, p.190-205, 1957.

ARCHARD, J. F.; HIRST, W. The wear of metals under unlubricated conditions. **Proceedings of the Royal Society of London**. v. 236, p.397-410, 1956.

ASHBY, M. F. **Materials Selection in Mechanical Design**. 1. ed. Oxford: Pergamon Press Ltd, 1992.

ASM Handbook Volume 18 – Friction, Lubrication and Wear Technology. USA: 1992.

BARBU, E.; PULLIN, R. A.; GRAHAM, P.; EATON, P.; EWEN, R. J.; SMART, J. D.; NEVELL, T. G.; TSIBOUKLIS, J. Poly(di-1H, 1H, 2H, 2H-perfluoroalkylitaconate) films: surface organization phenomena, surface energy determination and force of adhesion measurements. **Polymer**. v. 43, p. 1727-1734, 2002.

BELI, V. A.; SVIRIDYONOK, A. I.; SMURUGOV, V. A.; NEVZOROV, V. V. Adhesive Wear of Polymers. **Institute of the Mechanics of Metal-Polymer System**. Outubro, p. 396-400, 1977.

BENABDALLAH, S. M.; LAPIERRE, J. A new device for measuring the real area of contact of polymeric material by the perturbation of total internal reflection. **Journal of Materials Science**. v. 25, p. 3497-3500, 1990.

BIPM; IEC; IFCC; ISO; IUPAC; IUPAP; OIML. **Guia para a Expressão da Incerteza de Medição**. Rio de Janeiro: ABNT e INMETRO. 2a edição. 2003.

BLAU, Peter J. **Friction Science and Technology**. New York: Marcel Dekker, Inc., 1996.

BORESI, ARTHUR P.; SIDEBOTTOM, OMAR M. **Advanced Mechanics of Materials**. USA: John Wiley & Sons, Inc., 1985.

BRISCOE, B. Wear of Polymers: an Essay on Fundamental Aspects. **Tribology Internacional**, p. 231-243, 1981.

BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology**. New York: John Wiley & Sons, 2002.

CALLISTER, William D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 7. ed. New York: John Wiley & Sons, 2007.

CARDOSO, Leonardo. SUPREME LUBRIFICANTES. **Custos da Lubrificação**. Disponível em: <http://www.supremelub.com.br/espaco_lubrificacao/noticias_detalhes.aspx?id=38>. Acesso em: 05 fev. 2012

CARVALHO, M. V. **Análise do brunimento de cilindro de blocos de motores em ferro fundido de grafica compacta (CGI)**. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos – SP, p. 152, 2007.

CHALLEN, J. M.; OXLEY, P. L. B. Slip-line fields for explaining the mechanics of polishing and related processes. *Wear*. v. 53, p. 229-243, 1979.

CHANDA, M.; ROY, S. K. *Plastics Technology Handbook*. 4. ed. London: Taylor & Francis Group, 2006.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: Características Gerais**. 7. ed. São Paulo: 2002.

CHIFFRE, L.; LONARDO, P.; TRUMPOLD, H.; LUCCA, D. A.; GOCH, G.; BROWN, C. A.; RAJA, J.; HANSEN, H. L. Quantitative Characterisation of Surface Texture. **Manufacturing Technology**. v. 49, p. 635 - 652. 2000.

CONTE, M.; IGARTUA, A. Study of PTFE composites tribological behavior. *Wear*. v. 296, p. 568-574, 2012.

CRAWFORD, R. J.; STEPHENS, G. Microhardness Testing of Plastics Using Ball and Conical indenters. **Polymer Testing**. v. 5, p. 113-136, 1985.

DAI, L.; SATYANARAYANA, N.; SINHA, S.; TAN, V. B. C. Analysis of PFPE lubricating film in NEMS application via molecular dynamics simulation. **Tribology International**. v. 60, p. 53-57, 2013.

DEVORE, J. L. **Probabilidade e Estatística: para engenharia e ciências**. 6. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2011.

DING, X.; ZENG, X.T.; HE, X.Y.; CHEN, Z. Tribological properties of Cr- and Ti-doped MoS₂ composite coatings under different humidity atmosphere. **Surface and Coatings Technology**. V. 205, p. 224-231, 2010.

DONG, W. P., SULLIVAN, P. J., STOUT, K. J. Comprehensive study of parameters for characterizing three-dimensional surface topography III: parameters for characterizing amplitude and some functional properties. *Wear*. v. 178, p. 29–43. 1994.

FONSECA, J. S.; MARTINS, G. A. **Curso de estatística**. 6. ed. São Paulo: Editora Atlas, 1996.

FU, R. K. Y.; MEI, Y. F., WAN, G. J.; SIU, G. G.; CHU, P. K.; HUANG, Y. X.; TIAN, X. B.; YANG, S. Q.; CHEN, J. Y. Surface composition and surface energy of Teflon treated by metal plasma immersion ion implantation. **Surface Science**. v. 573, p. 426–432, 2004.

GALLIANO, A.; BISTAC, S.; SCHULTZ, J. Adhesion and friction of PDMS networks: molecular weight effects. **Journal of Colloid and Interface Science**. v. 265, p. 372-379, 2003.

GGB Bearing Technology. **Mastering Complex Bearing Technology**. Industry & Engineering. 2010. Disponível em: < <http://www.ggbearings.com/pdf/5426-57.pdf>>. Acesso em: 05 fev. 2012.

GOYAL, R. K.; YADAV, M. Study on Wear and Friction Behavior of Graphite Flake-Filled PTFE Composites. **J. Appl. Polym. Sci**. v. 127, p. 3186-3191. 2013.

GORNI, Antônio Augusto. **Propriedades e Características de Resinas Plásticas Usadas em Chapas Amortecedoras de Vibração**. In: Congresso: Plastshow 2006 em 9 de maio de 2006. São Paulo.

