

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM  
ENGENHARIA MECÂNICA**

**DESGASTE DE POLÍMEROS ESTRUTURAIS DE ENGENHARIA EM CONTATO  
DE DESLIZAMENTO COM CILINDRO METÁLICO**

**Tese submetida à**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE  
como parte dos requisitos para a obtenção do grau de**

**DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**RUTHILENE CATARINA LIMA DA SILVA**

**Orientador: JOÃO TELÉSFORO NÓBREGA DE MEDEIROS**

**Co-orientador: JOÃO BOSCO DA SILVA**

**Natal, Abril, 2010**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM**  
**ENGENHARIA MECÂNICA**

**DESGASTE DE POLÍMEROS ESTRUTURAIS DE ENGENHARIA EM CONTATO**  
**DE DESLIZAMENTO COM CILINDRO METÁLICO**

**RUTHILENE CATARINA LIMA DA SILVA**

**Esta Tese foi julgada adequada para a obtenção do título de**

**Doutor EM ENGENHARIA MECÂNICA**  
**sendo aprovada em sua forma final.**

---

**João Telésforo Nóbrega de Medeiros - Orientador**



## Divisão de Serviços Técnicos

Catálogo da Publicação na Fonte. UFRN / Biblioteca Central Zila  
Mamede

Silva, Ruthilene Catarina Lima da.

Desgaste de polímeros estruturais de engenharia em contato de deslizamento com cilindro metálico / Ruthilene Catarina Lima da Silva. – Natal, RN, 2010.

160 f.

Orientador: João Telésforo Nóbrega de Medeiros.

Co-orientador: João Bosco da Silva.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Centro de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Mecanismos de desgaste – Tese. 2. Polímero – Dissertação. 3. Tribologia – Dissertação. I. Medeiros, João Telésforo Nóbrega de. II. Silva, João Bosco. III. Universidade Federal do Rio Grande do Norte. IV. Título.

RN/UF/BCZM

CDU 621.89.09(043.3)

***"Qualquer caminho que você decida tomar, existe sempre alguém para te dizer que você está errado. Existem sempre dificuldades surgindo que te tentam a acreditar que as críticas estão corretas. Mapear um caminho de ação e segui-lo até o fim requer... coragem."***

Ralph Waldo Emerson

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por ter me concedido a oportunidade de mais essa realização.

Ao meu “velho mestre” Prof. Dr. João Telésforo Nóbrega de Medeiros, não só pela orientação científica e ensinamentos, mas, também, pelo permanente incentivo, disponibilidade e amizade demonstrada. A confiança que sempre me transmitiu e a ajuda constante e incansável, especialmente nos momentos mais difíceis, permitiu-me continuar a acreditar no sucesso desta Tese

A todos os integrantes do Grupo de Estudos de Tribologia – GET que contribuíram direta ou indiretamente na realização deste trabalho, em especial a M. Eng. Janaína Silva de Santana, as Engenheiras de Materiais Juliana Ricardo de Souza, Laís Vasconcelos da Silva e Mayara Suélly Cândido Ferreira, ao Eng. Mecânico Lucas Passos e aos formandos em Engenharia Mecânica Isaac Vinícius do Nascimento e Jarbas Santos de Medeiros.

À Petrobras pelo apoio financeiro através dos contratos N°0050.0013088.05 e N°20072121 que permitiram a compra de equipamentos e materiais utilizados neste trabalho, assim como minha bolsa de doutorado no período de Mar/2006 a Out/2008.

À Pró-Reitoria/CAPES pela bolsa de doutorado no período de Nov/2008 a Fev/2010.

Ao Prof. Dr. Cleiton Rubens Formiga Barbosa, Prof. Dr. Ademir Oliveira da Silva, Prof. Dr. João Bosco da Silva, Prof. Dr. Antônio Moreira dos Santos pelas sugestões ao trabalho durante o exame de qualificação.

À Dra Rosângela Lula de Medeiros pelo carinho amizade e apoio demonstrados durante todos esses anos.

A todos os meus amigos, que, de uma forma ou de outra me apoiaram durante esses anos, expresso aqui, também, minha gratidão.

Por último, refiro-me a todos os meus familiares, em que cada um, à sua maneira, deu sua contribuição durante essa realização. Pelo estímulo e apoio incondicional desde a primeira hora, pela paciência e compreensão com que sempre me ouviram. Sem querer esquecer o meu Irmão César Lima da Silva, meu pai Eldinante Vieira da Silva e em especial à minha mãe Eulinda Alves de Lima.

## GRUPO DE ESTUDOS DE TRIBOLOGIA

### AGRADECIMENTO

Este trabalho de pós-graduação recebeu o apoio da Petrobras UN-RNCE, contribuindo ao empoderamento regional através dos projetos N° 0050.0013088.05 e cristal N° 20072121 celebrados com a UFRN e a FUNPEC e executados pelo GET - Grupo de Estudos de Tribologia da UFRN.

Registre-se nossa gratidão às pessoas dos Engenheiros Luiz Sérgio Sabóia e Luiz Gonzaga Borba, Gerentes do Setor de Elevação durante o período de realização deste trabalho, Rutácio de Oliveira Costa e Marcelo de Melo Cabral, Engenheiros Fiscais dos projetos dedicados a analisar o desgaste de pares de materiais aplicados ao conjunto haste polida – gaxetas de um conjunto de "stuffing box" utilizado em unidades de bombeio de petróleo; aos Eng. Sara Macedo, Francisco A. Vieira, Nagib F. da Silva e Alcides R. Balthar do CT-gas

Obrigado ao gerente de relacionamento com entidades de pesquisas da Petrobras/UN-RNCE, Geólogo Carlos Alberto Poletto, sempre atencioso, aquiescente e questionador aos estudantes nos relatórios de medição dos projetos, representando o GET-UFRN, em uma das nossas formas de consolidar o ensino, a pesquisa e a extensão de forma indissociável.

Obrigado aos Engenheiros da Petrobras/UN-RNCE e Petrobras-CENPES, Adelci Menezes de Oliveira, Claudio Soligo Camerini, Lúcia M. Lázaro, Daniel Faro do Amaral Lemos, João Marcos Sabino e Karbage, pelas diversas discussões técnicas abertas e de cunho formativo aos nossos estudantes e pelo apoio e interesse que manifestaram em diversas pesquisas desenvolvidas nesta Base de Pesquisa GET - Grupo de Estudos de Tribologia no período compreendido entre 2004 e 2009.

Este agradecimento é também dirigido ao professor José Luiz da Silva Júnior e pessoal da Funpec, aos professores Ademir Oliveira da Silva, Clodomiro Alves Júnior, Djalma Ribeiro da Silva e Dulce Melo, do CCET; aos técnicos Artejose Revoredo da Silva e Érico Barreto de Oliveira, do MEV e DRX - NEPGN; aos professores José Daniel, Neyde Tomazin Floreto e Rubens Maribondo, da eng. Materiais, Cleiton Rubens Formiga Barbosa, João Bosco da Silva, Lúcio Fontes, João Wanderley Rodrigues Pereira, Luiz Guilherme Meira de Souza, José Ubiragi de Lima Mendes, Luciano Bet (*in memoriam*) e Luiz Pedro de Araújo, da Engenharia Mecânica e aos funcionários do NTI-UFRN, Walter Link, Frazão, Vavá, Elmar, Rosângela; aos professores João Bosco de A. Paulo, Gorete R. de Macedo e Ana Lúcia da Mata, (Eng. Química), Rasiah Ladchumanandasivam, Marcos Silva Aquino, Moisés Vieira de Melo e Viviane Muniz Fonseca (Eng. Têxtil), Adrião Duarte Dória Jr e José Ivonildo do Rego. (Eng. Computação), Adaildo Gomes d'Assunção (Eng. Elétrica), Maria das Vitórias V. A. de Sá (Eng. Civil) e aos funcionários do CT, sempre solícitos e prestativos, Auniebson e Oliveira Freire, Waldécio S. A. Nascimento, Marisa Mendonça e Walkyso dos Santos Júnior.

## SUMÁRIO

<b>RESUMO</b>	<b><i>x</i></b>
<b>ABSTRACT</b>	<b><i>xi</i></b>
<b>LISTAS DE FIGURAS</b>	<b><i>xii</i></b>
<b>LISTA DE QUADROS</b>	<b><i>xviii</i></b>
<b>LISTA DE TABELAS</b>	<b><i>xx</i></b>
<b>LISTA DE SÍMBOLOS</b>	<b><i>xxii</i></b>
<b>Capítulo 1 - Introdução</b>	<b><i>1</i></b>
1.1 <i>Objetivos da Tese</i>	<i>5</i>
1.2 <i>Hipótese Investigativa</i>	<i>6</i>
1.3 <i>Contribuições Científicas</i>	<i>6</i>
<b>Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica</b>	<b><i>8</i></b>
2.1 <i>Tribologia</i>	<i>8</i>
2.1.1 <i>A importância de ensaios em Tribologia</i>	<i>8</i>
2.2 <i>Modelos da Mecânica do Contato</i>	<i>9</i>
2.2.1 <i>Teoria de Hertz</i>	<i>10</i>
2.2.2 <i>Mecânica do Contato aplicada a Sólidos Viscoelásticos (SV)</i>	<i>12</i>
2.3 <i>Considerações sobre os polímeros</i>	<i>12</i>
2.3.1 <i>Classificação</i>	<i>13</i>
2.3.1.1 <i>Termoplásticos</i>	<i>13</i>
2.3.1.2 <i>Termofixos</i>	<i>13</i>
2.3.1.3 <i>Elastômeros</i>	<i>14</i>
2.3.2 <i>Comportamento viscoelástico de polímeros</i>	<i>14</i>
2.3.2.1 <i>Carregamento dinâmico de polímeros</i>	<i>16</i>
2.4 <i>Tribologia de Polímeros</i>	<i>19</i>
2.4.1 <i>Desgaste de Polímeros</i>	<i>20</i>
2.4.2 <i>Parâmetros que afetam o Sistema Tribológico Polímero-Metal</i>	<i>23</i>
2.4.3 <i>Influência do contracorpo sobre o atrito e o desgaste de polímeros</i>	<i>25</i>
2.4.4 <i>Polímeros Estruturais de Engenharia</i>	<i>26</i>
2.5 <i>Considerações sobre a Relação Vibração-Tribologia</i>	<i>30</i>
<b>Capítulo 3 - Materiais e Métodos</b>	<b><i>38</i></b>
3.1 <i>Metodologia</i>	<i>38</i>
3.1.1 <i>Aparato Experimental</i>	<i>38</i>
3.1.2 <i>Ensaio Tribológico</i>	<i>41</i>

3.1.3 Condições de ensaio	43
3.1.4 Respostas Obtidas dos Ensaios Tribológicos	43
3.1.4.1 Amplitude de deslocamento, Velocidade Global da Vibração (VGV) e Aceleração	43
3.1.4.2 Rugosidade	45
3.1.4.3 Taxa de desgaste	45
3.1.4.4 Aquecimento do Sistema	45
3.1.4.5 Morfologia da superfície de desgaste	46
<b>3.2 Materiais</b>	<b>46</b>
3.2.1 Polímeros	47
3.2.1.1 Corpos-de-prova Poliméricos	47
3.2.2 Materiais Metálicos	48
3.2.2.1 Contracorpos Metálicos	49
<b>3.3 Caracterização dos Materiais</b>	<b>50</b>
3.3.1 Poliméricos	50
3.3.1.1 Análises Térmicas	50
3.3.1.2 Dureza	51
3.3.1.3 Raios-X	51
3.3.2 Metálico	51
3.3.2.1 Análise Metalográfica	51
3.3.2.2 Dureza e Microdureza	51
3.3.2.3 Ensaio de tração	52
<b>3.4 Apresentação de Resultados usando o Diagrama Caixa de Medianas</b>	<b>53</b>
<b>Capítulo 4- Resultados</b>	<b>54</b>
<b>4.1 Caracterização dos Materiais</b>	<b>54</b>
4.1.1 Polímeros	54
4.1.1.1 Análises Térmicas	54
4.1.1.2 Dureza	61
4.1.1.3 Raios – X	61
4.1.2 Aço	62
4.1.2.1 Análise Metalográfica	62
4.1.2.2 Dureza	62
4.1.2.3 Ensaio de tração	62
4.1.2.4 Desvio de Batida Radial dos Contracorpos Metálicos AISI 4140	63
<b>4.2 Resultados dos Ensaio Tribológicos</b>	<b>65</b>
4.2.1 PEEK	66
4.2.1.1 Aquecimento do sistema	66
4.2.1.2 Medidas de Vibração	68
<i>Deslocamento Máximo do contracorpo</i>	68
<i>Velocidade Global de Vibração (VGV)</i>	69



<i>Aceleração</i>	71
4.2.1.3 Superfícies de desgaste	77
Mancais Fixos	77
Mancais Livres	81
4.2.1.4 Rugosidade	86
4.2.1.5 Taxa de desgaste	87
4.2.2 PTFE	87
4.2.2.1 Aquecimento do sistema	87
4.2.2.2 Medidas de Vibração	91
<i>Deslocamento Máximo do contracorpo</i>	91
<i>Velocidade Global de Vibração (VGV)</i>	92
<i>Aceleração</i>	94
4.2.2.3 Superfícies de desgaste	98
Mancais Fixos	98
Mancais Livres	102
4.2.2.4 Rugosidade	104
4.2.2.5 Taxa de desgaste	105
<b>Capítulo 5- Discussão</b>	<b>107</b>
<b>5.1 Complacência – Rigidez (Compliance – Stiffness) e viscoelasticidade no contato Polímero-Metal</b>	<b>109</b>
<b>5.2 Balanço de Energia no contato Polímero-Metal</b>	<b>110</b>
<b>5.3 Mecanismos de Desgaste de Polímeros</b>	<b>112</b>
<b>5.4 Cálculo da Taxa de Desgaste de Polímeros</b>	<b>117</b>
<b>5.5 Taxa de Aquecimento</b>	<b>121</b>
<b>5.6 Análise Dinâmica em Ensaio de deslizamento a Seco</b>	<b>126</b>
<b>5.7 Taxa de desgaste versus <math>(E/\rho)^{1/2}</math></b>	<b>128</b>
<b>Capítulo 6- Conclusões</b>	<b>131</b>
Sugestão para Trabalhos Futuros	132
<b>Referências Bibliográficas</b>	<b>133</b>
<b>Apêndice A- Densidade Espectral de Potência</b>	<b>140</b>
<b>Anexo 1- Modelos da Mecânica do Contato</b>	<b>153</b>
Modelo Greenwood-Williamson (GW)	153
Modelo JKR	155
Modelo DMT	156
<b>Anexo 2- Modelos Matemáticos para o Comportamento Viscoelástico</b>	<b>158</b>

## RESUMO

O presente trabalho propôs-se a mapear e caracterizar os mecanismos de desgaste de polímeros estruturais de engenharia oriundos do contato de deslizamento com um eixo-árvore cilíndrico rotativo metálico submetido a excentricidades decorrentes de flutuações em seu centro de massa e centro geométrico. Para isso projetou-se e confeccionou-se uma bancada experimental a partir de uma máquina balanceadora, onde o contracorpo cilíndrico era apoiado em dois mancais e o corpo-de-prova polimérico era posicionado em um porta-amostra com liberdade de deslocamento ao longo do contracorpo. Desta forma, os ensaios experimentais foram parametrizados utilizando duas posições dos mancais (Fixos ou livres) e sete posições distintas ao longo do contracorpo, o que permitiu imprimir condições diferentes para a rigidez do sistema. Demais parâmetros como carga normal aplicada, velocidade e distância de deslizamento foram mantidas constantes. Nesta investigação utilizou-se como corpos-de-prova dois polímeros estruturais de engenharia de largo uso cotidiano, PTFE (politetrafluoretileno) e PEEK (poli-éter-éter-cetona) e o aço liga AISI 4140 como contracorpo. Caracterizou-se os materiais poliméricos através de análises térmicas (termogravimétrica, calorimetria exploratória diferencial e dinâmico-mecânica), dureza e difração de raios-X. Já o metálico foi submetido a ensaios de dureza, resistência mecânica e análise metalográfica. Durante os ensaios tribológicos eram coletadas as respostas de aquecimento com o auxílio de termopares, além da velocidade global de vibração (VGV) e a aceleração utilizando acelerômetros. Após os ensaios, as superfícies de desgaste dos corpos-de-prova foram analisadas utilizando um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para análise morfológica e espectroscopia EDS para microanálise, juntamente com a rugosidade do contracorpo, caracterizada antes e após os ensaios tribológicos. Observou-se que as respostas tribológicas dos polímeros foram diferentes e que eram função de suas estruturas moleculares e capacidades de amortecimento distintas. Foram identificados mecanismos de desgaste predominantes em cada polímero. A VGV do PTFE foi menor que a do PEEK, na condição de mínima rigidez e atribuído ao maior coeficiente de perda daquele polímero. A taxa de desgaste do PTFE foi mais de uma ordem de grandeza maior que a do PEEK. Os resultados permitiram desenvolver uma correlação entre a taxa de desgaste e o parâmetro  $(E/\rho)^{1/2}$  (módulo de elasticidade, E, massa específica,  $\rho$ ), proporcional à velocidade de propagação de uma onda elástica longitudinal no material.

Palavras-chave: Mecanismos de desgaste. Polímero. Tribologia.

## ABSTRACT

Present work proposed to map and features the wear mechanisms of structural polymers of engineering derived of the sliding contact with a metallic cylindrical spindle submitted to eccentricity due to fluctuations in its mass and geometric centers. For this it was projected and makes an experimental apparatus from balancing machine where the cylindrical counterbody was supported in two bearings and the polymeric coupon was situated in a holder with freedom of displacement along counterbody. Thus, the experimental tests were standardized using two position of the two bearings (Fixed or Free) and seven different positions along the counterbody, that permit print different conditions to the stiffness from system. Others parameters as applied normal load, sliding velocity and distance were fixed. In this investigation it was used as coupon two structural polymers of wide quotidian use, PTFE (polytetrafluoroethylene) and PEEK (poly-ether-ether-ketone) and the AISI 4140 alloy steel as counterbody. Polymeric materials were characterized by thermal analysis (thermogravimetric, differential scanning calorimetry and dynamic-mechanical), hardness and rays-X diffractometry. While the metallic material was submitted at hardness, mechanical resistance tests and metallographic analysis. During the tribological tests were recorded the heating response with thermometers, yonder overall velocity vibration (VGV) and the acceleration using accelerometers. After tests the wear surface of the coupons were analyzed using a Scanning Electronic Microscopy (SEM) to morphological analysis and spectroscopy EDS to microanalysis. Moreover the roughness of the counterbody was characterized before and after the tribological tests. It was observed that the tribological response of the polymers were different in function of their distinct molecular structure. It were identified the predominant wear mechanisms in each polymer. The VGV of the PTFE was smaller than PEEK, in the condition of minimum stiffness, in function of the higher loss coefficient of that polymer. Wear rate of the PTFE was more of a magnitude order higher than PEEK. With the results was possible developed a correlation between the wear rate and parameter  $(E/\rho)^{1/2}$  (Young modulus, E, density,  $\rho$ ), proportional at longitudinal elastic wave velocity in the material.

Keywords: Wear mechanism. Polymer. Tribology.