GRENWOOD, J. A.; WILLIAMSON, J. B. P. Contact of Nominally Flat Surfaces. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences**. v. 295, p. 300-319, No. 1442, 1966.

Handbook of Polymer Testing: Short-Term Mechanical Tests. United Kingdom: RapraTechnology, 2005.

HATAMLEH, O.; SMITH, J.; COHEN, D.; BRADLEY, R. Surface roughness and friction coefficient in peened friction stir welded 2195 aluminum alloy. **Applied Surface Science**. v. 255, p. 7414-7426. 2009.

HOLMBERG, Kenneth. Reliability Aspects of Tribology. **Wear**. v. 34, p. 801-808, 2001.

HUTCHINGS, Ian M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Cambridge: Butterworth Heinemann, 1992.

ISO 2039-1. Plastics - Determination of hardness — Part 1: Ball indentation method. 2003.

KAR, M. K.; BAHADUR, S. Micromechanism of Wear at Polymer-Metal Sliding Interface. **Wear**. v. 46, p. 189-202, 1978.

KASHANI, M. R.; BEHAZIN, E.; FAKHAR, A. Construction and evaluation of a new tribometer for polymers. **Polymer Testing**. v. 30, p. 271-276. 2011.

- KENNAMETAL STELLITE. **Alloy Database**. Disponível em: <<http://stellite.com/Technical/AlloyDatabase/tabid/262/Default.aspx>>. Acesso em: 30 jul. 2012.
- KHODDAMZADEH, A.; LIU, R.; WU, X. Novel Polytetrafluoroethylene (PTFE) Composites with Newly Developed Triballoy Alloy Additive for Sliding Bearing. **Wear**. v. 266, p. 646-657, 2009.
- KIM, S. S.; SHIN, M. W.; JANG, H. The Wear Mechanism of a Polyphenylene Sulfide (PPS) Composite Mixed with Ethylene Butyl Acrylate (EBA). **Tribo Lett**. v.47, p.165-173, 2012.
- KOIKE, H.; KIDA, K.; SANTOS, E. C.; ROZWADOWSKA, J.; KASHIMA, Y.; Kanemasu, k. Self-lubrication of PEEK polymer bearings in rolling contact fatigue under radial loads. **Tribology International**. v. 49, p. 30-38, 2012.
- KRAUSS, G. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**. Colorado: ASM International, 1989.
- KRICK, B. A.; EWIN, J. J.; BLACKMAN, G. S.; JUNK, C. P.; SAWYER, W. G. Environmental dependence of ultra-low wear behavior of polytetrafluoroethylene (PTFE) and alumina composites suggests tribochemical mechanisms. **Tribology International**. v. 51, p. 42-46, 2012.
- LANCASTER, J. K. A review of the influence of environmental humidity and water on friction, lubrication and wear. **Tribology International**. v.23, p 371-379, 1990.
- LARSEN, T.; ANDERSEN, T. L.; THORNING, B.; HORSEWELL, A.; VIGILD, M. E. Changes in the tribological behavior of an epoxy resin by incorporating CuO nanoparticles and PTFE microparticles. **Wear**. v. 265, p. 203–213, 2008.
- LEI, C.; WANG, X.; FANG, Q.; GAO, Y.; TU, D.; DU, Q. Space charge distribution and crystalline structure in quenched polytetrafluoroethylene. **European Polymer Journal**. v. 43, p. 4523-4529. 2007.
- LUDEMA, K. C.; TABOR, D. The Friction and Visco-Elastic Properties of Polymeric Solids. **Wear**. v. 9, p. 329-348, 1966.
- LIU, P.; LU, R. HUANG, T.; CONG, P.; JIANG, S.; LI, T. Tensile and tribological properties of polytetrafluoroethylene homocomposites. **Wear**. v. 289, p. 65-72, 2006.
- LIU, Y.; SCHAEFER, J. A. The Sliding Friction of Thermoplastic Polymer Composites Tested at Low Speeds. **Wear**. v. 261, p. 568-577, 2006.
- MARSELLA, D. **Metal Polymer Bearings**. Engine Technology International. jan. 2008. DEVELOPMENT. **Bearing: Solid Polymer Bearing in Tribological Applications**. V. 110. 2008.

MARSELLA, D.; WILLIAMS R. S. **Polymer Bearing for Today's Automotive Applications**. Automotive Purchasing International. 2005. Disponível em: <http://www.ggbearings.com/pdf/casehistories/auto_purch.pdf>. Acesso em: 05 fev. 2012.

MARX, S.; JUNGHANS, R. Friction and Wear of Highly Stressed Thermoplastic Bearing Under Dry Sliding Conditions. **Wear**. v. 193, p. 253-260, 1996.

MCMULLIN, B. T.; LEUNG, M.; SHANBHAG, A. S.; MCNULTY, D.; MABREY, J. D.; AGRAWAL, C. M. Correlating subjective and objective descriptors of ultra high molecular weight wear particles from total joint prostheses. **Biomaterials**. v. 27, p. 752-757, 2006.

MICROBON. **Pasta Térmica a base de Prata TCG10**. Disponível em: <http://www.microbon.com.br/descri_tcg10.php>. Acesso em: 24 fev. 2013.

MINIPA DO BRASIL Ltda. **Produtos**. Disponível em: <<http://www.minipa.com.br>>. Acesso em: 24 fev. 2013.

MOTOMCO DO BRASIL. **Empresa**. Disponível em: Disponível em: <<http://www.motomco.com.br/2012/index.php>>. Acesso em: 24 fev. 2013.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada**. Rio de Janeiro: Bookman, 2003.

NWAOGU, U. C.; TIEDJE, N. S.; HANSEN, H. N. A non-contact 3D method to characterize the surface roughness of castings. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 213, p. 59-68, 2013.

PASSERI, D.; ROSSI, M.; TAMBURRI, E.; TERRANOVA, M. L. Mechanical characterization of polymeric thin films by atomic force microscopy based techniques. **Anal Bioanal Chem**. V.405: 1463-1478, 2013.

PERSSON, B. N. J. Sliding Friction. **Surface Science Reports**. v. 33, p. 83-119, 1999.

PRICE, D. M.; JARRAT, M. Thermal conductivity of PTFE and PTFE composites. **Thermochimica Acta**. v. 392, p. 231-236, 2002.

PRIEST, M.; TAYLOR, C. M. Automobile Engine Tribology - Approaching the Surface. **Wear**. v. 241, p. 193-203, 2000.

QUAGLINI, V.; DUBINI, P.; FERRONI, D.; POGGI, C. Influence of counterface roughness on friction properties of engineering plastics for bearing applications. **Materials and Design**. v.30, p. 1650-1658, 2009.

RAE, P. J.; BROWN, E. N. The Properties of Poly(tetrafluoroethylene) (PTFE) in Tension. **Polymer**. v. 46, p. 8128-8140, 2005.

REMPP, A.; KILLINGER, A.; GADOW, R. New Approach to Ceramic/Metal-Polymer Multilayered Coatings for High Performance Dry Sliding Applications. **Journal of Thermal Spray Technology**. v. 21, p. 659-667, 2012

RISTIVOJEVIĆ, M.; LAZOVIĆ, T.; VENCL, A. Studying the load carrying capacity of spur gear tooth flanks. **Mechanism and Machine Theory**. v. 59, p. 125-137, 2013.

SAMYN, P.; SCHOUKENS, G.; BAETS, P. Micro- to nanoscale surface morphology and friction response of tribological polyimide surfaces. **Applied Surface Science**. V. 256, P. 3394-3408, 2010.

SANTOS, M. R. **Efeito do Nitrogênio e do Cobre na Formação da Martensita em Aços Inoxidáveis Austeníticos e sua Influência sobre o Fenômeno de Delayed Crackin**. 200. 266 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS – UFMG, Belo Horizonte, 2008.

SEABRA, J.; BERTHE, D. Influence of Surface Waviness and Roughness on the Normal Pressure Distribution in the Hertzian Contact. **Transactions of the ASME**. v.109, july, 1987.

SEDLACEK, M.; PODGORNIK, B; VIZINTIN, J. Correlation between standard roughness parameters skewness and kurtosis and tribological behaviour of contact surfaces. **Tribology International**. v. 48, p. 102-112, 2012.

SHI, Y.; MU, L.; FENG, X.; LU, X. A Study of Tribological and Mechanical Properties of PTFE Composites Filled with Surface Treated K₂Ti₆O₁₃ Whisker. **Journal of Applied Polymer Science**. v. 124, p. 1456–1463, 2012.

SILVA, Carlos Henrique. **Degradação de UHMWPE e de POM Devido à Ação Tribológica Contra Aço Inoxidável e Alumina**. 2003. 294f. Tese de Doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2003.

SILVA, C. H.; TANAKA, D. K.; SINATORA, A. The effect of load and relative humidity on friction coefficient between high density polyethylene on galvanized steel-preliminary results. **Wear**. v. 225, p. 339-342, 1999.

SILVERSTEIN, R. M.; WEBSTER, F. X. **Identificação espectrométrica de compostos orgânicos**. Rio de Janeiro: LTC, 2000.

SKF. **Catálogo Geral**. Catálogo 4000 PB Reg. 47. Torino: Stamperia Artistica Nazionale, 1989.

STACHOVIK, Gwidon W.; BATCHELOR, Andrew W. **Engineering Tribology**. 3. ed. EUA: Butterworth Heinemann, 2001.

STEMMER, C. E. Ferramentas de corte. 5. Ed. Florianópolis: UFSC, 2001.

STOLARSKI, T. A.; YAMANE, M. Tribological Performance of PTFE–Metal Binary Coatings in Rolling/Sliding Contact. **Tribol Lett**. v. 46, p. 313–327, 2012.

SUDHAMANI, S. R.; PRASAD, M. S.; SANKAR, U. K. DSC and FTIR studies on gellan and polyvinyl alcohol (PVA) blends films. **Food Hydrocolloids**, v. 17, n. 3, p. 245-250, 2003.

Taylor Hobson Brasil. Produtos. Disponível em: <http://www.taylorhobson.com.br/index.php/c_home/produtos/1/5/147>. Acesso em: 26 ago. 2013.

TURI, E. A. **Thermal Characterization of Polymeric Materials**, p. 235-270, 1981.

UNAL, H.; MIMAROGLU, A.; KADIOGLU, U.; EKIZ, H. Sliding friction and wear behaviour of polytetrafluoroethylene and its composites under dry conditions. **Materials and Design**. v. 25, p. 239–245, 2004.

ÜNLÜ, B. S.; UZKUT, M. Tribological Behaviors of Polymer-based Particle-reinforced PTFE Composite Bearings. **Journal of Reinforced Plastics And Composites**. v. 29, No. 09, 2010.

VALE, J. L.; LEGROSKI, M.; SILVA, C. H. **Influência da Carga Normal e da Velocidade de Deslizamento no Coeficiente de Atrito Cinético e no Desgaste do Par Polietrafluoretileno (PTFE) Versus Aço Inoxidável**". I Congresso de Tecnologias, Engenharias e Ciências Exatas – I CONTECE. 2013.

YAMAGUCHI, Yukisaburo. **Tribology of Plastic Materials: Their Characteristics and Applications to Sliding Components**. New York: Elsevier Science Publishers, 1990.

YEO, S. M.; POLYCARPOU, A. A. Micromechanical properties of polymeric coatings. **Tribology International**. v.60, p. 198-208, 2013.

WANG, S.; PAN, L.; LI, Q. Tribological Behaviors of Polytetrafluoroethylene Composites Under Dry Sliding and Seawater Lubrication. **J. Appl. Polym. Sci**. v. 35, p. 3186-3191, 2013.