## LISTAS DE FIGURAS

<b>Figura 1</b> –	Desenho esquemático de uma unidade de bombeamento de petróleo (“ <i>cavalo-mecânico</i> ”)-----	1
<b>Figura 2</b> –	Parâmetro de <i>aproximação</i> a (“ <i>approach</i> ”) de um cilindro rotativo metálico e uma superfície polimérica inicialmente plana nos tempos 1 (início de um contato não-conforme), 2 e 3 (contatos conformes)-----	2
<b>Figura 3</b> –	Imagem esquemática do contracorpo metálico desenvolvido para assegurar sistematicamente <i>incrementos infinitesimais de rigidez</i> em <i>loci</i> diferentes e simétricos ao longo da linha elástica resultante da sua deformação flexional-----	5
<b>Figura 4</b> –	Esquema de uma esfera pressionada contra uma superfície plana, onde $P$ é a carga normal, $d$ é o deslocamento-----	11
<b>Figura 5</b> –	Comportamento tensão-deformação em materiais elásticos e viscoelásticos em dois valores de tempo, $t_1$ e $t_2$ (baseado em CROWFORD, 1998)-----	16
<b>Figura 6</b> –	Variação senoidal de tensão e deformação em material viscoelástico-----	17
<b>Figura 7</b> –	Diagrama mostrando módulo complexo ( $E^*$ ) relativo ao módulo de perda ( $E''$ ) e módulo de armazenamento ( $E'$ )-----	18
<b>Figura 8</b> –	Variação clássica de $E_1$ , $E_2$ e $\tan \delta$ para um material viscoelástico-----	19
<b>Figura 9</b> –	Duas classes gerais de mecanismos de desgaste de polímeros----	20
<b>Figura 10</b> –	Taxa de desgaste do Polietileno de Ultra-alto peso molecular (UHMWPE) deslizando contra aço, em função da rugosidade da superfície do aço (HUTCHINGS, 1992)-----	21
<b>Figura 11</b> –	Aparência típica de reação triboquímica (Dasari, 2007)-----	23
<b>Figura 12</b> –	Estrutura química do PTFE-----	26
<b>Figura 13</b> –	Esquemas das moléculas de PE e PTFE-----	27
<b>Figura 14</b> –	(a) Cristal de PTFE (b) desgaste do PTFE em forma de lâminas (baseado em STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996)-----	28
<b>Figura 15</b> –	Estrutura química do PEEK (baseado em ZEUS, 2005)-----	29
<b>Figura 16</b> –	Exemplo de nível de vibração ao longo do tempo medido na direção radial de um rolamento NSK 6204 com defeito pré-determinado em sua pista externa (Cesar, 2006 <i>apud</i> Menna, 2007)-----	31
<b>Figura 17</b> –	Sinal no domínio da frequência obtido após a transformada de Fourier (BIBLIOTECA VIRTUAL DO ESTUDANTE BRASILEIRO, acesso em 20/07/2009)-----	31
<b>Figura 18</b> –	Carta 01 de seleção de materiais (Ashby, 2000)-----	34
<b>Figura 19</b> –	Diagrama esquemático do aparato experimental utilizado na presente tese e descrição dos principais itens-----	39

<b>Figura 20</b> –	Diagrama esquemático do aparato experimental utilizado na presente tese e descrição dos principais itens-----	39
<b>Figura 21</b> –	Diagrama esquemático (a) contracorpo com sete segmentos cilíndricos (b) linha elásticas gerada pela ação das forças $P$ , $R_{y1}$ e $R_{y2}$ -----	41
<b>Figura 22</b> –	Instrumentação do tribômetro-----	42
<b>Figura 23</b> –	Acelerômetro utilizado e especificações -----	43
<b>Figura 24</b> –	Imagem do par tribológico PEEK-Aço AISI 4140 destacando a zona de contato e o termopar que mede a temperatura a $3,0\pm 0,5$ mm do contato-----	46
<b>Figura 25</b> –	Corpos-de-prova poliméricos em (1) PTFE (2) PEEK, a seta indica o orifício para encaixe do termopar-----	47
<b>Figura 26</b> –	Imagens da superfície de ensaio do (a) PEEK e (b) PTFE-----	48
<b>Figura 27</b> –	Desenho esquemático do contracorpo metálico com as principais dimensões-----	49
<b>Figura 28</b> –	Corpo-de-prova de ensaio de tração baseado na norma ASTM E8-----	52
<b>Figura 29</b> –	Exemplo de Gráfico Caixa de Medianas-----	53
<b>Figura 30</b> –	Análise termogravimétrica TG e DrTG do PEEK-----	55
<b>Figura 31</b> –	Análise termogravimétrica TG e DrTG do PTFE-----	55
<b>Figura 32</b> –	Análise DSC do PEEK-----	56
<b>Figura 33</b> –	Análise DSC do PTFE-----	57
<b>Figura 34</b> –	Propriedades dinâmico-mecânicas do PEEK em função de (a) Temperatura (b) frequência-----	58
<b>Figura 35</b> –	Propriedades dinâmico-mecânicas do PTFE em função de (a) Temperatura (b) frequência-----	60
<b>Figura 36</b> –	Difratograma de Raios $-X$ dos polímeros estudados, PEEK e PTFE-----	61
<b>Figura 37</b> –	Microestrutura do aço AISI 4140 (200X)-----	61
<b>Figura 38</b> –	Curvas Tensão <i>versus</i> Deformação obtidos dos ensaios de tração	63
<b>Figura 39</b> –	Desvios de Batida Radial das hastes H1, H2, H3 e H4, utilizadas nos ensaios com Mancais Livres-----	64
<b>Figura 40</b> –	Desvios de Batida Radial das hastes H5, H6, H7 e H8, utilizadas nos ensaios com Mancais Fixos-----	65
<b>Figura 41</b> –	Aquecimento do sistema em função da distância de deslizamento para o PEEK nas condições de mancais fixos (MF) e mancais livres (ML) nos sete segmentos-----	66
<b>Figura 42</b> –	Aquecimento do Sistema nos ensaios com PEEK-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	68
<b>Figura 43</b> –	VGV dos ensaios com PEEK-AISI 4140 com mancais fixos e livres-----	70
<b>Figura 44</b> –	Quartis da VGV dos ensaios com PEEK-AISI 4140 (a) Mancais	

	fixos (b) Mancais livres-----	71
<b>Figura 45</b> –	Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PEEK-AISI 4140 <b>Haste 4 (H4)</b> (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	72
<b>Figura 46</b> –	Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PEEK-AISI 4140 <b>Haste 7 (H7)</b> (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	73
<b>Figura 47</b> –	Espectro de DEP das hastes (a)H7 e (b)H8, ensaio e repetição com PEEK e mancais fixos em S1-----	76
<b>Figura 48</b> –	MEV da superfície desgastada do PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S1 com Mancais Fixos (a) detector de elétrons secundários-SE (b) detector de elétrons retroespalhados-BSE na lateral direita da zona de contato (a seta indica a direção e sentido do deslizamento)-----	77
<b>Figura 49</b> –	(a) detector SE (b) detector BSE da imagem MEV da proa formada na superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S2 com Mancais Fixos (c) imagem MEV e (d), (e), (f) microanálises das regiões A, B e C, respectivamente-----	78
<b>Figura 50</b> –	MEV da superfície desgastada do PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S3 com Mancais Fixos (a) detector SE (b) detector BSE na lateral direita da zona de contato (a seta indica a direção e sentido do deslizamento)-----	79
<b>Figura 51</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S4 com Mancais Fixos-----	80
<b>Figura 52</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S5 com Mancais Fixos-----	80
<b>Figura 53</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S6 com Mancais Fixos-----	81
<b>Figura 54</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S7 com Mancais Fixos-----	81
<b>Figura 55</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S1 com Mancais Livres-----	82
<b>Figura 56</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S2 com Mancais Livres-----	83
<b>Figura 57</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S3 com Mancais Livres-----	83
<b>Figura 58</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S4 com Mancais Livres-----	83
<b>Figura 59</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em S5 com Mancais Livres-----	85
<b>Figura 60</b> –	MEV da superfície desgastada de PEEK após ensaiar contra AISI 4140 em (a)S6 e (b) S7, com Mancais Livres-----	86
<b>Figura 61</b> –	Rugosidade Ra dos contracorpos antes e após os ensaios com PEEK-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	86
<b>Figura 62</b> –	Taxa de desgaste do PEEK após ensaiar contra o aço AISI 4140 com Mancais fixos e Mancais livre-----	87

<b>Figura 63</b> –	Aquecimento do sistema em função da distância de deslizamento para os dois polímeros nas condições de mancais fixos (MF) e mancais livres (ML) nos sete segmentos-----	88
<b>Figura 64</b> –	Aquecimento do Sistema nos ensaios com PTFE-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	91
<b>Figura 65</b> –	VGV dos ensaios com PEEK-AISI 4140 com mancais fixos e livres-----	92
<b>Figura 66</b> –	Quartis da VGV dos ensaios com PTFE-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	94
<b>Figura 67</b> –	Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PTFE-AISI 4140 <b>Haste 2 (H2)</b> (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	95
<b>Figura 68</b> –	Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PTFE-AISI 4140 <b>Haste 6 (H6)</b> (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	96
<b>Figura 69</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S1 com Mancais Fixos-----	98
<b>Figura 70</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S2 com Mancais Fixos-----	98
<b>Figura 71</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S3 com Mancais Fixos-----	99
<b>Figura 72</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S4 com Mancais Fixos-----	99
<b>Figura 73</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S5 com Mancais Fixos-----	100
<b>Figura 74</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S6 com Mancais Fixos-----	101
<b>Figura 75</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S7 com Mancais Fixos-----	101
<b>Figura 76</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em (a)S1 e (b) S2, com Mancais Livres-----	102
<b>Figura 77</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S4 com Mancais Livres-----	102
<b>Figura 78</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S5 com Mancais Livres-----	103
<b>Figura 79</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S6 com Mancais Livres-----	103
<b>Figura 80</b> –	MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S7 com Mancais Livres-----	104
<b>Figura 81</b> –	Rugosidade Ra dos contracorpos antes e após os ensaios com PTFE-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres-----	105
<b>Figura 82</b> –	Taxa de desgaste do PTFE após ensaiar contra o aço AISI 4140 com Mancais fixos e Mancais livre-----	106
<b>Figura 83</b> –	Taxa de desgaste do PTFE após ensaiar contra o aço AISI 4140	

	com Mancais fixos-----	106
<b>Figura 84</b> –	Carta 8 de Ashby, associando o amortecimento interno, expresso pelo coeficiente de perda, com o módulo de Young de um material estrutural de Engenharia-----	108
<b>Figura 85</b> –	Escalas de tamanho onde ocorrem processos de desgaste-----	109
<b>Figura 86</b> –	Esquema do Volume de controle constituído pelo par polímero-metal-----	110
<b>Figura 87</b> –	Interações tribológicas básicas levando a remoção de partículas de desgaste-----	113
<b>Figura 88</b> –	Imagens de MEV (a) PTFE após o ensaio destacando a delaminação (b) PEEK após o ensaio, destacando uma cratera---	114
<b>Figura 89</b> –	Imagens de MEV de uma trinca identificada na superfície de desgaste do PTFE evidenciando possível ocorrência de microfissura ( <i>crazes</i> ) (a) 600x e (b) 18000x-----	114
<b>Figura 90</b> –	Imagem de MEV da superfície do PEEK após ensaiar no segmento S5 com mancais livres-----	115
<b>Figura 91</b> –	Imagens em BSE de MEV e microanálise da superfície de PEEK após ensaio, destacando as regiões de coloração mais clara como óxido de ferro e cromo, constituintes do contracorpo AISI 4140-----	116
<b>Figura 92</b> –	Imagem do ensaio PTFE – AISI 4140, a seta destaca a aderência de PTFE sobre o contracorpo-----	117
<b>Figura 93</b> –	Diagrama esquemático do contato [fonte: Zhang <i>et al.</i> , 2009]----	118
<b>Figura 94</b> –	Imagem de MEV da superfície de desgaste do PTFE com a medida da largura da zona de contato-----	119
<b>Figura 95</b> –	Taxa de desgaste calculada através da medida da cratera-----	119
<b>Figura 96</b> –	Comparação da taxa de desgaste calculada através da medida da cratera de desgaste e da variação de massa-----	120
<b>Figura 97</b> –	Esquema mostrando transição de contato não-conforme para conforme-----	121
<b>Figura 98</b> –	Variação do coeficiente de atrito, $\mu$ , com a razão entre a resistência ao cisalhamento da interface e aquela do material do substrato ( $\tau_i/\tau_0$ ) (baseado em HUTCHINGS, 1992)-----	122
<b>Figura 99</b> –	Taxas de aquecimento nos ensaios com PEEK na condição e Mancais Fixos-----	123
<b>Figura 100</b> –	Taxas de aquecimento nos ensaios com PEEK na condição e Mancais Livres-----	124
<b>Figura 101</b> –	Taxas de aquecimento nos ensaios com PTFE na condição e Mancais Fixos-----	124
<b>Figura 102</b> –	Taxas de aquecimento nos ensaios com PTFE na condição e Mancais Livres-----	125
<b>Figura 103</b> –	Comparação da variação na intensidade do pico de 27 Hz identificado nos espectros de DEP-----	126
<b>Figura 104</b> –	Comparação da variação na intensidade do pico de 54 Hz identificado nos espectros de DEP-----	127



<b>Figura 105</b> –	Comparação da variação na intensidade do pico de 27 Hz identificado nos espectros de DEP-----	127
<b>Figura 106</b> –	Comparação da variação na intensidade do pico de 27 Hz identificado nos espectros de DEP-----	127
<b>Figura 107</b> –	(a) Taxa de desgaste dos polímeros PTFE e PEEK obtidos nas condições utilizadas neste trabalho em função de $(E/\rho)^{1/2}$ ; (b) Carta de Ashby com valores de taxas de desgaste para materiais estruturais da Engenharia-----	129
<b>Figura 108</b> –	Modelo do contato entre uma superfície rugosa e uma superfície plana onde as asperezas são hemisféricas de raio $r$ , $P$ é a carga normal, $d$ é a separação entre o plano de referência e a superfície plana e $z$ é a altura de uma aspereza acima do plano de referência-----	153
<b>Figura 109</b> –	Modelos mecânicos para sólidos (mola) e líquidos (amortecedor) (RAM, 1997)-----	158
<b>Figura 110</b> –	(a) deformação de um sólido elástico (b) deformação de um líquido newtoniano, a tensão constante (RAM, 1997)-----	158
<b>Figura 111</b> –	Modelos viscoelásticos (CROWFORD, 1998; RAM, 1997)-----	159

## LISTA DE QUADROS

<b>Quadro 1</b> – Classificação de picos identificados em espectros de frequência (BIBLIOTECA VIRTUAL DO ESTUDANTE BRASILEIRO, acesso em 20/07/2009)-----	33
<b>Quadro 2</b> – Mancais que suportavam o eixo cilíndrico (contracorpo)-----	40
<b>Quadro 3</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S1-----	75
<b>Quadro 4</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S1-----	75
<b>Quadro 5</b> – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S1-----	97
<b>Quadro 6</b> - Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H2), segmento S1-----	97
<b>Quadro 7</b> – Processos dissipativos destacados nos contato polímero-meta---	112
<b>Quadro 8</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S2-----	140
<b>Quadro 9</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S3-----	141
<b>Quadro 10</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S4-----	141
<b>Quadro 11</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S5-----	142
<b>Quadro 12</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S6-----	142
<b>Quadro 13</b> – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S7-----	143
<b>Quadro 14</b> – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S2-----	143
<b>Quadro 15</b> – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S3-----	144
<b>Quadro 16</b> – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S4-----	144
<b>Quadro 17</b> – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S5-----	145
<b>Quadro 18</b> – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S6-----	145
<b>Quadro 19</b> – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4),	

	segmento S7-----	146
<b>Quadro 20</b>	– Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S2-----	146
<b>Quadro 21</b>	– Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S3-----	147
<b>Quadro 22</b>	– Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S4-----	147
<b>Quadro 23</b>	– Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S5-----	148
<b>Quadro 24</b>	– Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S6-----	148
<b>Quadro 25</b>	– Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S7-----	149
<b>Quadro 26</b>	– Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S2-----	149
<b>Quadro 27</b>	– Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S3-----	150
<b>Quadro 28</b>	– Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S4-----	150
<b>Quadro 29</b>	– Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S5-----	151
<b>Quadro 30</b>	– Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S6-----	151
<b>Quadro 31</b>	– Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S7-----	152

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b>	Trabalhos publicados em periódico/congresso no período 2006 – 2009-----	6
<b>Tabela 2</b>	Características tribológicas de polímeros típicos-----	19
<b>Tabela 3</b>	Classificação de Kurtze para propagação de ondas em sólidos-----	36
<b>Tabela 4</b>	Parâmetros do ensaio tribológico-----	43
<b>Tabela 5</b>	Frequências principais em um rolamento-----	44
<b>Tabela 6</b>	Frequências características dos rolamentos de apoio da haste-----	44
<b>Tabela 7</b>	Características tribológicas dos materiais a serem estudados-----	47
<b>Tabela 8</b>	Procedimento de confecção de corpos-de-prova-----	48
<b>Tabela 9</b>	Composição química dos aços estudados-----	49
<b>Tabela 10</b>	Pares tribológicos utilizados nos ensaios-----	50
<b>Tabela 11</b>	Principais etapas da curva termogravimétrica dos polímeros utilizados (valores aproximados)-----	56
<b>Tabela 12</b>	Resultados de DSC para os polímeros-----	57
<b>Tabela 13</b>	Valores de módulo de armazenamento, $E'$ , e coeficiente de perda $\tan \delta$ a temperatura ambiente-----	60
<b>Tabela 14</b>	Resultados de dureza dos materiais poliméricos-----	61
<b>Tabela 15</b>	Valores médios de Dureza e Microdureza do aço-----	62
<b>Tabela 16</b>	Resultados de resistência à tração e deformação dos aços estudados-----	62
<b>Tabela 17</b>	Condição de ensaio para cada haste-----	66
<b>Tabela 18</b>	Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PEEK e mancais fixos-----	69
<b>Tabela 19</b>	Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PEEK e mancais livres-----	69
<b>Tabela 20</b>	Principais frequências identificadas nos espectros de DEP-----	74
<b>Tabela 21</b>	Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PTFE e mancais fixos-----	91
<b>Tabela 22</b>	Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PTFE e mancais livres-----	92

<b>Tabela 23</b> – Valores de taxa de desgaste do PEEK e PTFE extraídos da literatura-----	121
<b>Tabela 24</b> – Análise dos modelos matemáticos de Maxwell e Voigt para descrever o comportamento viscoelástico-----	160