WANG, W.; CHEN, H.; HU, Y.; WANG, H. Effect of surface roughness parameters on mixed lubrication characteristics. **Tribology International**. v. 39, p. 522–527, 2006.

Wang, X.; Ye, Q.; Liu, J.; Liu, X.; Zhou, F. Low surface energy surfaces from self-assembly of perfluoropolymer with sticky functional groups. **Journal of Colloid and Interface Science**. v. 351, p. 261-266, 2010.

WANG, Y. A.; LI, J. X.; YAN, Y.; QIAO, L.J. Effect of pv factor on sliding friction and wear of copper-impregnated metallized carbon. **Wear**. v. 289, p. 119-123, 2012.

WHITEHOUSE, D. J. **Handbook of Surface and Nanometrology**. London: Institute of Physics Publishing, 1994.

ZHANG, Z.; LIU, W.; XUE, Q. Effects of Various Kinds of Fillers on the Tribological Behavior of Polytetrafluoroethylene Composites Under Dry and Oil-Lubricated Conditions. **Journal of Applied Polymer Science**. v. 80, p. 1891–1897, 2001.

ZANG, S. W. State-of-the-art of Polymer Tribology. **Wear**. v. 31, p. 49-60, 1998.

ZUM-GAHR, K. H. **Microstruture and Wear of Materials** - Tribology Series, no.10 - Elsevier Science Publishers, p. 437-447, 1987.

APÊNDICE A - MODELO DE ATRITO CINÉTICO PARA A MAC

Para se obter o coeficiente de atrito cinético, é fundamental realizar uma análise criteriosa dos esforços e deduzir as equações necessárias. Acrescentam-se, aqui, a discussão sobre a influência do atrito causado pelos rolamentos que aplicam a carga ao corpo e a determinação da incerteza de medição da MAC. Em busca destes objetivos, considera-se, inicialmente, o diagrama de corpo livre da haste de carga, conforme mostrado na Figura A.1. O sistema está em equilíbrio, e pode-se identificar o ponto de articulação "O".

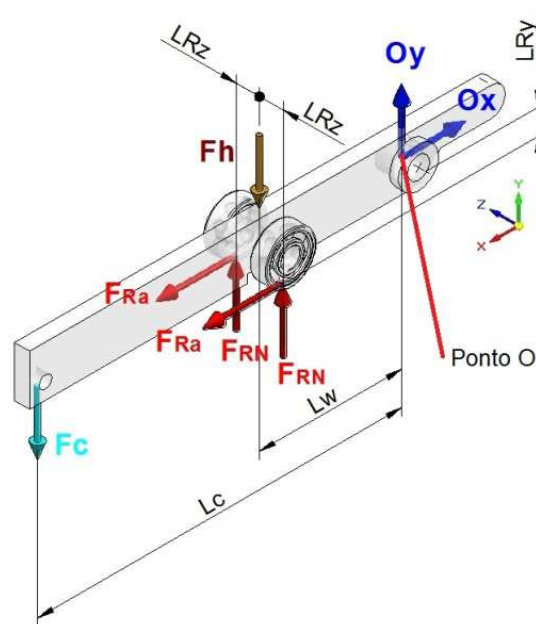


Figura A.1 - Diagrama de corpo livre da haste de carga.

onde:

- F_h : Força proveniente da massa da haste de carga considerada no ponto de aplicação da carga normal [N];
- F_c : Força peso das cargas aplicadas no tirante da haste de carga [N];
- F_{Ra} : Força de atrito gerada pela tendência de movimento dos rolamentos [N];
- F_{RN} : Força normal de reação do corpo [N];
- L_w : Distância do centro de giro até o ponto de aplicação da carga normal no corpo [mm];
- L_c : Distância do centro de giro até o ponto da aplicação das cargas [mm];
- L_{Ry} : Distância da força de atrito causada pelo rolamento até o centro de giro [mm];
- L_{Rz} : Distância do centro da barra até os rolamentos [mm];
- O_x : Força de reação no ponto de articulação da haste de carga no eixo x [N];
- O_y : Força de reação no ponto de articulação da haste de carga no eixo y [N];

Adota-se, neste momento, devido à simetria no plano XY, que as cargas nos rolamentos são iguais. Aplicando-se, agora, a somatória de momentos em relação ao eixo z no ponto de articulação "O", tem-se:

$$(2F_{RN})L_w - F_c L_c - F_h L_w + 2F_{Ra} L_{Ry} = 0 \quad (36)$$

Considerando-se, ainda, que:

$$F_c = m_c g \quad (37)$$

$$F_h = c_{mh} g \quad (38)$$

onde:

c_{mh} : Contribuição da massa do conjunto da haste medido no ponto de aplicação da carga normal no corpo [g];

g : Aceleração da gravidade [mm.s⁻²];

m_c : Massa das cargas acrescidas ao tirante da haste de carga da MAC [g].

Substituindo-se, agora, as Equações (37) e (38) na Equação (36), tem-se a Equação (39).

$$(2F_{RN})L_w - m_c g L_c - c_{mh} g L_w + 2F_{Ra} L_{Ry} = 0 \quad (39)$$

Dando-se sequência, apresenta-se, na Figura A.2(a), o diagrama de corpo livre do rolamento da haste de aplicação de carga. Evidencia-se, desta forma, o momento de atrito do rolamento, M_r [Nm], que segundo SKF(1989) representa a resistência total ao movimento de rolamento, associado ao atrito das partes girantes, da gaiola e do lubrificante.

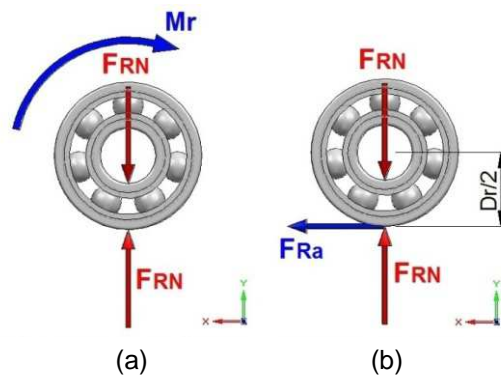


Figura A.2 - Diagrama de corpo livre do rolamento: (a) momento de atrito do rolamento - M_r (b) substituição do momento de atrito do rolamento pela relação força de atrito do rolamento (F_{RN}) versus distância ($Dr/2$).

Em condições nas quais o valor de carga radial do rolamento permaneça próximo a 10% de sua capacidade máxima de carga dinâmica, C [N], e dentro de condições normais de lubrificação e operação, pode-se estimar, com boa precisão, o valor do momento de atrito de rolamento, através da Equação (40).

$$M_r = 0,5\mu_r F_{RN} d_r \quad (40)$$

onde:

- M_r : Momento de atrito do rolamento [N];
 μ_r : Coeficiente de atrito do rolamento [-];
 F_{RN} : Carga radial do rolamento [N];
 d_r : Diâmetro interno do rolamento [mm];

Para o rolamento rígido de esferas utilizado neste equipamento, 6201-2RS, tem-se $C=6890\text{N}$, $\mu_r=0,0015$, $d_r=12\text{mm}$ e diâmetro externo do rolamento (D_r) de 32mm (SKF, 1989). Assim, pode-se utilizar o modelo proposto, pois o valor de $F_{RN} < 0,1C$, conforme pode ser visto no planejamento dos ensaios apresentado na seção 3.3, no qual o maior valor de carregamento normal empregado é de 125,5N. O momento de rolamento, mostrado na Figura A.2a, é equivalente a força de atrito do rolamento, F_{Ra} [N], aplicada a uma distância, neste caso, de metade de seu diâmetro $D_r/2$, situação apresentada na Figura A.2b. Deste modo, tem-se a relação na Equação (41).

$$M_r = F_{Ra} \frac{D_r}{2} \quad (41)$$

Substituindo-se a Equação (40) na Equação (41), e evidenciando o valor da força de atrito do rolamento, chega-se a Equação (42), mostrando que esta é função exclusiva da força aplicada no rolamento.

$$F_{Ra} = f(F_{RN}) = F_{RN} \mu_r \frac{d_r}{D_r} \quad (42)$$

Substituindo-se a Equação (39) na Equação (42), e resolvendo para F_{RN} , chega-se na Equação (44), a qual mostra que a função depende somente do valor da massa das cargas aplicadas e constantes associadas à geometria da MAC.

$$F_{RN} = f(m_c) = \frac{(m_c L_c + c_{mh} L_w) g}{2 \left(L_w - \mu_r \frac{d_r}{D_r} L_{Ry} \right)} \quad (43)$$

A Figura A.3 mostra o diagrama de corpo livre do corpo de PTFE, sendo o peso deste desconsiderado da análise, pois o seu valor é de aproximadamente 40 g já considerando-se a porca e o parafuso. As forças F_{RN} e F_{Ra} são aplicadas pelos rolamentos, conforme Figura A.2. Para considerar a retirada do contra-corpo do sistema acrescentaram-se as reações de apoio F_N [N] e R_x [N] e a força de atrito gerada pela rotação do contra-corpo, F_{at} [N].

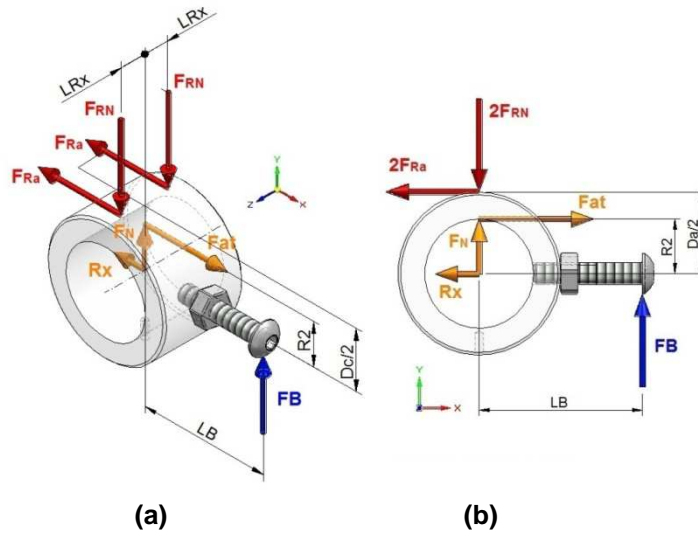


Figura A.3 - Diagrama de corpo livre do corpo: (a) vista isométrica (b) vista no plano "xy".

Como o contato entre corpo e contra-corpo é não conforme e restringe-se à parte superior do corpo com medida "a", conforme já discutido e apresentado na Figura 2.59, considera-se que somente a força F_N gera atrito. Observa-se, também, que a força F_N é o carregamento normal aplicado no corpo na interface do contato em estudo. A força de reação da haste de carga, F_B [N], é a que mantém o sistema em equilíbrio e é medida na célula de carga, podendo ser calculada pela Equação (44).

$$F_B = m_B g \tag{44}$$

onde:

m_B : Força transmitida pelo parafuso do corpo à haste de transmissão de força [g];

Aplicando-se a somatória de forças em relação ao eixo z encontra-se a Equação (45).

$$F_N + F_B - 2F_{RN} = 0 \tag{45}$$

Substituindo-se as Equações (43) e (44) na Equação (45), pode-se chegar a Equação (46) que permite calcular a força F_N , a qual é função de m_B e m_c , que são: o valor medido na célula de carga e os valores das cargas adicionadas ao sistema, respectivamente.