## LISTA DE SÍMBOLOS

$P$	Carga normal [N]
$R$	Raio da esfera [m]
$d$	Deslocamento [m]
$a_o$	Raio de contato [m]
$E_c^*$	Módulo do contato [GPa]
$E_1$	Módulo de elasticidade do corpo 1 [GPa]
$E_2$	Módulo de elasticidade do corpo 2 [GPa]
$p$	Pressão de contato [Pa]
$p_o$	Pressão de contato máxima [Pa]
$\sigma$	Tensão [MPa]
$\epsilon$	Deformação [%]
$\tau$	Taxa de cisalhamento [Pa]
$\dot{\gamma}$	Taxa de deformação [ $s^{-1}$ ]
$\omega$	Velocidade angular [RPM]
$f$	Frequência [Hz]
$T$	Período de oscilação senoidal
$\delta_f$	Defasagem
$E'$	Módulo de armazenamento [GPa]
$E''$	Módulo de perda [GPa]
$E^*$	Módulo complexo
$k$	Taxa de desgaste [ $m^2/N$ ]
$R_a$	Rugosidade média aritmética [ $\mu m$ ]
$V$	Velocidade de deslizamento [m/s]
$T_g$	Temperatura de transição vítrea [ $^{\circ}C$ ]
$T_f$	Temperatura de fusão [ $^{\circ}C$ ]
$\rho$	Massa específica [ $g/cm^3$ e $Mg/m^3$ ]
$c$	Velocidade de propagação da onda [m/s]
$G$	Módulo de elasticidade transversal do meio [GPa]
$E_a$	Módulo de compressibilidade [GPa]
$R_{y1}$ e $R_{y2}$	Reações nas extremidades da haste
$\delta$	Deflexão
$l$	Comprimento [mm]
$k_{shear}$	Tensão de cisalhamento simples do material

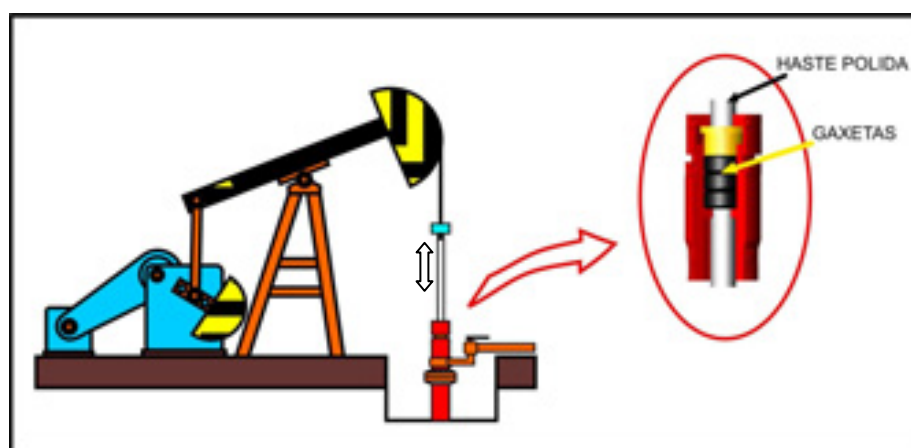
S1,	Segmento cilíndrico
S2,...,S7	
M	Momento fletor
$\theta_1$ e $\theta_2$	Ângulos
I	Momento de inércia
VGV	Velocidade global de vibração [mm/s]
Q	Volume desgastado por distância de deslizamento
H	Dureza
K	Constante de desgaste
ML	Mancais livres
MF	Mancais fixos
Tc	Temperatura próxima ao contato [°C]
Ta	Temperatura ambiente [°C]
$\Delta\theta$	Aquecimento do sistema [°C]
L	Distância de deslizamento [m]
$\mu$	Coefficiente de atrito

## Capítulo 1

### Introdução

Unidades de bombeio de petróleo, comumente chamadas de “cavalo mecânico”, executam o movimento de deslizamento linear alternado (Figura 1). Durante esta operação de bombeamento o fluido é extraído do fundo do poço até a superfície e segue para o reservatório. Caixas de engaxetamento (“*stuffing-boxs*”) são constituintes desse sistema, e nestas são inseridas gaxetas de vedação que juntamente com uma haste polida (“*polished-rod*”) possuem a função de evitar que o fluido vaze para o ambiental externo causando, assim, impactos ambientais e elevação nos custos operacionais.

Nesta configuração as gaxetas são pressionadas contra a haste polida configurando, assim, pares tribológicos, conforme destacado na Figura 1. As gaxetas são normalmente confeccionadas de material polimérico, sendo a borracha nitrílica (NBR) a mais comum, já as hastes são fabricadas de aço, revestido ou não.



**Figura 1** – Desenho esquemático de uma unidade de bombeamento de petróleo (“cavalo-mecânico”)

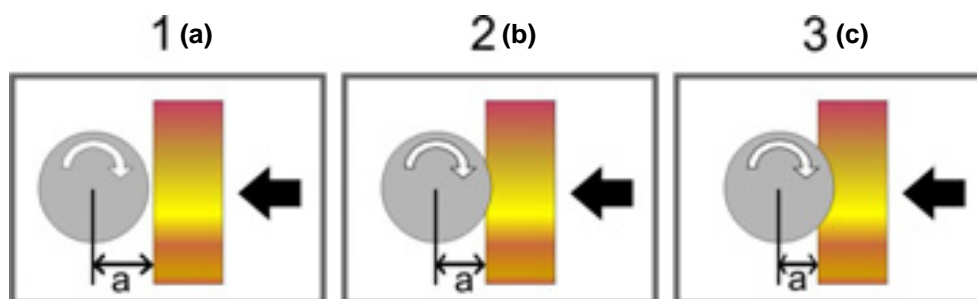
O desgaste do par tribológico haste polida – gaxeta foi tema de um estudo desenvolvido no Grupo de Estudos de Tribologia da Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN) em parceria com a Petrobras, onde constatou-se, em campo,



que diversas vezes as hastes polidas eram submetidas à operação apresentando-se desalinhadas em relação ao eixo vertical. Tal desalinhamento se dava em decorrência de uma montagem inadequada do sistema o que resultava em vibrações.

Excentricidades decorrentes de flutuações entre o centro de massa e o centro geométrico de um eixo-árvore cilíndrico rotativo metálico suportado por dois mancais promovem o *rodopio* (“whirling”) desse eixo-árvore. É um fenômeno intrinsecamente dinâmico, vinculado ao desbalanceamento de sistemas rotativos.

Submetendo-se esse eixo-árvore metálico rotativo, balanceado ou não, doravante denominado *contracorpo* ou *corpo antagonista* ao contato com um *corpo-de-prova* constituído por uma superfície plana e estacionária de um *material polimérico* sob uma carga compressiva, Figura 2, acentuam-se, ou não, não-linearidades nesse sistema, como *stick-slip* (fenômeno caracterizado por sucessivas alternâncias entre *aderência* e *deslizamento* no contato entre dois corpos) e/ou *amortecimento não-linear*. O sistema tribológico assim desenvolvido e constituído desencadeará no polímero um conjunto de *mecanismos de desgaste*, constituintes deste trabalho de Tese.



**Figura 2** – Parâmetro de *aproximação*  $a$  (“*approach*”) de um cilindro rotativo metálico e uma superfície polimérica inicialmente plana nos tempos (a)1 (início de um contato não-conforme), (b) 2 e (c) 3 (contatos conformes)

O mapeamento do conjunto desses *mecanismos de desgaste de material polimérico* e a sua caracterização são o primeiro passo na direção da modelagem desse sistema complexo, desde uma condição de contato *não-conforme cilindro – plano*, Figura 2(a), para uma condição final, Figura 2(c), em que a superfície plana do polímero deforma-se plasticamente constituindo um *contato conforme*. As flutuações entre o centro de massa e o centro geométrico, que promovem as excentricidades desse sistema, interagem com a *zona de contato* e alteram importantes parâmetros do contato, como a *aproximação*, a *pressão de contato*, a *temperatura de contato*. Para isto, necessita-se de uma bancada experimental que permita sistematizar e quantificar essas flutuações e essas

excentricidades e de um método científico que assegure a possibilidade de se elaborar a taxionomia dos mecanismos de desgaste a elas associados.

Este é o foco desta Tese de Doutorado. Desenvolveu-se uma bancada em laboratório e se investigou o desgaste de dois materiais poliméricos submetidos, ou não, as tais excentricidades que podem promover fenômenos dinâmicos como o *rodopio*, por exemplo. Pesquisou-se como evolui o desgaste de cada polímero submetido ao contato com um rotor de aço suportado por *mancais* nas condições, *fixas* ou *livres*.

O fato de que vibração pode causar ou modificar o desgaste é geralmente reconhecido e associado a rigidez de um sistema, segundo Bayer (1995), editor do livro, “*Effect of the mechanical stiffness and vibration on wear*”, para quem não há uma literatura bem definida associando o efeito da vibração e rigidez sobre o desgaste. Assim, não bastassem as não-linearidades constitutivas dos materiais poliméricos, sua mobilidade segmental e característica de relaxação e desenvolvimento de modelos termodinâmicos como destacado por Pieruccini e Flores (2010), as respostas vibracionais dos sistemas envolvendo polímeros majoram a complexidade do atrito e do desgaste. Tais fatores são geralmente citados como possíveis integrantes da dispersão nos resultados de ensaios obtidos com diferentes máquinas ou entre laboratórios ou como a razão para a falta de correlação entre ensaios de laboratório e desempenho em campo.

Compreender e minimizar perdas materiais e energéticas associadas aos processos de atrito e desgaste de pares tribológicos é um desafio que tem motivado o desenvolvimento de pesquisas em todo o mundo. Busca-se ensaiar e classificar materiais para que assegurem uma maior vida quando submetidos a contato sólido-sólido em pares tribológicos fabricados de um mesmo ou de materiais diferentes.

O escopo central desta tese é propor um método para estudos exploratório inicial dos principais mecanismos de desgaste do contato polímero (estacionário) – metal (rotativo) biapoiado em mancais que operam em duas possíveis condições, livre e fixa. Buscam-se respostas, pois, às indagações: (a) *quais fatores interferem no comportamento tribológico de pares polímero-aço e (b) como a superfície de um polímero responde morfológica, dinâmica e termicamente a esse contato de deslizamento ?*

O comportamento dinâmico de sistemas tem sido o tema de estudo de uma variedade de autores, mas a sua influência sobre o comportamento tribológico de polímeros ainda é uma questão em aberto, que deve ser investigada. Chowdhury *et al.*

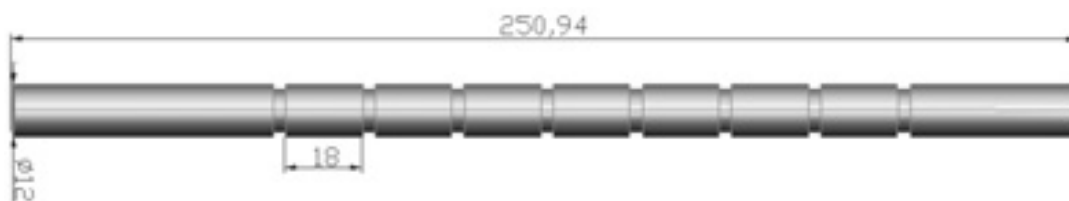
(2007) fizeram uma revisão da literatura e mencionaram que a vibração pode interferir na taxa de desgaste dependendo dos pares de materiais envolvidos. Eles controlaram a frequência de vibração do sistema e avaliaram a sua influência sobre o desgaste de aços doce. Puderam constatar que a taxa de desgaste era significativamente maior em condições de baixa amplitude de vibração. Surgem, portanto, as indagações: “*E se fosse desgaste de polímeros? Dinamicamente, o que mudaria?*”. Estes autores investigaram, também, em 2008, o efeito da amplitude de vibração sobre o coeficiente de atrito de diferentes materiais.

Dentro dessa abordagem, foram selecionados dois materiais poliméricos estruturais de engenharia de largo uso cotidiano. Esta classe de materiais possui propriedades altamente influenciadas pela estrutura das cadeias moleculares e sua mobilidade segmental, que por sua vez é influenciada pelo processo de formação de cristais conforme mencionado por Pieruccini e Flores (2010). O comportamento mecânico dos polímeros, apesar de apresentar semelhanças, também apresenta uma série de características que os distinguem dos materiais metálicos. Este estudo foi realizado com dois polímeros: PTFE (politetrafluoretileno) e PEEK (poli-éter-éter-cetona).

O PTFE é considerado um plástico de engenharia devido às suas características de alta resistência química, baixo coeficiente de atrito e alta estabilidade térmica (para um polímero). Por este motivo, é comumente usado em aplicações tribológicas como mancais, selos e fitas veda-roscas. Entretanto, ele apresenta pobre resistência ao desgaste por deslizamento, o que leva a falha prematura dos componentes desenvolvidos com esse material (Khedkar *et al.*, 2002; Li *et al.* 2000).

O PEEK é um candidato a substituto de metais devido à sua excelente resistência à corrosão, resistência ao desgaste, elevada estabilidade térmica (para um polímero), leveza e características superiores em relação à vedação (Brydson, 1999).

Dentro deste contexto, são discutidos nesta Tese os mecanismos de dano em polímeros estruturais e suas flutuações térmicas a eles associadas. Para isso, foi desenvolvida uma bancada experimental de ensaio de deslizamento na configuração Plano-Cilindro que permitiu avaliar a rigidez sob dois aspectos: (1) a condição dos mancais (a) livres e (b) fixos que suportam o contracorpo cilíndrico metálico; (2) a condição do contracorpo instalado em *loci* diferentes ao longo da linha elástica resultante da deformação flexional, de modo a constituir *incrementos infinitesimais à rigidez* do sistema contracorpo metálico elástico – corpo-de-prova polimérico viscoelástico, Figura 3.



**Figura 3** – Imagem esquemática do contracorpo metálico desenvolvido para assegurar sistematicamente *incrementos infinitesimais de rigidez* em *loci* diferentes e simétricos ao longo da linha elástica resultante da sua deformação flexional

Alem desta introdução, cinco capítulos, um apêndice e dois anexos compõem este trabalho. No capítulo 2 é apresentada a revisão bibliográfica onde inicialmente foram abordadas definições de Tribologia, seguido da história e de conceitos básicos sobre a Mecânica do Contato. Na seqüência foi apresentada uma revisão sobre assuntos pertinentes ou interrelacionados a este trabalho, intrinsecamente complexo, envolvendo polímeros, tribologia e vibrações mecânicas.

O capítulo 3 é composto dos materiais e métodos utilizados na pesquisa, englobando a descrição do projeto e construção do tribômetro e sua instrumentação, os materiais e sua caracterização físico-química e mecânica, além dos métodos de caracterização do desgaste e da rigidez.

No capítulo 4 são apresentados os resultados referentes à caracterização dos materiais, aquecimento do sistema, vibração, análises morfológicas, taxas de desgaste e rugosidade. É feita uma breve discussão em cima destes resultados objetivando descrever os fenômenos identificados.

Uma discussão dos principais resultados é apresentada no capítulo 5, buscando associação entre os mesmos e fornecer a contribuição original desta Tese. No capítulo 6 são inseridas as conclusões desta pesquisa. O apêndice A é composto dos gráficos de Densidades Espectral de Potência (DEP) da aceleração originados durante os ensaios de desgaste. No anexo 1 é apresentada uma revisão das principais teorias da Mecânica do Contato, enquanto no anexo 2 são fornecidos os principais modelos matemáticos do comportamento viscoelástico dos polímeros.

### 1.1 Objetivos da Tese

1. Investigar experimentalmente os mecanismos de desgaste de dois polímeros estruturais de Engenharia considerando-se duas componentes associadas a rigidez do contato, a saber:

- (1) os mancais (a) livres e (b) fixos que suportam o contracorpo cilíndrico metálico;
  - (2) o contracorpo instalado em *loci* diferentes ao longo da linha elástica resultante da deformação flexional do sistema corpo viscoelástico – contracorpo;
2. Traçar as curvas respostas do eixo (velocidade crítica) devido à variação na rigidez do sistema;

## 1.2 Hipótese Investigativa

Na condição de deslizamento a seco, com velocidade e carga normal constantes, formulou-se a seguinte hipótese investigativa:

*Polímeros estruturais de engenharia, quando submetidos ao contato de deslizamento, a seco, contra um aço sob condições distintas de rigidez do sistema tem seus mecanismos de desgaste influenciados pela sua estrutura química e molecular.*

## 1.3 Contribuições Científicas

Durante os quatro anos deste doutorado foram desenvolvidos trabalhos que foram publicados em periódicos e congressos fundamentais para o direcionamento desta tese. Os trabalhos estão discriminados na Tabela 1.

**Tabela 1** – Trabalhos publicados em periódico/congresso no período 2006 – 2009

<b>Trabalho</b>	<b>Periódico/Congresso</b>	<b>Objetivo</b>
A Study on the sliding wear behaviour of PTFE composites for application in oil seals (LIMA DA SILVA <i>et al.</i> 2006)	SBPMat 2006 Florianópolis/SC	- Investigar o comportamento tribológico do PTFE e compósitos constituídos de matriz de PTFE.
Is there delamination wear in polyurethane? (LIMA DA SILVA <i>et al.</i> 2007a)	Wear 263 (2007) 974–983 Montreal	- Apresentação de resultados obtidos no mestrado e discussões levantadas pela banca durante a defesa.
Wear rate fluctuation of a sliding system polymer-steel under the effect of fixed and free journal bearings. (LIMA DA SILVA <i>et al.</i> 2007b)	COBEM 2007 Brasília	- (a) Avaliar a resposta da variação na rigidez do sistema de deslizamento investigado através da liberdade dos mancais. - (b) Analisar o comportamento de materiais distintos para corpo-de-prova e contracorpo submetidos ao sistema proposto.

Sliding contact metal – polymer with variable stiffness (LIMA DA SILVA <i>et al.</i> 2008)	Friction Wear and Wear Protection 2008 Aachen	- Investigar o papel da rigidez do contato em um sistema tribológico considerando as duas componentes de rigidez propostas.
Avaliação do desgaste de poliuretano submetido a ensaios de deslizamento. (SILVA, L. V. <i>et al.</i> 2008a)	CONEM 2008 Salvador/BA	- Prosseguir nas discussões referentes ao comportamento do TPU, quando submetido a ensaios no sistema investigado.
Deslizamento a seco do PEEK e PTFE contra aço-liga. (SILVA, L. V. <i>et al.</i> 2008b)	CBECIMAT 2008 Recife/PE	- Avaliar e comparar o comportamento dos <i>sistemas tribológicos PEEK-aço e PTFE-aço</i> submetidos a ensaios de deslizamento
Desgaste por deslizamento de polímeros contra aço-liga. (LIMA DA SILVA <i>et al.</i> 2009)	ABM 2009 Belo Horizonte/MG	- Idem e determinar as tensões de cisalhamento atuantes no contato
Desgaste de aços de hastes polidas de UB sob deslizamento alternado em borrachas HNBR. (DE LIMA, W. B. <i>et al.</i> 2009)	ABM 2009 Belo Horizonte/MG	- Avaliar o deslizamento alternado de quatro aços em borrachas HNBR.
Desgaste por deslizamento de polímeros contra aço-liga. (SILVA, L. V. <i>et al.</i> 2009)	ABM 2009 Belo Horizonte/MG	- Avaliar o comportamento dos sistemas tribológicos PEEK – Aço AISI 4140 e PTFE – Aço AISI 4140.
Contact sphere-plan polymer-metal: theory x experiment. (NASCIMENTO, I. V. <i>et al.</i> 2009)	COBEM 2009 Gramado/RS	- avaliar os valores teóricos e experimentais dos parâmetros de contato de Hertz através da dimensão das indentações feitas em alguns polímeros com uma esfera metálica e dos valores teóricos da mecânica do contato de Hertz utilizando-se uma planilha para essa finalidade.

---

## Capítulo 2

### Revisão Bibliográfica

*Neste capítulo são apresentados conceitos teóricos que fundamentam o método de ensaio proposto na presente tese. Inicialmente são abordadas definições de Tribologia, seguido da história e de conceitos básicos sobre a Mecânica do Contato. Na sequência é apresentada uma revisão sobre polímeros e tribologia aplicada aos mesmos e por fim uma revisão sobre a relação vibração-tribologia.*

#### 2.1 Tribologia

Myer publicou um artigo em 1975 intitulado por “Tribologia: Ciência em Movimento”, Quinn, em 1977, publicou, “Tribologia” e Halling em 1977, “Tribologia: Ciência e Prática”. Todos esses artigos referem-se ao surgimento do termo **Tribologia**, eles mencionam que apesar da palavra ser relativamente nova, os aspectos relacionados a essa ciência já eram utilizados para ajudar o homem em seu triunfo tecnológico, como por exemplo pelos romanos, quando estes usavam gordura animal para engraxar os eixos de seus carros de batalha.

Segundo esses autores, Tribologia é a ciência e tecnologia das superfícies interagindo sob movimento relativo. O trabalho do grupo comandado pelo Dr H. P. Jost e de suas recomendações incorporadas no relatório Jost (1966) impulsionaram essa ciência.

O pensamento moderno define Tribologia como a ciência que estuda o atrito, o desgaste e a lubrificação de corpos que estão em contato sob movimento relativo [HUTCHINGS, 1992 e LUDEMA, 1996].

##### 2.1.1 A importância de ensaios em Tribologia

Atrito e desgaste são originados por interações microscópicas entre superfícies que estão em contato mecânico e deslizam uma contra a outra. As respostas a essas interações são o resultado dos materiais, das características geométricas e topográficas das superfícies e das condições globais sob as quais as superfícies são submetidas durante o deslizamento, ou seja, carregamento, temperatura, atmosfera, tipo de contato

etc. Todos os aspectos mecânicos, físicos, químicos e geométricos das superfícies em contato e a atmosfera ao redor afetam as interações superficiais e assim, também as características tribológicas do sistema. *Portanto, atrito e desgaste são características únicas dos sistemas tribológicos em que são avaliados e não simplesmente parâmetros dos materiais acessíveis em handbooks.* (BHUSHAN, 2001).

Bhushan (2001) mencionou a dificuldade de se modelar atrito e desgaste já que cada sistema tribológico tem características únicas e são muitos os parâmetros que interferem no contato, como mencionado acima. Além disso, não é simples correlacionar atrito e desgaste, por exemplo, baixo atrito não implica, necessariamente, em baixa taxa de desgaste. Um exemplo disto foi evidenciado por Lima da Silva *et al.*, 2006 estudando pares PTFE-contra-aço.

*Desta forma, como as propriedades tribológicas não são parâmetros dos materiais e sim do sistema, tribotestes (ensaios tribológicos) são parte integral de ambos, o processo de desenvolvimento de tribomateriais (materiais aplicados a sistemas tribológicos) e a seleção de materiais para aplicações que envolvam atrito e desgaste.*

## **2.2 Modelos da Mecânica do Contato**

No final do século XIX, Hertz introduziu a Mecânica do Contato de dois corpos elásticos, quando pressionados, um contra outro. Nesse modelo pioneiro ele considerou as grandezas carga normal, as geometrias macroscópicas e as propriedades elásticas de dois sólidos em contato para definir, no meio-espaço elástico de cada um dos sólidos, a distribuição da pressão de contato na zona elasticamente afetada pelo contato (que, posteriormente, passaria a ser denominada zona Hertziana de contato), e a respectiva distribuição de tensões de cisalhamento atuante em cada um dos sólidos elásticos em contato.

As hipóteses simplificadoras de Hertz incluíam (a) ausência de atrito; (b) contato não-conforme macroscópico estático; (c) materiais submetidos a um comportamento puramente elástico; (d) área de contato pequena, comparada com a dimensão dos sólidos em contato [JOHNSON, 1989].

O crescimento das áreas científicas nas Engenharias de Superfície, Mecânica e de Materiais na segunda metade do Séc. XX introduziu novas variáveis à teoria do contato Hertziano. Entre elas, o atrito, o comportamento elástico e plástico e o caráter microscópico das superfícies em um contato elástico. Isso levou ao desenvolvimento do



segundo modelo importante da Mecânica do Contato, desenvolvido por Greenwood e Williamson, o chamado “modelo GW” da Mecânica do Contato, de 1966.

O modelo GW introduziu a variável “topografia” das duas superfícies elásticas nominalmente planas, com módulos de elasticidade constantes, submetidas ao atrito de deslizamento. Esse modelo mantinha a natureza elástica do contato como preconizado por HERTZ.

Em 1971, Johnson, Kendall e Roberts formularam um terceiro modelo que adicionava, aos anteriores, a variável “energia de superfície” atuando na área de contato, e provocando deformações nas duas superfícies. Esse modelo é considerado adesivo e tem se mostrado aplicável a sólidos grandes, moles, com elevada energia de superfície, enquanto, para sólidos coloidais, duros, com baixas energias de superfície tem sido utilizado o modelo DMT, publicado por Derjaguin, Muller e Toporov em 1975. A seguir, em 1980, Muller, Yushchenko, Derjaguin publicaram o modelo MYD, que continham as soluções proporcionadas pelos modelos JKR e DMT (a descrição desses modelos é apresentada no Anexo 1).

Todas as teorias descritas acima se baseiam nas seguintes suposições: (i) todas as deformações são puramente elásticas, isto é, a lei de Hooke é válida no sistema; (ii) os corpos são isotrópicos; (iii) submetidos a carga o módulo de Young e a razão de Poisson são constantes; (iv) a estrutura atômica dos corpos não é considerada. Entretanto para sólidos viscoelásticos a interpretação deve levar em consideração a dependência do tempo.

Atualmente, Chau (2006) propôs um modelo que considera o contato microscópico entre um sólido viscoelástico nominalmente plano (um polímero) e um aço inoxidável, em que considera aspectos não-determinísticos em sua modelagem para apresentar o contato sob a forma de um mapa de pressão e tempo de contato, dispensando, por exemplo, dados da topografia das superfícies.

### **2.2.1 Teoria de Hertz**

Quando dois corpos elásticos são impostos ao contato eles se tocarão em um ponto ou ao longo de uma linha. Se forem submetidos a um carregamento mecânico definido, este será distribuído através da área de contato. Esta situação foi inicialmente introduzida por Heinrich Hertz em 1881, baseando-se nas seguintes suposições: (i) as superfícies são contínuas, polidas e não sofrem atrito; (ii) o tamanho da área de contato

é pequeno comparado ao tamanho dos corpos; (iii) Cada sólido tem um meio-espaço sólido na vizinhança da zona de contato (BHUSHAN, 2001).

A teoria de Hertz pode ser aplicada a contatos esféricos, cilíndricos e elipsoidais. A análise Hertziana para uma esfera sobre um plano é apresentada em vários trabalhos publicados na área da Mecânica do Contato (XU *et al.* 2007; WU e YOU, 2007; GRIERSON *et al.* 2005; BHUSHAN, 2001) e todos citam o livro de Johnson de 1985 como referência.

Wu e You (2007) descrevem um contato elástico esfera sobre plano segundo a teoria de Hertz. Considerou-se que uma esfera de raio  $R$  é pressionada contra uma superfície plana por uma carga normal  $P$ , após um deslocamento  $d$  a deformação elástica da superfície em contato forma uma área de contato circular de raio  $a_o$  como mostrado na Figura 4. Com base na teoria de Hertz esse raio de contato é dado por

$$a_o^3 = \frac{3PR}{4E^*} \quad (1)$$

Onde  $E_c^*$  é o módulo do contato deduzidos da equação (2)

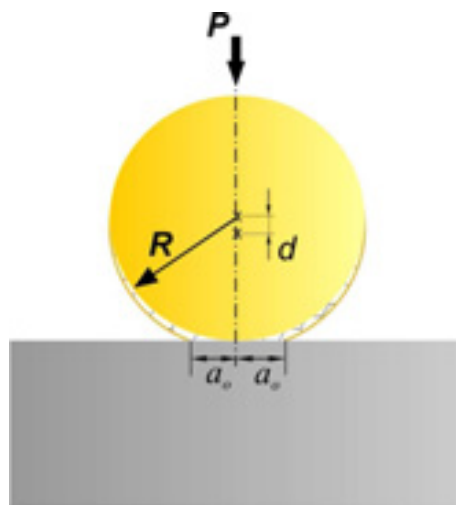
$$\frac{1}{E_c^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \quad (2)$$

A pressão de contato, segundo a revisão de Bhushan (2001), é dada semi-elípticamente pela equação (3)

$$p(x) = p_0 \left\{ 1 - r^2/a^2 \right\}^{1/2} \quad (3)$$

onde a pressão máxima  $p_0$  é dada pela equação (4)

$$p_0 = \frac{3P}{2\pi a^2} \quad (4)$$



**Figura 4** – Esquema de uma esfera pressionada contra uma superfície plana, onde  $P$  é a carga normal,  $d$  é o deslocamento

### 2.2.2 Mecânica do Contato aplicada a Sólidos Viscoelásticos (SV)

No estudo do contato de materiais perfeitamente elásticos o processo de carregamento e descarregamento é reversível e, portanto, os modelos JKR e DMT são aplicáveis.

O contato de materiais viscoelásticos como polímeros difere daquele em dois fatores: (i) como resultado da dissipação viscoelástica, mais trabalho é necessário para separar as superfícies que o utilizado para unir as mesmas; (ii) a energia superficial aparente é dependente da taxa em ambos, separação e união (GREENWOOD e JOHNSON, 2006).

Lin *et al.* (2002) *apud* Attila Oláh (2004) propuseram um método para estudar o contato adesivo entre esferas quando apenas força normal é considerada. Eles consideraram um sistema (i) com corpos homogêneos, isotrópicos e viscoelásticos, (ii) onde a zona coesiva é muito menor que o raio de contato, e (iii) a velocidade do contato é constante quando ele se move através da zona coesiva.

Greenwood e Johnson (2006) apresentaram um trabalho sobre a Mecânica do Contato de SV onde eles afirmaram que as forças adesivas fazem com que as superfícies “saltem” dentro do contato e assim mascare os dados de medida de deslocamento. Eles introduziram no sistema uma força de contato senoidal modulada de baixa amplitude e alta frequência (~100 Hz) que permitiu uma medida direta da rigidez ( $dP/dd$ , onde  $P$  é a carga e  $d$  o deslocamento normal a superfície). Eles observaram que os materiais viscoelásticos apresentaram comportamento diferente dos preditos para um contato JKR.

Chau (2006) analisou a dinâmica do contato de um SV plano contra um aço inoxidável sob uma perspectiva diferente das teorias do contato existentes. Nesse estudo ele apresentou um mapa de pressão em função do tempo onde considerou aspectos não-determinísticos que excluem dados de topografia superficial.

## 2.3 Considerações sobre os polímeros

Polímeros são materiais orgânicos ou inorgânicos, naturais ou sintéticos, de alto peso molecular, cuja estrutura molecular consiste na repetição de pequenas unidades, chamadas meros. O termo polímero vem do grego: poli = muitos, meros = unidades repetidas. Este termo descreve uma molécula composta de muitas partes idênticas, os meros. A grande molécula é assim chamada *macromolécula*.

As palavras *polímeros* e *plásticos* são freqüentemente adotadas como sinônimas, mas há uma distinção. O polímero é o material puro que resulta do processo de polimerização e dentro de suas famílias incluem-se os elastômeros (borrachas), têxteis, revestimentos e adesivos. Polímeros puros raramente são usados devido a suas características, por isso aditivos são aplicados a esses materiais e a partir daí o termo *plástico* é utilizado (CROWFORD, 1998; RAM, 1997).

### **2.3.1 Classificação**

Os polímeros são distribuídos por classes de acordo com suas características. As classes de interesse neste trabalho são apresentadas a seguir:

#### **2.3.1.1 Termoplásticos**

As longas cadeias poliméricas estão unidas por ligações intermoleculares de Van der Waals, que são consideradas fracas se comparadas às ligações covalentes que compõem as moléculas. Quando o material é aquecido, as forças intermoleculares são enfraquecidas e se tornam moles e flexíveis, de forma que a altas temperaturas o material é um fluido viscoso. Quando o material é resfriado se solidifica novamente. O ciclo de amolecimento por aquecimento e solidificação por resfriamento pode ser repetido indefinidamente e esta é a maior vantagem deste material. Entretanto, há uma desvantagem, suas propriedades são sensíveis ao calor (CROWFORD, 1998).

#### **2.3.1.2 Termofixos**

Um plástico termofixo é produzido por uma reação química que tem dois estágios. O primeiro estágio resulta na formação de longas cadeias moleculares similares aquelas apresentadas pelos termoplásticos, mas ainda capazes de mais reações. O segundo estágio da reação (ligação cruzada das cadeias ou “*cross-linking*”) ocorre durante a moldagem, geralmente sob a ação de calor e pressão. O moldado resultante será rígido quando resfriado, mas uma estrutura em rede (reticulada) se estabelece dentro do material. Durante o segundo estágio as longas cadeias moleculares são interligadas por ligações fortes que não permitem que o material seja amolecido novamente com a aplicação de calor. Quando excesso de calor é aplicado a estes materiais eles carbonizam e degradam. Desta forma, este material é insolúvel, infusível e não pode ser reprocessado.

As ligações cruzadas ancoram as cadeias moleculares fazendo com que haja resistência ao movimento rotacional e vibracional por isso estes materiais são

caracteristicamente rígidos e suas propriedades mecânicas não são sensíveis ao calor. Fenol formaldeído (bakelite), epóxi e poliéster insaturado são exemplos de termofixos (CROWFORD, 1998).

### 2.3.1.3 Elastômeros

As longas cadeias moleculares são enroladas e torcidas em uma maneira aleatória e têm flexibilidade suficiente para permitir que o material sofra grandes deformações. No estado verde as borrachas não seriam capazes de se recuperar totalmente de grandes deformações porque as moléculas teriam sofrido deslizamentos irreversíveis umas em relação às outras. Para evitar esses deslizamentos, as moléculas são ancoradas por um processo de cura (vulcanização), que torna a rede reticulada, porém em poucos pontos, o que permite que a rede tenha liberdade de movimentação (“rede frouxa”). Assim as moléculas são ligadas similarmente ao que acontece com os termofixos. Estas ligações não diminuem a disposição aleatória das moléculas, nem sua natureza enrolada e torcida de forma que quando a borracha é deformada as moléculas esticam e desenrolam, mas não deslizam. Assim quando a força aplicada é removida a borracha volta a sua forma original. (CROWFORD, 1998; ASHBY e JONES, 1999).

Borrachas vulcanizadas possuem uma faixa de propriedades atraentes tais como resiliência, resistência a óleos, graxas e ozônio, flexibilidade a baixas temperaturas e resistência a muitos ácidos e bases. Entretanto elas necessitam de processamento cuidadoso e consomem quantidade de energia considerável para facilitar sua moldagem e vulcanização. Estas desvantagens levam ao desenvolvimento de *elastômeros termoplásticos*. Estes são materiais que exibem as características físicas desejáveis da borrachas, mas com a facilidade de processamento dos termoplásticos. Poliuretano e poliéster são exemplos de elastômeros termoplásticos.

### 2.3.2 Comportamento viscoelástico de polímeros

Muitos materiais poliméricos exibem as reações combinadas de ambos os estados líquido e sólido, essa característica é conhecida como *viscoelasticidade*, ou seja, a combinação da viscosidade de um líquido e a elasticidade de um sólido (RAM, 1997).

Dizer que um material tem comportamento viscoelástico significa que quantidades como módulo, resistência, ductilidade e coeficiente de atrito são sensíveis à taxa de deformação, tempo, história de carregamento, temperatura, etc (CROWFORD, 1998).

Quando um componente é sujeito a uma força uniaxial, a tensão de engenharia,  $\sigma$ , no material é a força aplicada dividido pela área da seção transversal original. A

deformação,  $\varepsilon$ , no material é a extensão (ou redução no comprimento) dividida pelo comprimento original. Em um material perfeitamente elástico, a Lei de Hooke define que a tensão,  $\sigma$ , é diretamente proporcional a deformação,  $\varepsilon$ , e a relação entre tensão e deformação é escrita como

$$\sigma = cte \times \varepsilon \quad (5)$$

onde a constante se refere ao módulo de elasticidade do material.

Em um fluido perfeitamente viscoso (Newtoniano) a tensão de cisalhamento,  $\tau$ , é diretamente proporcional a taxa de deformação ( $dy/dt$  ou  $\dot{\gamma}$ ) e a relação é descrita na equação (6)

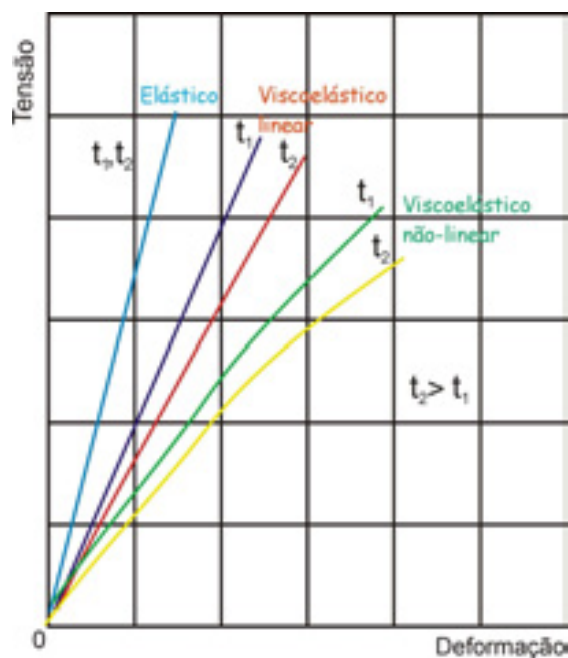
$$\tau = cte \times \dot{\gamma} \quad (6)$$

onde a constante neste caso se refere a viscosidade do fluido.

Em um material viscoelástico a tensão é uma função da deformação e do tempo e é descrita por uma equação da forma

$$\sigma = \varepsilon \cdot f(t) \quad (7)$$

Esta equação é a base da viscoelasticidade linear e simplesmente indica que em um ensaio de tração, por exemplo, para um valor fixo de tempo, a tensão será diretamente proporcional a deformação. Os diferentes tipos de respostas são mostrados esquematicamente na Figura 5 (CROWFORD, 1998).



**Figura 5** – Comportamento tensão-deformação em materiais elásticos e viscoelásticos em dois valores de tempo,  $t_1$  e  $t_2$  (baseado em CROWFORD, 1998)

Os fatores mais característicos de materiais viscoelásticos são que eles exibem uma resposta de deformação dependente do tempo quando submetidos a uma tensão constante (*fluência*) e uma resposta de tensão dependente do tempo para uma deformação constante (*relaxação*). Quando uma tensão aplicada é removida o material tem a habilidade de recuperar-se lentamente com um período de tempo. Estes efeitos podem ser observados também em metais, porém a diferença é que em polímeros eles ocorrem à temperatura ambiente e em metais ocorrem apenas a altas temperaturas (CROWFORD, 1998).