$$F_N = f(m_B, m_c) = g \left[\frac{(m_c L_c + c_{mh} L_w)}{\left(L_w - \mu_r \frac{d_r}{D_r} L_{Ry} \right)} - m_B \right] \tag{46}$$

Aplicando-se, agora, a somatória de momentos, no diagrama de corpo livre da Figura A.3, em relação no centro de giro do corpo e em relação ao eixo z, tem-se a Equação (47).

$$F_B L_B + 2F_{Ra} \frac{D_c}{2} - F_{at} R_2 = 0 \quad (47)$$

Substituindo-se as Equações (44) e (42) na Equação (47), e resolvendo-se para a força de atrito F_{at} , obtém-se a Equação (48).

$$F_{at} = \frac{L_B}{R_2} m_B g + \frac{F_{RN} \mu_r \frac{d_r}{D_r} D_c}{R_2} \quad (48)$$

Contudo, necessita-se ainda substituir a Equação (43) na Equação (48), e com alguns passos algébricos a força de atrito, como função de m_B e m_c , é apresentada na Equação (49).

$$F_{at} = f(m_B, m_c) = \frac{g}{R_2} \left[L_B m_B + \frac{\mu_r d_r D_c (m_c L_c + c_{mh} L_w)}{2D_r \left(L_w - \mu_r \frac{d_r}{D_r} L_{Ry} \right)} \right] \quad (49)$$

Considerando por definição que o coeficiente é a razão entre a força de atrito e a força normal dada pela Equação (50).

$$\mu = \frac{F_{at}}{F_N} \quad (50)$$

E substituindo-se a Equação (46) e (48) na Equação (50) tem-se, finalmente, a Equação (51) para obter-se o coeficiente de atrito cinético, a qual é função da massa das cargas (sistema peso-morto) e da medição da célula de carga. Acrescenta-se, aqui, que as demais constantes estão relacionadas com a geometria da MAC e que o coeficiente de atrito cinético não é função da aceleração da gravidade.

$$\mu = f(m_B, m_c) = \frac{\frac{1}{R_2} \left[L_B m_B + \frac{\mu_r d_r D_c (m_c L_c + c_{mh} L_w)}{2D_r \left(L_w - \mu_r \frac{d_r}{D_r} L_{Ry} \right)} \right]}{\frac{(m_c L_c + c_{mh} L_w)}{\left(L_w - \mu_r \frac{d_r}{D_r} L_{Ry} \right)} - m_B} \quad (51)$$

Os valores das constantes referentes à geometria da MAC são apresentados na Tabela A.1, juntamente com os instrumentos de medição utilizados e as respectivas incertezas de medição.

Tabela A.1 - Valores das constantes geométricas da MAC com respectivos instrumentos de medição e incertezas padrão.

Constante	Valor	Instrumento de medição
D_c	$30,00 \pm 0,06$ mm	Paquímetro Vonder
d_r	$12,00 \pm 0,06$ mm	Paquímetro Vonder
D_r	$32,00 \pm 0,06$ mm	Paquímetro Vonder
c_{mh}	$2442,15 \pm 0,05$ g	Balança eletrônica
L_B	$31,30 \pm 0,06$ mm	Paquímetro Vonder
L_c	$228,50 \pm 0,09$ mm	Paquímetro Vonder
L_{Ry}	$15,25 \pm 0,06$ mm	Paquímetro Vonder
L_w	$89,20 \pm 0,06$ mm	Paquímetro Vonder
μ_r	0,0015	Constante referente ao tipo de rolamento

A Equação (51), deduzida para obtenção do coeficiente de atrito cinético com a MAC, leva em consideração o atrito gerado pelos rolamentos que aplicam a força normal ao corpo. Realizou-se uma análise de significância dos termos relacionados a estes rolamentos. Para tanto, inicialmente, são definidos os termos θ_1 e θ_2 , os quais são evidenciados nas Equações (52) e (53). Estes termos, presentes na Equação (51), estão relacionados com o atrito dos rolamentos.

$$\theta_1 = \mu_r \frac{d_r}{D_r} L_{Ry} \quad (52)$$

$$\theta_2 = f(m_c) = \frac{\mu_r d_r D_c (m_c L_c + c_{mh} L_w)}{2D_r (L_w - \theta_1)} \quad (53)$$

Os valores assumidos por θ_1 são constantes e estão uma grandeza abaixo da incerteza padrão de medição de L_w . Em outras palavras, o termo θ_1 não tem significância estatística e foi simplificado da Equação (51). Contudo, os valores do termo θ_2 , para todos os níveis ensaiados, assumiram a mesma magnitude da incerteza associada ao produto $L_B \cdot m_B$. Assim, optou-se por eliminá-lo. Todavia, considerou-se o valor de θ_2 como um erro sistemático do produto $L_B \cdot m_B$ nas análises da incerteza padrão de medição. Deste modo, a equação para obtenção do coeficiente de atrito cinético e força normal aplicada, na MAC em análise, assume as suas versões finais nas Equação (54) e (55).

$$\mu = f(m_B, m_c) = \frac{\frac{1}{R_2}(L_B m_B)}{\frac{L_c}{L_w} m_c + c_{mh} - m_B} \quad (54)$$

$$F_N = f(m_B, m_c) = g \left[\frac{L_c}{L_w} m_c + c_{mh} - m_B \right] \quad (55)$$

A incerteza padrão da medição do coeficiente de atrito cinético obtido com a MAC é imprescindível para a correta análise dos resultados. Para a sua determinação aplicou-se a teoria de propagação de erros na Equação (54).