### 2.3.2.1 Carregamento dinâmico de polímeros

É interessante considerar a relação tensão *versus* deformação quando polímeros são submetidos a carregamentos dinâmicos. Este é provavelmente o tipo mais comum de carregamento que ocorre na prática.

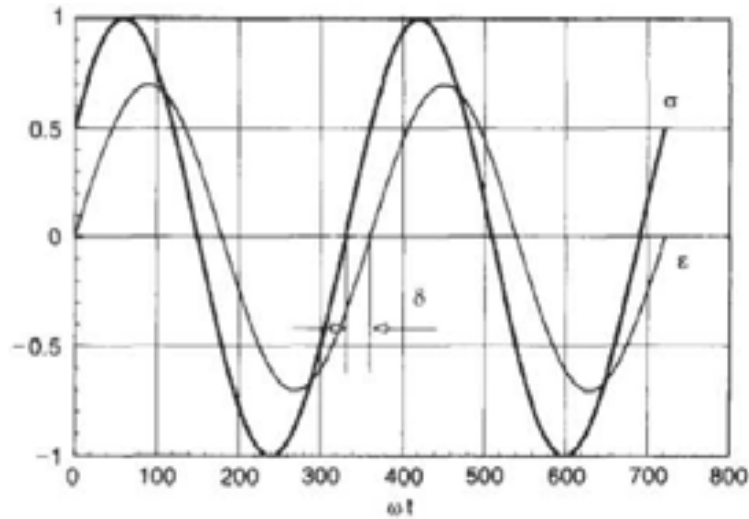
Quando uma tensão variando senoidalmente é aplicada em um material ela pode ser representada por um vetor como mostrado na Figura 6. Assim a tensão em algum momento no tempo é dada por

$$\sigma = \sigma_0 \sin \omega t \quad (8)$$

$\omega$  é a velocidade angular do vetor ( $=2\pi f=2\pi/T$ , onde  $f$  é a frequência em Hertz e  $T$  é o período de oscilação senoidal) (CROWFORD, 1998).

Se o material submetido ao carregamento senoidal é elástico então haverá uma variação de deformação senoidal em fase com a tensão, ou seja,

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin \omega t \quad (9)$$



**Figura 6** – Variação senoidal de tensão e deformação em material viscoelástico

Entretanto, para um material viscoelástico a deformação ocorrerá em defasagem com a tensão como exemplificado na Figura 6. A deformação é dada por

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin(\omega t - \delta_f) \quad (10)$$

onde  $\delta_f$  é a defasagem.

Escrevendo as equações de forma que mostre a tensão levando à deformação:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin \omega t \quad (11)$$

$$\sigma = \sigma_0 \sin(\omega t + \delta_f) \quad (12)$$

A expansão da equação (12) referente a tensão leva a

$$\sigma = \sigma_0 \sin \omega t \cos \delta_f + \sigma_0 \cos \omega t \sin \delta_f \quad (13)$$

Desta forma a tensão pode ter duas componentes:

- (a)  $\sigma_0 \cos \delta$  que está em fase com a deformação
- (b)  $\sigma_0 \sin \delta$  que está  $90^\circ$  fora de fase com a deformação

Isto leva a definição de **dois módulos dinâmicos**,  $E'$  e  $E''$ :

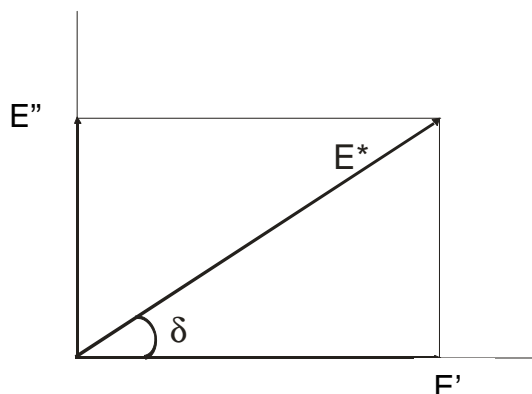
- (a)  $E' = (\sigma_0 \cos \delta_f) / \varepsilon_0$  em fase com a deformação
- (b)  $E'' = (\sigma_0 \sin \delta_f) / \varepsilon_0$   $90^\circ$  fora de fase com a deformação

Os dois módulos podem ser representados em um diagrama conforme a Figura 7.

Deste diagrama é possível extrair o *modulo complexo*,  $E^*$ , onde



$$E^* = \sqrt{E_1^2 + E_2^2} = E' + iE'' \quad i = \sqrt{-1} \quad (14)$$



**Figura 7** – Diagrama mostrando módulo complexo ( $E^*$ ) relativo ao módulo de perda ( $E''$ ) e módulo de armazenamento ( $E'$ )

Os módulos são então definidos como:

$E'$  = módulo real ou **módulo de armazenamento**

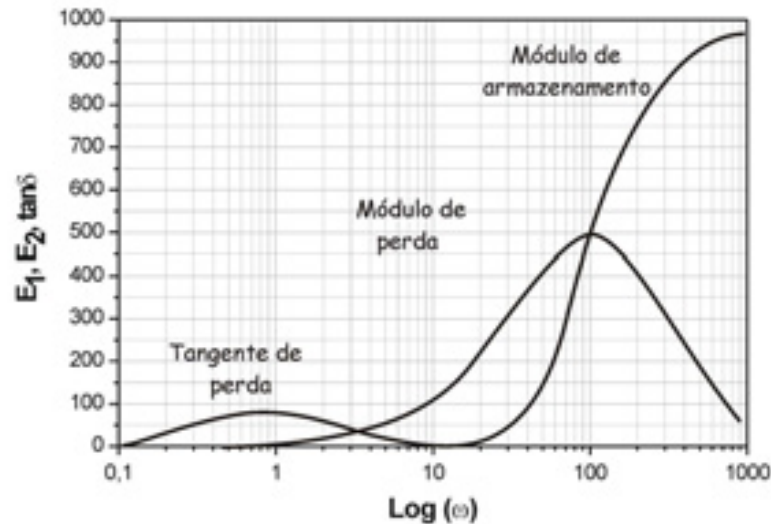
$E''$  = módulo imaginário ou **módulo de perda**

A relação entre  $E'$  e  $E''$  fornece o ângulo de fase,  $\delta$

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (15)$$

Na análise mecânica dinâmica de polímeros, o material é sujeito a variações senoidais de tensão e a deformação é registrada, então  $E'$ ,  $E''$  e  $\delta$  são determinados. Na Figura 8 é ilustrada uma curva clássica destes parâmetros. Em baixas frequências o polímero se comporta como borrachoso e apresenta baixo módulo de armazenamento ( $E'$  é tipicamente da ordem de  $0,1 \text{ MN/m}^2$ ). Já a altas frequências o material comporta-se como um sólido vítreo com alto módulo  $E'$  (da ordem de  $10^3 \text{ MN/m}^2$ ). O módulo de perda,  $E''$ , será zero a baixas e altas frequências mas atingirá um máximo próximo da região onde  $E'$  está aumentando mais rapidamente. O fator de perda,  $\delta$ , também apresenta um máximo na região viscoelástica, mas isto ocorrerá com uma menor frequência que o pico da curva  $E''$  (CROWFORD, 1998).

Hugh *et al* (2006) desenvolveram um estudo comparando resultados sobre o comportamento dinâmico de resinas epóxi obtidos utilizando o DMA (baixas frequências, 0,01 a 100 Hz) com os obtido por medidas ultrassônicas (alta frequência, kHz/MHz). Eles concluíram que as medidas ultrassônicas podem ser úteis para descrever o comportamento dinâmico-mecânico dos materiais.



**Figura 8** – Variação clássica de  $E_1$ ,  $E_2$  e  $\tan \delta$  para um material viscoelástico

## 2.4 Tribologia de Polímeros

O termo polímero é utilizado para descrever uma grande faixa de materiais. Porém, apenas poucos polímeros apresentam propriedades tribológicas notáveis, portanto, muitas pesquisas são voltadas para esse número relativamente limitado de polímeros (Tabela 2). As características tribológicas desses polímeros favorecem sua aplicação em vários ramos das indústrias.

**Tabela 2** – Características tribológicas de polímeros típicos (STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996)

POLÍMEROS	CARACTERÍSTICAS TRIBOLÓGICAS
Politetrafluoretileno (PTFE)	Baixo atrito, mas alta taxa de desgaste. Alto limite de temperatura operacional.
Nylon	Coefficiente de atrito moderado e baixa taxa de desgaste. Desgaste acelerado por água. Relativamente baixo limite de temperatura.
Polieter éter cetona (PEEK)	Alto limite de temperatura operacional. Resistência a muitos reagentes químicos. Adequado para altas tensões de contato. Alto coeficiente de atrito quando na forma pura.
Polietileno de Ultra alto Peso Molecular (UHMWPE)	Alta resistência ao desgaste em presença de água. Moderado coeficiente de atrito. Boa resistência ao desgaste abrasivo. Relativamente baixo limite de temperatura.
Poliuretanos	Boa resistência ao desgaste abrasivo e ao desgaste sob rolamento. Relativamente alto coeficiente de atrito sob

	deslizamento.
Poliamidas	Polímeros de alto desempenho, adequados para altas tensões de contato e temperaturas operacionais
Resinas epoxies e fenólicas	Usada como ligantes em materiais compósitos

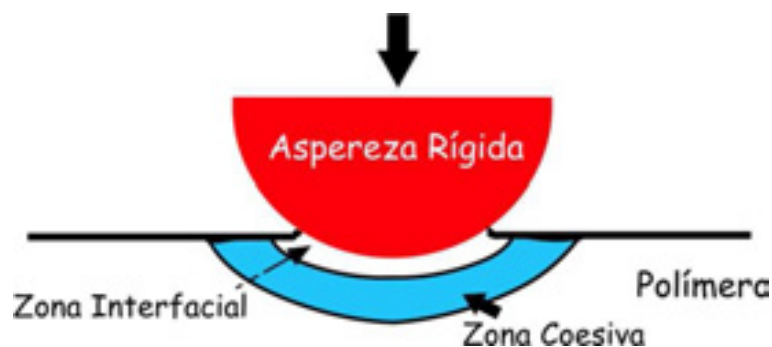
\*alto limite de temperatura operacional refere-se a temperaturas acima de 150°C.

Polímeros, ao contrário de metais e cerâmicas, exibem baixos coeficientes de atrito, com valores, comumente, entre 0,1 e 0,5. Desta forma, segundo HUTCHINGS (1992), eles são utilizados em aplicações tribológicas não lubrificadas, geralmente deslizando contra um contracorpo mais duro.

### 2.4.1 Desgaste de Polímeros

Em geral, processos de atrito e desgaste envolvem interações complexas entre os materiais em contato que dependem não apenas das propriedades dos materiais, mas também das condições de deslizamento (ou rolamento).

De acordo com Boden e Tabor *apud* Zum Garh desgaste coesivo e interfacial são as classes gerais de processos de desgaste de polímeros. O desgaste coesivo abrange os mecanismos de abrasão e fadiga, enquanto o desgaste interfacial resulta da dissipação de energia através de uma zona adjacente a zona de contato dos materiais (Figura 9).

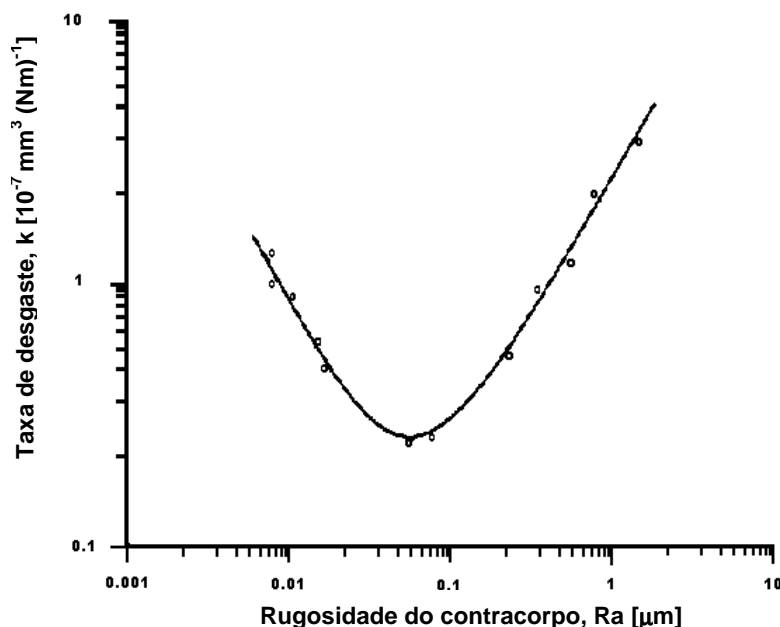


**Figura 9** – Duas classes gerais de mecanismos de desgaste de polímeros

Se o contracorpo é “liso” o desgaste resulta da adesão entre as superfícies, e envolve deformação apenas na camada superficial do polímero. Por outro lado, se o contracorpo é rugoso então suas asperezas causarão deformação no polímero em certa profundidade e o desgaste resulta da abrasão associada com a deformação plástica do polímero ou do crescimento de trincas por fadiga na região de deformação (HUTCHINGS, 1992).

O nível de rugosidade que resulta na transição de mecanismo de desgaste de interfacial para coesivo depende da natureza do polímero, mas corresponde a valores de

Ra entre 0,01 e 1  $\mu\text{m}$ . Esta transição pode levar a um valor mínimo de taxa de desgaste para certa rugosidade superficial, como ilustrado na Figura 10 para UHMWPE deslizando contra contracorpos de aço inoxidável com diferentes rugosidades (HUTCHINGS, 1992).



**Figura 10** – Taxa de desgaste do Polietileno de Ultra-alto peso molecular (UHMWPE) deslizando contra aço, em função da rugosidade da superfície do aço (HUTCHINGS, 1992)

#### 2.4.1.1 Desgaste Coesivo

O desgaste coesivo resulta da deformação superficial e subsuperficial do material, originada pela passagem de protuberâncias do contracorpo sobre a superfície do polímero. A deformação resultante pode ser plástica ou elástica. No primeiro caso o mecanismo de desgaste é chamado de abrasão, enquanto no segundo é associado à fadiga. Hutchings (1992) apresenta um esquema de como as proporções relativas de abrasão e fadiga dependem da rugosidade e da natureza do polímero. Em elastômeros, por exemplo, com baixo módulo de elasticidade, a deformação no contato será quase totalmente elástica e, portanto, o mecanismo de fadiga predominará. Polímeros com alto módulo tais como termofixos, mostram apreciável deformação plástica devido ao contato de asperezas e sofrem desgaste por abrasão.

#### 2.4.1.2 Desgaste Interfacial

No desgaste interfacial, material é removido através de processos ocorrendo próximo ou na superfície do polímero. O mais importante de tais processos é o desgaste

adesivo. Este ocorre apenas quando o contracorpo é “liso” e envolve a transferência de material para o contracorpo mais duro e subsequente remoção como partícula de desgaste (HUTCHINGS, 1992).

### ***Filme transferido***

A formação de filme transferido é um fator característico de desgaste adesivo onde material é transferido de uma superfície para outra antes de ser liberado como partícula de desgaste. Isto distingue o desgaste adesivo de muitos outros mecanismos de desgaste (STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996).

Uma característica da tribologia polímero-metal é a criação de filme transferido do polímero sobre o contracorpo metálico duro. Em muitos polímeros a resistência da junção adesiva formada entre o polímero e o metal é comparável com a resistência interna do próprio polímero. Desta forma, o cisalhamento é acompanhado pelo destacamento de fragmentos de polímeros que se fixam sobre o contracorpo metálico. Quaglini *et al.* (2009) mencionam que a criação e crescimento destes filmes transferidos é geralmente seguida de uma diminuição no atrito.

O polímero que apresenta um exemplo clássico de formação de filme transferido é o PTFE. Esta característica foi observada por diversos pesquisadores que estudaram o atrito e o desgaste deste material contra aço dentre eles Lima da Silva *et al.* (2006), Sawyer *et al.* (2003) e Khedkar *et al.* (2002). Segundo Stackowiak e Batchelor (1996) a causa da adesão de filmes é devido, possivelmente, a uma reação química entre o flúor e o carbono do PTFE e a superfície metálica oposta.

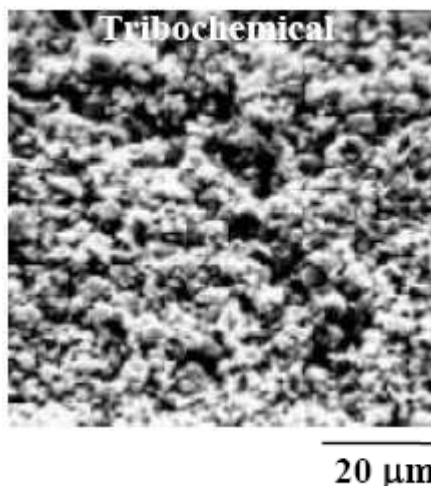
O desgaste de polímeros ocorre por formação de filmes transferidos finos que asseguram baixos coeficientes de atrito. Lubrificantes sólidos também funcionam pela formação de finos filmes transferidos sobre as superfícies de contato. Estas camadas podem ser transferidas de uma superfície para outra, o que é útil quando contatos de difícil acesso precisam ser lubrificados (STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996).

### ***Reações Triboquímicas***

A formação de produtos de reações triboquímicas é um fenômeno bem conhecido quando se fala em contatos de deslizamento. Zum Gahr (1987) menciona que este processo é classificado como moderado ou severo. O desgaste severo é devido a contatos entre os corpos onde estão envolvidos eventos como adesão, deformação plástica, formação de junção e transferência de material. Este desgaste resulta em

superfícies rugosas e em coeficientes de atrito de pelo menos três ordens de grandeza maiores que o desgaste moderado. Este último ocorre durante o contato de deslizamento de superfícies cobertas por óxidos ou camadas superficiais produzidas por reações triboquímicas. Estas camadas reduzem o atrito e o desgaste por evitarem o contato direto entre os constituintes do par tribológico.

Dasari (2007) destaca que graças a organização estrutural interna e molecular, polímeros exibem baixa temperatura de transição e condutividade térmicas, quando comparados aos metais. Assim, a energia consumida nos processos de atrito e desgaste pode resultar em fusão, oxidação ou pirólise na superfície do polímero. Este autor menciona que desgaste químico ocorre em polímeros se uma reação se processa entre as superfícies em contato ou no material com ele mesmo, ou ainda entre o material e o ambiente. Exemplos incluem oxidação de polímeros, hidrólise de polímeros e dissociação. Estas reações podem levar a cisão de cadeias e degradação de peso molecular dos polímeros. Uma aparência típica de reação triboquímica é mostrada na Figura 11.



**Figura 11** – Aparência típica de reação triboquímica (Dasari, 2007)

## 2.4.2 Parâmetros que afetam o Sistema Tribológico Polímero-Metal

### 2.4.2.1 Limite $pV$

O conceito de limite  $pV$  é utilizado para expressar a transição de desgaste moderado para severo de um componente polimérico e significa o produto da pressão de contato,  $p$ , pela velocidade de deslizamento,  $V$ . O produto  $pV$  juntamente com o coeficiente de atrito, constitui a energia de entrada na interface de deslizamento. Se a

energia de entrada não é removida a uma taxa suficiente, a temperatura na interface se eleva até ocorrer fusão ou carbonização, gerando desgaste severo (LUDEMA, 1996; BEKHET, 1999).

É importante ressaltar sobre o valor  $pV$  que um aumento na velocidade não equivale a um aumento na pressão de contato, cada um destes dois parâmetros exerce influência específica sobre o comportamento dos polímeros.

Samyn e Schoukens estudaram, em 2008, a influência do par  $pV$  sobre o atrito e o desgaste de poli-imidas sinterizadas e moldadas deslizando a seco contra aço. Eles identificaram um limite  $pV$  de 1,5 MPa.m/s, onde afirmaram que valores  $pV$  acima deste originam desgaste severo do polímero.

#### 2.4.2.2 Temperatura

A temperatura de fusão dos polímeros é baixa, quando comparada a metais e cerâmicas. Esta característica combinada à baixa condutividade térmica dos polímeros assegura que as temperaturas de contato geradas pelo atrito podem alcançar o ponto de fusão de um polímero. Quando os polímeros fundem seus coeficientes de atrito e taxas de desgaste são alteradas. O mecanismo de desgaste relacionado a esse comportamento pode ser classificado como “desgaste por fusão” (STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996).

Bekhet (1999) estudou o comportamento do polipropileno deslizando contra aço. Ele mencionou que a temperatura gerada na interface de contato devido ao atrito foi suficiente para fundir a superfície polimérica, o que, segundo ele, facilita a transferência de polímero para a superfície de aço por adesão (ou aderência).

Uma correlação entre temperatura de contato e coeficiente de atrito foi feita por ZSIDAI *et al.* (2004) para deslizamento a seco de diferentes plásticos de engenharia contra aço e superfície revestida com DLN (Diamond like Nanocomposite). Eles mencionaram que os mecanismos de atrito são processos de energia dissipativa resultantes do comportamento viscoelástico dos polímeros. Comentaram ainda, que a transição viscoelástica dos polímeros para o estado borrachoso devido ao aumento de temperatura ter atingido a temperatura de transição vítrea levou a maiores forças de atrito.

### 2.4.3 Influência do contracorpo sobre o atrito e o desgaste de polímeros

Segundo Stackowiak e Batchelor (1996) os contracorpos afetam o desgaste de um polímero de acordo com sua dureza, rugosidade e energia de superfície. Este último fator tem definição limitada e caracteriza-se por ser um parâmetro dificilmente mensurável, geralmente é usado quando se deseja definir a diferença entre duas superfícies de igual dureza e rugosidade.

#### 2.4.3.1 Rugosidade

Quaglioni *et al.* (2009) investigaram a influência da rugosidade do contracorpo sobre o atrito a seco de plásticos de engenharia utilizados na tecnologia de mancais. Eles afirmaram que há uma relação entre rugosidade do contracorpo, propriedades elásticas dos polímeros e atrito. Segundo estes autores, plásticos “moles”, caracterizados por baixo módulo de elasticidade exibem melhor comportamento ao deslizamento quando em contato com superfícies mais lisas. Já os plásticos de módulo de elasticidade mais alto apresentaram menor atrito quando deslizando sobre contracorpos mais rugosos.

Flannery *et. al* (2008) mencionaram a importância da rugosidade do contracorpo no controle do desgaste do UHMWPE. Em seu estudo eles ensaiaram este polímero contra uma liga CoCr e observaram que a rugosidade do contracorpo aumentou apenas quando a perda de massa do polímero aumentou, mostrando uma relação entre esses dois parâmetros.

Franklin e Kraker (2003) estudaram a influência da topografia superficial do contracorpo de aço ferramenta sobre o desgaste do compósito POM (polioximetileno) com 20% de PTFE, além da rugosidade eles analisaram a influência da orientação dos riscos oriundos do lixamento durante o acabamento superficial do contracorpo. Eles constataram que a taxa de desgaste do compósito é influenciada pela topografia superficial do contracorpo. Enfatizaram a importância da orientação, riscos perpendiculares à direção do deslizamento exercem maior influência sobre o desgaste do compósito polimérico que riscos paralelos. Já que com riscos paralelos a abrasividade é baixa em relação aos riscos perpendiculares.

O próprio Franklin já havia investigado em 2001 a influência da rugosidade superficial do contracorpo e da orientação dos riscos sobre o desgaste de diferentes polímeros. Ele constatou que o aumento da rugosidade  $R_a$  acarreta em aumento na taxa



de desgaste de muitos polímeros de engenharia, porém a magnitude do efeito é diferente de polímero para polímero. Mencionou também que para baixa rugosidade ( $R_a = 0,05 \mu\text{m}$ ) a orientação dos riscos paralela ao deslizamento resulta em maiores taxas de desgaste e quando a rugosidade é alta ( $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ ) os riscos perpendiculares ao deslizamento originam maiores taxas de desgaste. Ele explica que este fenômeno está associado com a contribuição abrasiva e adesiva (ou coesiva e interfacial como mencionado por Hutchings (1992)).

## 2.4.4 Polímeros Estruturais de Engenharia

### 2.4.4.1 PTFE

A alta estabilidade térmica das ligações Carbono-Flúor despertou o interesse para o estudo de polímeros contendo flúor. O politetrafluoretileno (PTFE) foi descoberto em 1938 por Plunkett. Além da resistência ao calor, as ligações C-F fornecem ao PTFE características de resistência química, isolamento elétrico e baixo coeficiente de atrito. Este polímero é produzidos por vários fabricantes, como, DuPont (Teflon), IC1 (Fluon), Hoechst (Hostaflon TF), Rhône-Poulenc (Soreflon), Montecatini (Algoflan), Nitto Chemical-Japan (Tetraflon) e Daikin Kogyo-Japan (Polyflon) (BRYDSON, 1999).

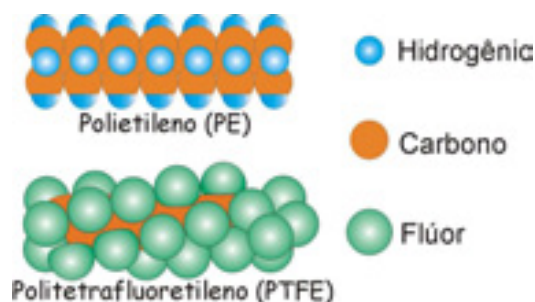
#### *Estrutura e Propriedades*

O PTFE é um polímero linear, composto de átomos de carbono e flúor (Figura 12). Comparando com a molécula de polietileno que tem a forma de *zigzag* planar na zona cristalina, a molécula de PTFE assume uma forma de *zigzag* torcida com os átomos de flúor empacotados como um espiral ao redor do esqueleto carbono-carbono (Figura 13), isto ocorre devido a diferença de tamanhos entre o flúor (do PTFE) e o hidrogênio (do polietileno) (BRYDSON, 1999).

O empacotamento interligado dos átomos de flúor garante grande rigidez, alto ponto de fusão cristalino e estabilidade térmica do polímero.



**Figura 12** – Estrutura química do PTFE



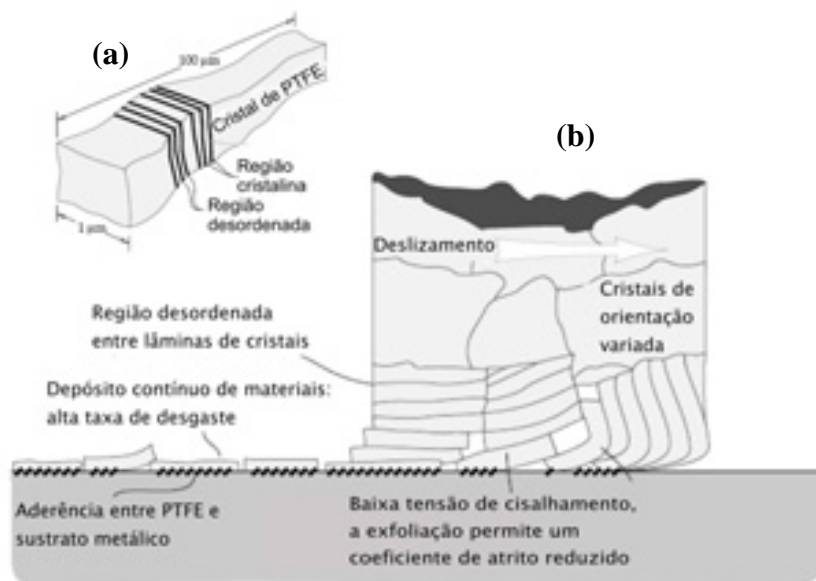
**Figura 13** – Esquemas das moléculas de PE e PTFE

A ligação Carbono-Flúor é muito estável. Além disso, quando dois átomos de flúor são ligados a um único átomo de carbono há uma redução na distância das ligações C-F de 1,42 Å para 1,35 Å. Como resultado, a resistência dessas ligações pode ser tão alta quanto 505 kJ/mol. A outra ligação presente no PTFE é a C-C que é estável, desta forma este polímero tem alta estabilidade térmica, com ponto de fusão cristalina acima de 327 °C (BRYDSON, 1999).

#### ***Características Tribológicas do PTFE***

O PTFE é considerado um plástico de engenharia devido as suas características de alta resistência química, baixo coeficiente de atrito e alta estabilidade térmica, com isto é comumente usado em aplicações tribológicas como mancais e selos. Entretanto, apresenta pobre resistência ao desgaste por deslizamento, o que leva à falha prematura dos componentes desenvolvidos com esse material (KHEDKAR *et al.* 2002; LI *et al.* 2002).

O baixo coeficiente de atrito exibido pelo PTFE quando deslizando contra metais é uma consequência da sua estrutura cristalina que consiste de camadas de material cristalino intercaladas por camadas de material amorfo compostas por ligações fracas (Figura 14a). Isto favorece o desgaste deste material em uma série de lâminas. Um corpo de PTFE em contato com um contracorpo mais duro perde material em forma de lamina, formando filmes de baixa resistência ao cisalhamento sobre as superfícies do contracorpo o que resulta em baixo coeficiente de atrito (STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996). Porém, a repetitiva formação e destruição dos filmes ocorrem a taxas elevadas, originando altas taxas de desgaste (Figura 14b) como apresentado por (CHEN *et al.* 2003; KHEDKAR *et al.* 2002; LI *et al.* 2002).



**Figura 14** – (a) Cristal de PTFE (b) desgaste do PTFE em forma de lâminas (baseado em STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996)

#### 2.4.4.2 PEEK

O poliéter éter cetona, mais conhecido como PEEK, é um plástico da nova geração que oferece a possibilidade de trabalhar em altas temperaturas de serviço. É um polímero termoplástico semicristalino onde muitas de suas propriedades derivam do seu grau de cristalinidade (SUMER *et al.* 2008; ZEUS TECHNICAL WHITEPAPER, 2005; CROWFORD, 1998).

O PEEK pertence à família dos poliéteres cetonas com temperatura de transição vítrea,  $T_g$  de 145°C e temperatura de fusão,  $T_f$  de 335°C.

Foi inicialmente desenvolvido em 1977 pela ICI (Imperial Chemicals Industries) e comercializado em 1978. Devido ao seu elevado preço, tem utilidade ainda limitada ao campo da aviação e espacial (reforçado com fibra de carbono) e eletrônica (RAM, 1997).

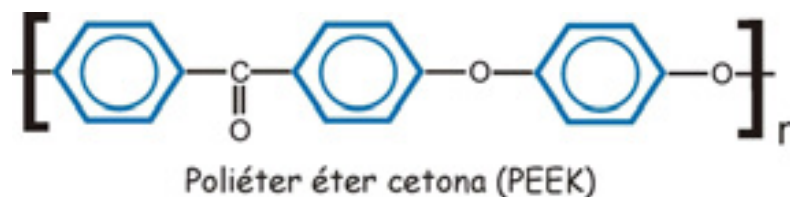
##### ***Estrutura e Propriedades***

O PEEK é um polímero linear aromático (Figura 15) semi-cristalino com valores típicos de cristalinidade em torno de 35%. Há muitos superlativos que podem ser usados para descrever as propriedades do PEEK, que é considerado por muitos como o melhor termoplástico em termos de desempenho.

Sakamoto (2003) explica que devido à simetria dos anéis benzeno ao longo da cadeia principal este material assume alta resistência mecânica e módulo de

elasticidade. Além disso o par de ligações éter (—O—) presentes na cadeia principal fornece flexibilidade à cadeia e habilidade para cristalizar.

Destacam-se, também, alta temperatura de fusão, inércia química, alta tenacidade, fácil processamento e resistência ao desgaste. Pode ser usado, continuamente, a 200 °C onde apresenta resistência a abrasão, tenacidade e resistência a fadiga (SUMER *et al.* 2008).



**Figura 15** – Estrutura química do PEEK (baseado em ZEUS, 2005)

### ***Características Tribológicas do PEEK***

O PEEK é um candidato a substituto de metais devido a sua excelente resistência a corrosão, durabilidade incluindo resistência ao desgaste, alta estabilidade térmica, leveza e características superiores em relação à vedação (BRYDSON, 1999).

Zhang e Schlarb (2009) estudaram o comportamento tribológico do PEEK com diferentes pesos moleculares sob deslizamento a seco contra o aço 100Cr6. O aumento no peso molecular leva à menor rigidez e maior ductilidade. Eles concluíram que sob baixa pressão de contato, o aumento na ductilidade do PEEK tende a reduzir a taxa de desgaste por reduzir o efeito de micro-corte. Entretanto, sob alta pressão, a alta ductilidade e baixa rigidez promovem a formação de sulcos e partículas de desgaste densas.

Sumer *et al.* (2008) afirmam que este material tem um papel significativo em aplicações como mancais e materiais deslizadores especialmente na presença de ambiente aquoso. Eles estudaram as características tribológicas do PEEK deslizando contra o aço ferramenta AISI D2 nas condições seca e lubrificada com água e observaram que a condição seca é mais severa que a lubrificada com água.

A biotribologia estuda o PEEK e seus compósitos para aplicações como material de mancais e implantes flexíveis usados em artroplastia. Devido ao interesse de melhor fixação dos implantes de PEEK despertou-se o interesse na compatibilidade do polímero com materiais bioativos, Kurtz e Devine (2007) apresentaram uma revisão sobre este tema.

Jacobs *et al.* (2005) investigaram a influência do contracorpo sobre a resposta tribológica do PEEK e seus compósitos. Eles concluíram que as taxas de desgaste dependem do material do contracorpo e variam em ordens de grandeza. Afirmam, ainda, que a seleção de um contracorpo adequado pode ser mais eficaz que variar a composição dos compostos. A influência da rugosidade do contracorpo também foi analisada por esses autores, onde eles sugerem que este parâmetro é crucial na investigação do desgaste e atrito do polímero em questão.

## 2.5 Considerações sobre a Relação Vibração-Tribologia

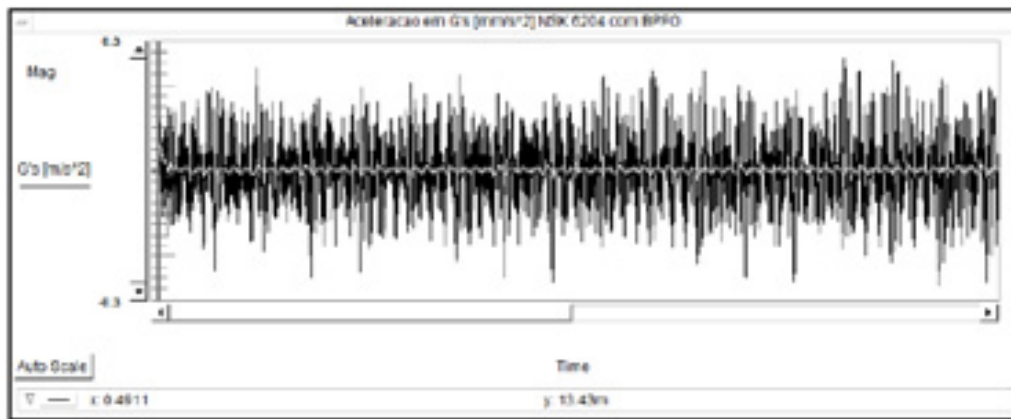
Os parâmetros de vibração são quase universalmente medidos em unidades métricas de acordo com recomendações e Normas como, por exemplo, a ISO 7919 (vibração mecânica: Medidas e critério de avaliação de hastes rotacionando), sendo (ROBICHAUD, 2009):

- Deslocamento ( $\mu\text{m}$ )
- Velocidade (mm/s)
- Aceleração ( $\text{m/s}^2$ )

### **Análise de Vibração em Equipamentos Rotativos**

Menna (2007) utilizou a análise de vibração na detecção de falhas em mancais de rolamento. Ele destacou que todo equipamento rotativo apresenta determinados níveis de vibração quando em funcionamento. *Qualquer que seja o incremento no nível de vibração, o mesmo será indício do agravamento de um defeito*, ou seja, a vibração indica um desbalanceamento, um rolamento em estado de falha, uma folga mecânica acima da especificada pelo projeto, etc.

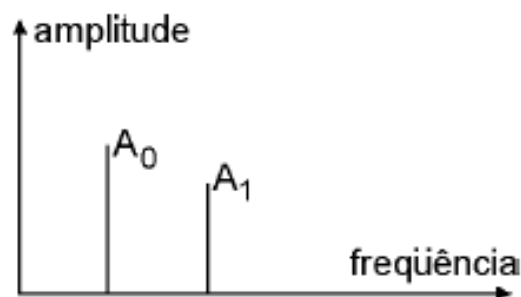
A observação do nível de vibração ao longo do tempo (Figura 16) permite concluir quanto à intensidade de vibração, taxas de repetição de um determinado fenômeno, suavidade ou rapidez com que as mudanças de direção e sentido ocorrem. Alterações na forma original do sinal pode ser indício de um mecanismo de falha no equipamento ou um de seus componentes.



**Figura 16** – Exemplo de nível de vibração ao longo do tempo medido na direção radial de um rolamento NSK 6204 com defeito pré-determinado em sua pista externa (Cesar, 2006 *apud* Menna, 2007)

Os níveis de vibrações de uma máquina podem ser representados de várias maneiras, porém a maneira mais usual de representação é a espectral, em que a amplitude da vibração é dada de acordo com a frequência.

Tipicamente, a análise do conteúdo de frequências é realizada através de uma função matemática desenvolvida pelo físico e matemático francês Jean Baptiste Fouries (1768 – 1830). A transformada de Fourier aplicada a um sinal  $x(t)$  que se desenvolve no tempo faz sua transposição para o domínio da frequência  $X(\omega)$ . Esta transformação permite a identificação das diversas componentes de frequência de um sinal, Figura 17 (MENNA, 2007).



**Figura 17** – Sinal no domínio da frequência obtido após a transformada de Fourier (BIBLIOTECA VIRTUAL DO ESTUDANTE BRASILEIRO, acesso em 20/07/2009)

No ponto  $A_0$  é indicada a amplitude de certa vibração, e no ponto  $A_1$  a amplitude de outra vibração. Desse modo, em um espectro todos os componentes de um nível vibratório são representados sob a forma de picos que nos permitem seguir, individualmente, a variação da amplitude de cada vibração e discriminar, sem

mascamientos, os defeitos em desenvolvimento nos componentes das máquinas (BIBLIOTECA VIRTUAL DO ESTUDANTE BRASILEIRO, acesso em 20/07/2009).