APÊNDICE B – RESULTADOS E DISCUSSÃO SOBRE O COEFICIENTE DE ATRITO CINÉTICO DENTRO DO PERÍODO DE AMACIAMENTO

Realizaram-se ensaios preliminares de curta duração, cujos resultados e discussão foram apresentados no I Congresso de Tecnologias, Engenharias e Ciências Exatas – I CONTECE (2013) com o título: “Influência da Carga Normal e da Velocidade de Deslizamento no Coeficiente de Atrito Cinético e no Desgaste do Par Polietrafluoretileno (PTFE) Versus Aço Inoxidável” (VALE *et al.*, 2013). Neste Apêndice apresenta-se um resumo das informações.

Os ensaios, com duração de 3 minutos, foram realizados sem lubrificação e em atmosfera não controlada. Contudo, monitorou-se a temperatura e a umidade relativa. Os instrumentos utilizados foram um termômetro e um higrômetro analógicos, ambos da marca Fischer. A faixa de leitura do termômetro é -35 a 55°C , com precisão de 1°C . O higrômetro tem faixa de 0 a 100%, com precisão de 1%. A temperatura e a umidade relativa médias foram $(22 \pm 4)^{\circ}\text{C}$ e $(80 \pm 5)\%$, respectivamente. Os corpos de prova permaneceram 48 horas em dissecador com sílica gel antes de serem ensaiados. Planejou-se os ensaios para quatro níveis de carregamento normal e de velocidade de deslizamento. Todavia, manteve-se a condição PV dentro da faixa de utilização proposta pelo fornecedor. Cada valor obtido, do coeficiente de atrito cinético, foi uma média de três medições com amostras distintas, cujos valores foram tomados após três minutos de ensaio. Os dados são apresentados na Tabela B.1.

Tabela B.1 – Planejamento da primeira e da segunda bateria de ensaios em quatro níveis de força normal.

Variáveis	Nível 1	Nível 2	Nível 3	Nível 4
m_c [g]	$701,23 \pm 0,05$	$1807,80 \pm 0,07$	$3091,94 \pm 0,09$	$4044,56 \pm 0,1$
F_N [N]	41,5	69,3	101,6	125,5
a [mm]	1,79	2,32	2,80	3,12
P_{max} [MPa]	0,74	0,95	1,15	1,28
Tempo [min]	3			
V [m/s]	0,40	0,54	0,67	0,94
n [rpm]	382,0	515,7	639,8	897,6
d [m]	72	97	121	169
$P_{média}$ [MPa]	0,58	0,75	0,91	1,01
$PV_{médio}$ [MPa.m.s ⁻¹]	0,23	0,40	0,61	0,95
PV_{max} [MPa.m.s ⁻¹]	0,30	0,51	0,77	1,21

A Figura B.1 mostra os resultados juntamente com as curvas ajustadas conforme Equação (33), proposta por Archard (1957). Os valores dos coeficientes de atrito cinético variaram entre 0,138 e 0,207 e percebe-se a tendência de diminuição do coeficiente de atrito cinético em relação ao carregamento normal, para os diversos níveis de velocidades de deslizamento ensaiados. Tanto os valores para os coeficientes de atrito cinético como o comportamento apresentado no ensaio estão consonantes com resultados obtidos por Yamaguchi (1990), Marx e Junghans (1996) e Tevrüz (1998) para os mesmos materiais.

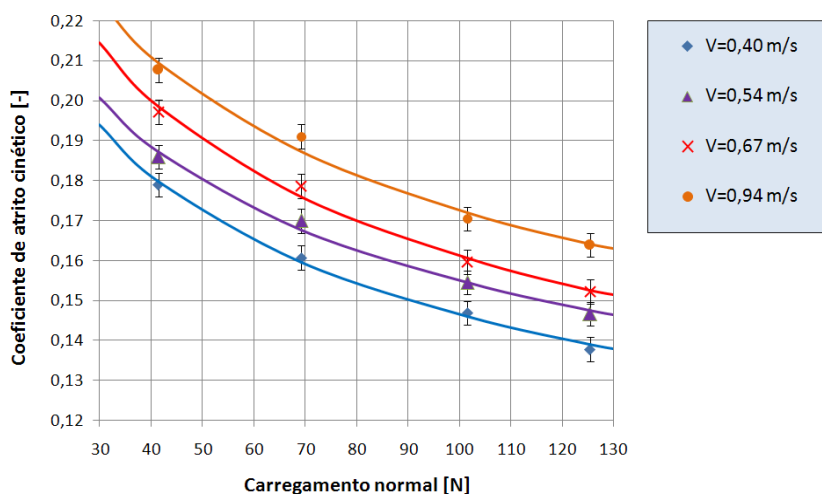


Figura B.1 - Coeficiente de atrito cinético x carregamento normal para PTFE deslizando, sem lubrificação, contra aço inoxidável AISI 304 para diversas velocidades de deslizamento, e curvas exponenciais ajustadas.

Os parâmetros a_1 e a_2 das curvas ajustadas são apresentados, na Tabela B.2, com os respectivos coeficientes de determinação, R^2 .

Tabela B.2 - Parâmetros das curvas exponenciais ajustadas para o coeficiente de atrito cinético para os diversos níveis de velocidade de deslizamento ensaiados.

Velocidade de deslizamento [m/s]	a_1	a_2	R^2
0,40	0,43	-0,23	0,996
0,54	0,42	-0,21	0,992
0,67	0,48	-0,24	0,991
0,94	0,48	-0,22	0,982

Os valores encontrados mostram-se com repetibilidade satisfatória. Todavia, o parâmetro a_2 assumiu valores entre -0,21 e -0,24, os quais são maiores que o valor, de -0,33, proposto por Archard (1957). Poderia se considerar que, devido às deformações plásticas em torno do contato, o valor deste parâmetro aumentasse até -0,25, conforme descrito na seção 2.2.3.1. Contudo, este valor ainda é maior que os

valores encontrados. Desta forma, entende-se que o modelo proposto não consegue descrever completamente o fenômeno dentro do período de *running-in*, condição em que o coeficiente de atrito cinético não é estável.

Ainda, pode-se verificar uma elevação do coeficiente de atrito cinético com o aumento da velocidade de deslizamento, e isto, é mantido para toda a faixa de carregamento normal estudada. O PTFE apresenta um comportamento relativamente mais constante do coeficiente de atrito em relação à variação de temperatura (YAMAGUCHI, 1990). Contudo, é esperado que com o aumento da velocidade de deslizamento, haja um incremento na temperatura do contato para o mesmo valor de carga normal, ainda que o ensaio tenha pouca duração. A explicação para esta elevação reside no aumento da condição PV, conforme apresentado na Figura 2.33. Pode-se verificar, na Tabela B.1, as condições impostas nos ensaios, sendo que o último nível de carregamento normal tem condição PV quatro vezes maior que o primeiro. Com isso, ambas as parcelas do atrito cinético, referentes à adesão e à deformação, aumentam, o que resulta em aumento do coeficiente de atrito cinético com a elevação da velocidade de deslizamento. Para a parcela de adesão, a temperatura tende a diminuir o valor do módulo de elasticidade do PTFE, o que resulta no aumento da área real de contato para suportar o mesmo carregamento. E como esta parcela está relacionada ao esforço necessário para cisalhar as junções formadas devido ao carregamento normal, com o aumento destas áreas há elevação do coeficiente de atrito cinético. Já para a parcela referente à deformação, o coeficiente de atrito cinético está relacionado com o fator de perda de energia. Conforme apresentado na Figura 2.39, para o PTFE com 48% de cristalinidade, estas perdas são crescentes para a elevação de temperatura dentro da faixa do ensaio, que se encontra entre valores próximos de 30 até 127 °C. Considera-se a utilização da Figura 2.39 para descrever o comportamento do PTFE, que possui 39,9% de cristalinidade na condição de fornecimento (vide seção 4.4.6.2) com aproximação satisfatória. Ainda outro fator que contribui para o aumento da parcela de deformação é o incremento de penetração das asperezas do contra-corpo no material polimérico devido à redução do seu módulo de elasticidade.

ANEXO A - CERTIFICADO DE FORNECIMENTO DO PTFE



PTFE

Denominação Química:	PoliTetraFluorEtileno
Abreviação DIN:	PTFE
Cor, aditivos:	Natural
Medidas em estoque:	comprimento de 300mm, cortes <ul style="list-style-type: none"> ■ Tarugo ■ Chapa ■ Peças acabadas e usinadas

O PTFE oferece uma excelente combinação de propriedades químicas, elétricas, mecânicas, térmicas e de anti-aderência.

CARACTERÍSTICAS**- Resistência Química**

O PTFE é quimicamente inerte. Somente os metais alcalinos fundidos e o flúor (trifluoreto de cloro ou difluoreto de oxigênio) podem alterar sua estrutura físico-química.

- Anti-aderência

Devido a sua composição, nada adere a superfície do PTFE contudo quando se fizer necessário, pode-se através de um tratamento químico tornar sua superfície aderente proporcionando a colaagem.

- Mecânica

O PTFE possui o mais baixo coeficiente de atrito dentre todos os materiais sólidos. Não há diferença entre seu coeficiente de atrito estático e dinâmico.

Av. Marquês de São Vicente, 1213 - Barra Funda - São Paulo, SP - 01139-901

T.: (11) 0610-7744 - F.: (11) 0610-7120 - www.davbrasil.com.br

Blanquetas para Off-Set • Construção Civil • Comunicação Visual • Fitas Adesivas • Sinalização e Segurança • Plásticos de Engenharia

PTFE



Propriedades Físicas

Propriedades **	Método	Unidade	Valor Típico
• Mecânicas			
Densidade	Din - 53479	g/cm ³	2.15 / 2.18
Resistência à Tração	Lim - 53479	kgf/cm ²	100 / 400
Ruptura	Lo-12086	%	280
Alongamento na Ruptura	D - 256 A	J/m	não quebra
Resistência ao Impacto IZOD	D - 1044	mg/1000 ciclos	85
Resistência à abrasão	D - 2240	Shore D	55 / 60
Desgaste por abrasão em lama de areia		kgf/cm ²	40 / 50
Dureza			
Resistência à compressão			
Coeficiente de atrito (Aço Polido 23 °C)			
Estático			0.09
Dinâmico			0.09
• Térmicas			
Temperatura de operação			
Máxima constante		°C	260
Máxima intermitente*		°C	280
• Elétricas			
Resistividade			
Superficial		Ω (ohms)	>10 ¹⁶
Volumétrica		Ω cm	>10 ¹⁸

** Os dados acima são valores típicos obtidos em laboratórios segundo critérios ASTM em condições padrão de testes.

ANEXO B - CERTIFICADO DE FORNECIMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304

02.764.053/0001-04 	Certificado de Qualidade
Cliente: DUCT METALURGICA LTDA- 18/01/13	

Item	Corrida	Nota Fiscal	Peso	Dimensões	Aço	Acabamento
1	1558259	21691	9,20	Br.red.inox 22,23mm	304	Descascado polido

Item	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	N	Ti	Cu	Co
1	0,025	0,10	0,33	0,026	0,025	18,41	8,8,26	0,55	-	0,10	-	0,30	0,08

Item	Lim. Resistência	Lim. De escoamento	Alongamento	Estricção	Tam. De Grão	Dureza	Dobramento
1	-	-	-	-	-	195HB	-

Item	Observações
1	-ATENDE NORMA ASTM A276/2010 – SOLUBILIZADO NA LAMINAÇÃO

Certificamos que os dados acima estão corretos e que os documentos que lhes dão sustentação, estão disponíveis em nossos arquivos.

Antonio Cezar G.Guimarães
Conferente / Encarregado

R.Fagundes Varella, 1.632 - Jardim Social - Curitiba - PR - CEP - 82520-40
Fone / Fax: (41) 3091-0101