A transformada de Fourier para sinais contínuos que se desenvolvem desde  $-\infty$  até  $+\infty$ , na forma complexa é:

$$X(\omega) = \int_{-\infty}^{+\infty} x(t)e^{-i\omega t} dt \quad (16)$$

Onde  $i = \sqrt{-1}$  e  $X(\omega)$  é a transformada de Fourier de  $x(t)$ .

Picos observados em espectros de frequência são classificados em três categorias conforme apresentado no Quadro 1.

Segundo especialistas na área de análise de vibração (MENNA, 2007; BIBLIOTECA VIRTUAL DO ESTUDANTE BRASILEIRO, acesso em 20/07/2009) a maneira mais básica de medir vibração de um equipamento é através de um único número. Uma destas medidas é o Valor Global de Vibração (VG), pico, pico-a-pico ou RMS, correspondente a faixa de frequência especificada. O princípio parte da medição da vibração total resultante da ação de todas as frequências presentes no sinal de vibração. A partir daí, realiza-se o somatório das influências de cada frequência através da seguinte relação:

$$VG = \sqrt{\sum_{k=1}^m X(k)^2} \quad (17)$$

Onde  $X(k)$  é a amplitude de sinal de vibração na frequência analisada, que varia para valores de  $k$  correspondentes a banda de frequência de interesse.

*Conforme estes especialistas um incremento de seu valor ao longo do tempo será indicativo de deterioração da máquina.*

### ***1. Picos que aparecem nas frequências múltiplas ou como múltiplos da velocidade desenvolvida pelo rotor***

Dentro dessa categoria, os picos são causados pelos seguintes fenômenos:

- desbalanceamento de componentes mecânicos;
- desalinhamento;
- mau ajuste mecânico;
- avarias nas engrenagens;
- turbilhonamento da película de óleo;
- excitação hidrodinâmica;
- mau estado da correia de transmissão.

O fenômeno do desbalanceamento é a causa mais comum das vibrações, sendo caracterizado por uma forte vibração radial que apresenta a mesma frequência de rotação do rotor.

### ***2. Picos que aparecem em velocidades independentes da velocidade desenvolvida pelo rotor***

Os principais fenômenos que podem criar picos com frequências não relacionadas à frequência do rotor são causados pelos seguintes fatores: Vibração de máquinas vizinhas - O solo, bem como o apoio de alvenaria que fixa a máquina, pode transmitir vibração de uma máquina para outra. Vibrações de origem elétrica - As vibrações das partes metálicas do estator e do rotor, sob excitação do campo eletromagnético, produzem picos com frequências iguais às daquele rotor. Ressonância da estrutura ou eixos - Cada componente da máquina possui uma frequência própria de ressonância. Se uma excitação qualquer tiver uma frequência similar àquela de ressonância de um dado componente, um pico aparecerá no espectro.

### ***3. Densidade espectral proveniente de componentes aleatórios da vibração***

Os principais fenômenos que provocam modificações nos componentes aleatórios do espectro são os seguintes:

**Cavitação** - Esse fenômeno hidrodinâmico induz vibrações aleatórias e é necessário reconhecê-las de modo que se possa eliminá-las, modificando-se as características de aspiração da bomba. A cavitação pode ser também identificada pelo ruído característico que produz.

**Escamação dos rolamentos** - A escamação de uma pista do rolamento provoca choques e uma ressonância do mancal que é fácil de identificar com um aparelho de medida de ondas de choque. Na análise espectral, esse fenômeno aparece nas altas frequências, para uma densidade espectral que aumenta à medida que os rolamentos deterioram.

**Atrito** - O atrito gera vibrações de frequência quase sempre elevada. O estado das superfícies e a natureza dos materiais em contato têm influência sobre a intensidade e a frequência das vibrações assim criadas. Parâmetros deste tipo são freqüentemente esporádicos e difíceis de analisar.

**Quadro 1** – Classificação de picos identificados em espectros de frequência (BIBLIOTECA VIRTUAL DO ESTUDANTE BRASILEIRO, acesso em 20/07/2009)



Ashby (2000) apresenta em sua carta 01 de seleção de materiais a relação entre módulo de elasticidade,  $E$ , e massa específica,  $\rho$ , das classes de materiais (metálicos, poliméricos, cerâmicos e compósitos), Figura 18. Ele menciona que a velocidade de propagação de uma onda elástica longitudinal no material e a sua frequência natural de vibração são proporcionais a  $(E/\rho)^{1/2}$ . Ela varia de 50 m/s para elastômeros até  $10^4$  m/s para cerâmicos.

Kurtze (1969) apud Medeiros (2002) lista na Tabela 3 as principais classes de ondas que se propagam em sólidos e seu interrelacionamento com as propriedades elásticas ou geométricas dos materiais.

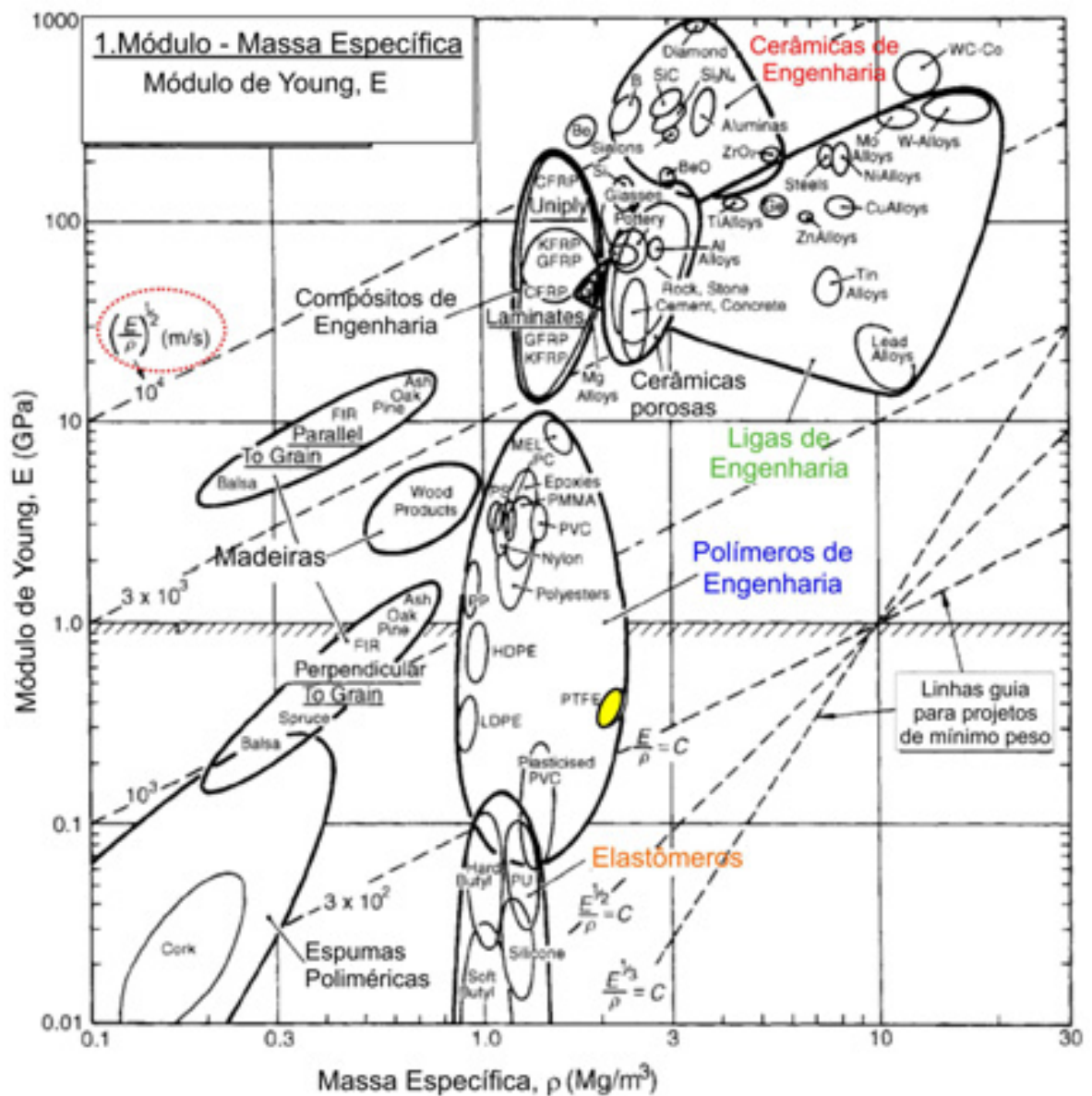


Figura 18 – Carta 01 de seleção de materiais (Ashby, 2000)

A análise do sinal dinâmico em ensaios de deslizamento a seco foi utilizada por Bergantin *et. al* (2003) estudando a relação deste sinal com as resposta tribológicas de um contato metal-metal. Neste trabalho os autores utilizaram uma configuração pino-disco e variaram a velocidade de deslizamento. Eles observaram que houve uma velocidade onde a taxa de desgaste foi maior, o que foi identificado no sinal dinâmico por uma maior intensidade na frequência natural do sistema. Esta resposta confirma a relevância da análise dinâmica em investigações de desgaste.

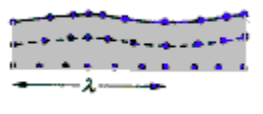
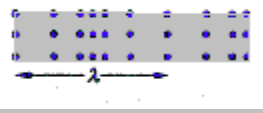

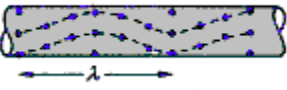
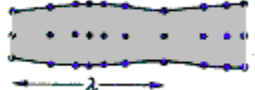
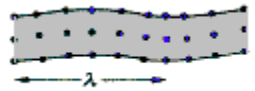
Peng *et. al* (2005) estudaram o desgaste de engrenagens submetidas a lubrificação com óleo contaminado por partículas abrasivas. Eles utilizaram como método de monitoramento do desgaste a análise da vibração e das partículas de desgaste (“debrís”). Neste trabalho foram apresentados espectros aceleração (g, rms) – frequência (Hz).

Chen e Zhou desenvolveram em 2007 uma análise sobre o comportamento de um sistema submetido à vibração induzida pelo atrito em condições de deslizamento alternado. Neste estudo, constituído por um contato metal-metal, os autores concluíram que não-linearidades na resposta da vibração estavam presentes, que foram atribuídas à constante mudança na interface de contato e, portanto, no atrito.

Em 2007 Chowdhury e Helali estudaram o efeito da frequência de vibração e da umidade sobre a taxa de desgaste de um aço doce em contatos pino-disco. Eles verificaram que a taxa de desgaste foi significativamente maior para condições sem presença de vibração e reduziram quase linearmente à medida que a frequência de vibração era aumentada.

Esses autores (Chowdhury e Helali) prosseguem em suas pesquisas e publicam, em 2008, um artigo que trata do efeito da amplitude de vibração sobre o coeficiente de atrito de diferentes materiais, dentre eles o PTFE e uma borracha (não especificada). Eles observaram que o coeficiente de atrito diminuiu, de forma linear, com o aumento da amplitude e a frequência de vibração para a borracha e de forma não-linear para o PTFE. Este efeito foi atribuído à separação entre as superfícies, originada pela amplitude e frequência de vibração, que provocam uma diminuição na área real de contato.

**Tabela 3** – Classificação de Kurtze (1969) para propagação de ondas em sólidos

Classe de onda (Sólidos com dimensões infinitas)		Velocidade de propagação da onda (c)
Ondas de Rayleigh		$c = 0,93\sqrt{(G/\rho)}$
Ondas de densidade		$c = \sqrt{(E_a/\rho)}$
Ondas transversais		$c = \sqrt{(G/\rho)}$
Classe de onda (Sólidos com dimensões finitas)		Velocidade de propagação da onda (c)
Ondas de torção		$c = 0,898\sqrt{(G/\rho)}$
Ondas de dilatação		$c = \sqrt{(E/\rho)}$
Ondas de flexão		$c = \sqrt{\omega} \sqrt{\sqrt{(B/M)}}$
		<b>E=módulo de Young do material</b> <b>M=massa por unidade de superfície</b> <b>B=rigidez flexional</b> <b>Para placas: <math>B=E.h^3/[12.(1-\sigma^2)]</math></b> <b>h=espessura da placa;</b> <b><math>\sigma</math>=índice de contração transversal</b>

Dentro deste contexto, em Abril de 2008, Lima da Silva *et al.* publicaram um artigo que trata da rigidez em contatos de deslizamento polímero-metal (Apêndice A). Seus resultados de velocidade global de vibração em função da distância de deslizamento para o poliuretano elastômero deslizando contra aço temperado e revenido indicaram maiores valores no início do ensaio (primeiros 200 m) e uma tendência a queda durante os 800 m restantes. Eles atribuíram esse comportamento à Pressão de Contato.

Andersson e Kropp (2008) buscaram modelar a interação pneu/estrada no domínio do tempo. Nesse modelo, eles incluíram a influência da rugosidade e concluíram que o efeito deste parâmetro é substancial. Esses autores também avaliaram a rigidez no contato pneu/estrada através de medidas de força sobre a interface e indentação [MN/m]

da banda de rodagem (quatro medidas ao longo da banda). Eles observaram que a rigidez é menor quando o primeiro contato é estabelecido e aumenta cada vez mais à medida que as junções são feitas. Mencionam, ainda, que a rigidez do contato varia com as diferentes posições, indicando que a variação espacial na geometria do contato deve ser considerada.

## Capítulo 3

### *Materiais e Métodos*

*Neste capítulo é descrito um tribômetro construído para estudo da influência da rigidez de um sistema tribológico no desgaste e atrito de materiais. A confecção e preparação dos corpos e contracorpos é apresentada. Os materiais selecionados para estudo foram submetidos à caracterização físico-química e mecânica e os procedimentos são aqui mencionados. Os métodos de caracterização do desgaste e rigidez são apresentados, além da instrumentação utilizada.*

### **3.1 Metodologia**

O escopo central desta tese é investigar os mecanismos de desgaste de dois polímeros estruturais de engenharia quando submetidos a um contato de deslizamento relativo contra aço liga, sob carga normal. Nesta investigação, utilizam-se duas condições distintas de rigidez e verifica-se a sua influência sobre o comportamento tribológico dos polímeros.

#### **3.1.1 Aparato Experimental**

Um aparato experimental foi desenvolvido no Laboratório de Dinâmica e Tribologia do NTI/UFRN, a partir de uma máquina balanceadora dinâmica de bancada. Esse equipamento consistiu em uma contribuição original deste trabalho.

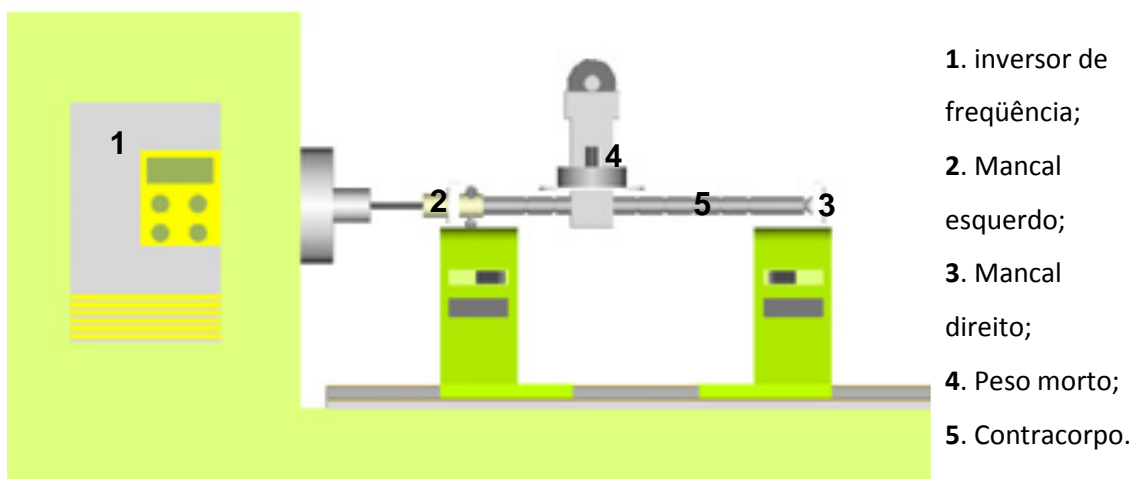
No equipamento, foi inserida uma haste metálica (contracorpo) apoiada por dois mancais não-lubrificadas em suas extremidades. Cada um dos dois mancais que suportam o contracorpo pode assumir duas posições: Mancais Fixos e Mancais livres. Assim, é possível ter, nominalmente, quatro combinações de rigidez. A bancada é devidamente suportada por uma base de concreto garantindo que fatores externos não exercem influência sobre a vibração do sistema.

O contracorpo cilíndrico (haste metálica) foi rotacionado por um motor. De acordo com a configuração do ensaio, um corpo-de-prova polimérico de forma cilíndrica foi montado horizontalmente sobre um braço pivotado e foi carregado contra o contracorpo

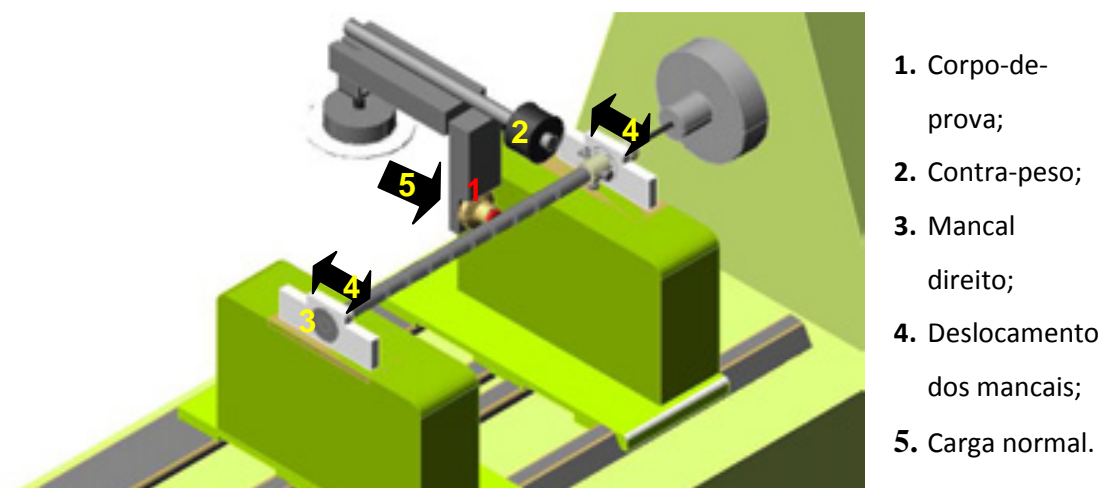
pela ação de um peso morto. Desta forma o contato se dava entre a extremidade plana do corpo-de-prova polimérico e a superfície cilíndrica do contracorpo metálico.

No equipamento foi instalado um inversor de frequência, que permite variar a velocidade, continuamente, até 2.800 rpm.

O diagrama esquemático do aparato experimental é apresentado nas Figuras 19 e 20, juntamente com a descrição dos principais itens do equipamento.

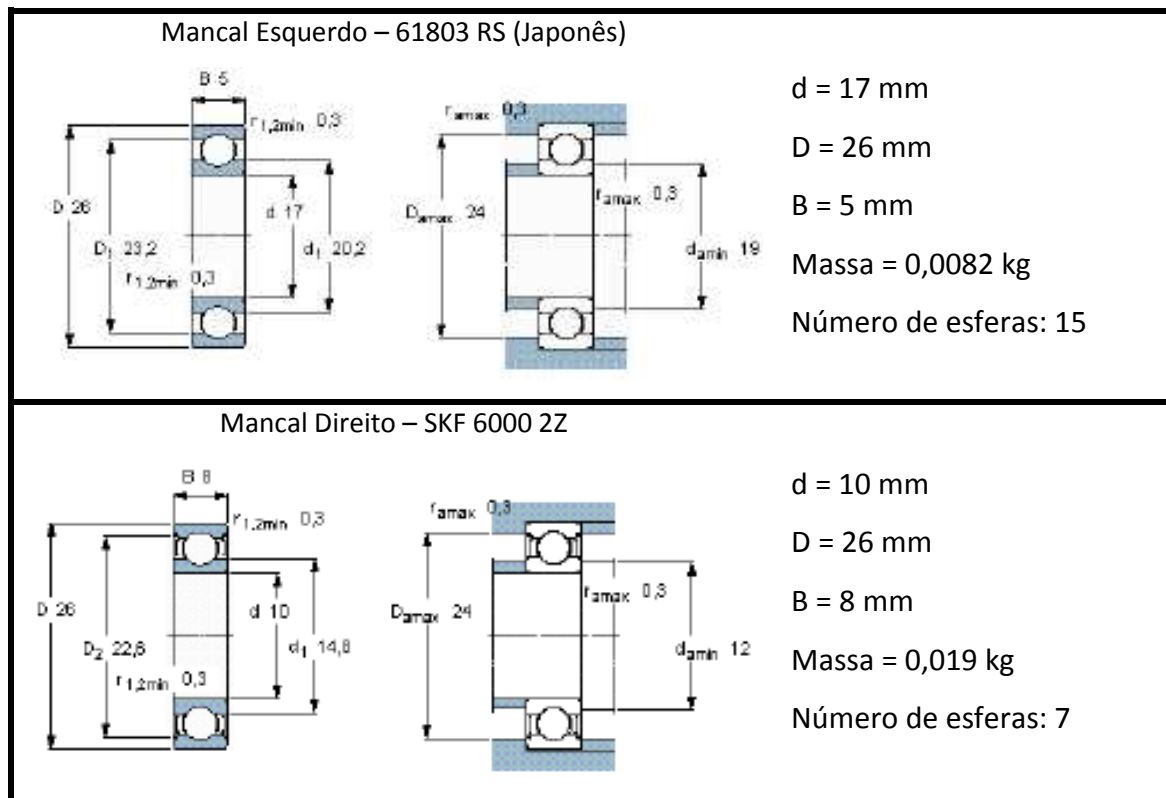


**Figura 19** – Desenho da vista frontal do aparato experimental utilizado na presente tese e descrição dos principais itens



**Figura 20** – Desenho em perspectiva do aparato experimental utilizado na presente tese e descrição dos principais itens

Os mancais que suportavam o eixo metálico têm as especificações apresentadas no Quadro 2.

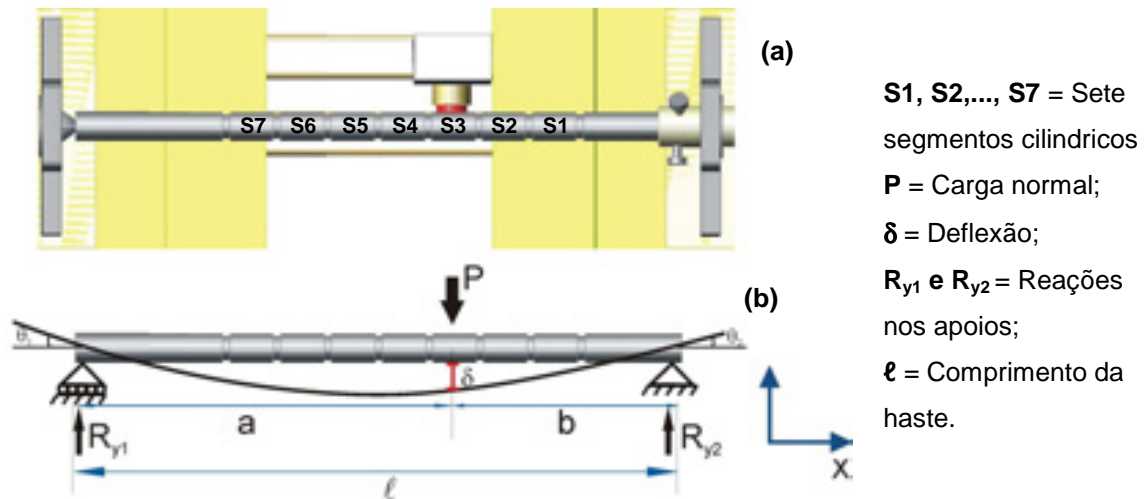


**Quadro 2** – Mancais que suportavam o eixo cilíndrico (contracorpo)

O aparato permitiu investigar o papel da rigidez do contato não-conforme através de duas componentes, associadas à:

- (1) condição de cada um de dois mancais (livres ou fixos) que suportam o contracorpo cilíndrico metálico;
- (2) linha elástica decorrente da deformação flexional do contracorpo quando em contato com o corpo viscoelástico.

Optou-se por um contracorpo metálico na forma de uma haste com sete segmentos cilíndricos onde em cada um dos sete segmentos era realizado um ensaio com corpo-de-prova novo (Figura 21a). O porta-amostra tem liberdade de movimentação paralelamente ao eixo metálico, conforme o segmento escolhido para o ensaio. Na Figura 21(b) é esquematizada a linha elástica originada pela ação da força transversal  $P$  e das reações nas extremidades de apoio da haste,  $R_{y1}$  e  $R_{y2}$ .



**Figura 21** – Diagrama esquemático (a) contracorpo com sete segmentos cilíndricos (b) linha elástica gerada pela ação das forças P, R<sub>y1</sub> e R<sub>y2</sub>

Assumindo a representação esquemática apresentada na Figura 21(b), o módulo elástico,  $E$  e o momento de inércia,  $I$ , a equação diferencial de deflexão da curva fornece o seu momento de flexão como:

$$M = E.I. \left( \frac{d^2 y}{dx^2} \right) \quad (18)$$

Os ângulos  $\theta_1$  e  $\theta_2$  nas extremidades do eixo, definidos pela linha elástica, associados a rigidez estática flexional, podem ser calculados por

$$\theta_1 = P.a.b. \frac{(2l-a)}{6l.E.I} \quad (19)$$

$$\theta_2 = P.a.b. \frac{(2l-a)}{6l.E.I} \quad (20)$$

Ensaios piloto foram realizados na bancada para ajustar os parâmetros de ensaio. Os resultados desses ensaios foram publicados no SBPMat 2006 e no COBEM 2007. A partir das discussões geradas nestes congressos foi possível direcionar a pesquisa.

### 3.1.2 Ensaio Tribológico

Para a realização dos ensaios tribológicos tomou-se os cuidados referentes aos procedimentos de ensaio como:

- Limpar os corpos-de-prova e contracorpos antes de cada ensaio;
- Iniciar o ensaio com as superfícies em contato;
- Realizar um ensaio para cada corpo-de-prova e segmento do contracorpo;



- Realizar repetição dos ensaios.

O aparato experimental foi instrumentado com termopares tipo “K” acoplados a um medidor de temperatura portátil modelo TH – 60 da INSTRUTERM com interface RS232, que permitiu conecta-lo a um microcomputador e registrar as temperaturas ambiente e próxima ao contato ( $3,0\pm 0,5$  mm) com taxa de 1Hz (Figura 22).

O nível de vibração do sistema foi medido através de dois instrumentos distintos (Figura 22):

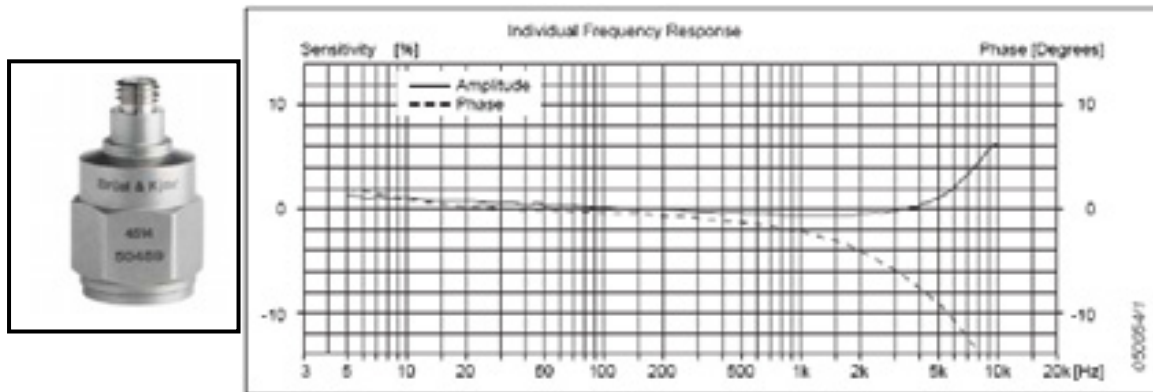
(1) um analisador de vibração portátil modelo NK300 da TEKNIKAO (resolução  $0,1 \mu\text{m}$ ), composto de um acelerômetro acoplado a uma base magnética de fixação para medição. As medidas foram relativas ao parâmetro de Velocidade Global de Vibração (VGV) do contracorpo na direção normal ao corpo-de-prova polimérico;

(2) um sistema de aquisição de dados composto de um chassi cDAQ 9172 (interface USB), um módulo de entrada analógica IEPE modelo NI 9233 de quatro canais (24 Bit,  $\pm 5\text{V}$ ) de fabricante National Instruments,, além de um acelerômetro de fabricação Bruel & Kjaer - B&K, modelo 4514 com sensibilidade de  $10,24 \text{ mVolts/g}$ . Este sistema era conectado ao computador e permitiu coletar medidas de aceleração através do software LabVIEW SignalExpress 3.1.



**Figura 22** – Instrumentação do tribômetro

Na Figura 23 é apresentada a imagem de um acelerômetro da B&K modelo 4514 juntamente com curvas de sensibilidade (%) e ângulo de fase (graus) em função da frequência que se deseja analisar.



**Figura 23** – Acelerômetro utilizado e especificações

### 3.1.3 Condições de ensaio

Os ensaios tribológicos foram conduzidos na condição a seco. Buscou-se analisar o papel da rigidez do contato não-conforme através de duas componentes, como mencionado no item 3.1.1. Desta forma os demais parâmetros como carga normal, velocidade e distância de deslizamento foram fixados e estão dispostos na Tabela 4. O eixo cilíndrico girava na rotação de 1600 RPM, que corresponde à frequência de 26,67 Hz.

**Tabela 4** – Parâmetros do ensaio tribológico

Carga Normal (N)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Distância de deslizamento (m)	Umidade Relativa do ar (%)
5,0	1,0	1000	50±10

### 3.1.4 Respostas Obtidas dos Ensaio Tribológicos

#### 3.1.4.1 Amplitude de deslocamento, Velocidade Global da Vibração (VGV) e Aceleração

A vibração em maquinários resulta de ambos: do sistema mecânico, onde encontra-se o par de deslizamento e das propriedades de atrito dos materiais que estão deslizando (LUDEMA, 1996).

Durante os ensaios foram coletadas medidas de amplitude de deslocamento (pico-a-pico), em  $\mu\text{m}$ , velocidade global de vibração (VGV), em  $\text{mm/s}$ , em intervalos de 2 minutos, devido as limitações do equipamento, que não possuía interface com o computador. Registraram-se, também, medidas de aceleração, em g. A cada minuto de ensaio eram registrados 8 mil pontos de aceleração a uma taxa de 2 kHz, utilizando um sistema conectado ao computador.

O contracorpo era apoiado sobre dois mancais que permitiam a sua rotação, desta forma, as respostas dos espectros de aceleração apresentam picos característicos de defeitos em desenvolvimento nestes e nos diversos componentes das máquinas. Assim, tornou-se necessário determinar as frequências principais relacionadas a fenômenos atuantes naqueles rolamentos. Para isso utilizou-se as equações apresentadas na Tabela 5 (MENNA, 2007). As frequências principais para os dois mancais são apresentadas na Tabela 6.

**Tabela 5** – Frequências principais em um rolamento (MENNA, 2007)

Frequência correspondente a um defeito no elemento rolante <b>(BSF) – Ball Spin Frequency</b>	$BSF = f_0 \left( \frac{D}{d} \right) \left[ 1 - \left( \frac{d}{D} \cos \beta \right)^2 \right]$
Frequência de rotação da gaiola <b>(FTF) – Fundamental Train Frequency</b>	$FTF = \frac{f_0 \left[ 1 - \left( \frac{d}{D} \right) \cos \beta \right]}{2}$
Frequência de passagem dos elementos rolantes por um defeito na pista externa <b>(BPFO) – Ball Passage Frequency Outer</b>	$BPFO = \frac{f_0 z \left[ 1 - \left( \frac{d}{D} \cos \beta \right) \right]}{2}$
Frequência de passagem dos elementos rolantes por um defeito na pista interna <b>(BPFI) – Ball Passage Frequency Inner</b>	$BPFI = \frac{f_0 z \left[ 1 + \left( \frac{d}{D} \cos \beta \right) \right]}{2}$
<b>D</b> =diâmetro primitivo do rolamento <b>d</b> =diâmetro do elemento rolante <b><math>\beta</math></b> =ângulo de contato angular do rolamento (neste caso é zero)	<b><math>f_0</math></b> =frequência de rotação da pista interna ou externa (se a pista externa é estacionária, então $f_0$ é a própria rotação do eixo. <b>z</b> =número de elementos rolantes

**Tabela 6** – Frequências características dos rolamentos de apoio da haste

	Mancal Direito - 6000 zz (Hz) [1]	Mancal Esquerdo - 61803 RS (Hz) [2]
FTF	9,25	11,89
BSF	39,47	121,77
BPFO	64,77	178,37
BPFI	121,92	221,67

### 3.1.4.2 Rugosidade

Medidas de rugosidade  $R_a$  dos contracorpos metálicos foram obtidas, antes e após cada ensaio, utilizando-se um rugosímetro portátil modelo *Surtronic 25*, da marca TAYLOR HOBSON. O rugosímetro foi conectado ao computador via conexão RS232/USB. Os dados eram coletados e manipulados através do software *Talyprofile Silver Edition*, da *Taylor Hobson*. Com o auxílio desse software, foi possível traçar o perfil de rugosidade (topografia) do trecho medido, bem como obter outros parâmetros de rugosidade.

Adotou-se o parâmetro de rugosidade  $R_a$  como referência, já que os contracorpos eram confeccionados pelo mesmo processo de usinagem (torneamento) e assumiam seu acabamento final para ensaio seguindo o mesmo padrão de lixamento. Em todas as medições, usou-se um apalpador padrão com raio de 10  $\mu\text{m}$  e *cut-off* de 0,8 mm.

### 3.1.4.3 Taxa de desgaste

Os corpos-de-prova foram pesados antes e após cada ensaio de desgaste, esta variação  $\Delta m$ , juntamente com o valor de massa específica,  $\rho$ , de cada polímero permitiu calcular a taxa de desgaste. Para isso utilizou-se a equação de Archard, que relaciona o volume de material desgastado dividido pela distância de deslizamento,  $Q$ , a carga normal,  $N$ , a dureza do material mais mole,  $H$  e a constante de desgaste dos materiais,  $K$  (equação 21) (HUTCHINGS, 1992).

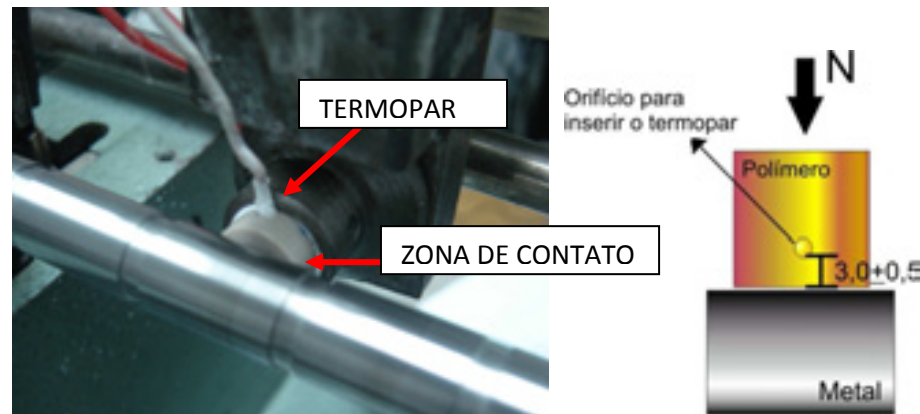
$$Q = K \frac{N}{H} \quad (21)$$

Para aplicações de engenharia a quantidade  $K/H$  é rearranjada e chamada de *taxa de desgaste dimensional*,  $k$  ( $\text{m}^2/\text{N}$ ) (equação 22).

$$Q = kN \quad (22)$$

### 3.1.4.4 Aquecimento do Sistema

Energia de atrito na forma de calor originada pelo deslizamento de corpos pode produzir um forte efeito sobre as propriedades locais dos materiais, principalmente os poliméricos. Desta forma o aquecimento do sistema durante os ensaios tribológicos foi registrado, através da medida da temperatura a  $3,0 \pm 0,5$  mm do contato (Figura 24), e foi considerado como uma medida indireta do atrito.



**Figura 24** – Imagem do par tribológico PEEK-Aço AISI 4140 destacando a zona de contato e o termopar que mede a temperatura a  $3,0\pm 0,5$  mm do contato

### 3.1.4.5 Morfologia da superfície de desgaste

A morfologia das superfícies desgastadas foi analisada através de Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica Varredura (MEV), buscando-se identificar os principais mecanismos de desgaste originados nos ensaios tribológicos. Utilizou-se o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca Shimadzu para análise superficial e o equipamento de espectroscopia EDS acoplado ao Microscópio Eletrônico para microanálises químicas destas superfícies.

## 3.2 Materiais

Durante os primeiros dois anos de pesquisa desta Tese de Doutorado foram selecionados seis materiais poliméricos e três metálicos, destacados de acordo com suas propriedades físico-químicas (polímeros), mecânicas e tribológicas, além de seu campo de aplicação.

Dos seis materiais poliméricos selecionados, dois são destacados nesta Tese (PEEK e PTFE) quando ensaiados com um dos três materiais metálicos utilizados (AISI 4140). Os trabalhos desenvolvidos com os demais materiais foram publicados em artigos indexados em anais de congressos nacionais.

### 3.2.1 Polímeros

Os materiais estudados nesta pesquisa foram adquiridos comercialmente e são apresentados na Tabela 7, juntamente com suas principais características tribológicas.

**Tabela 7** – Características tribológicas dos materiais estudados

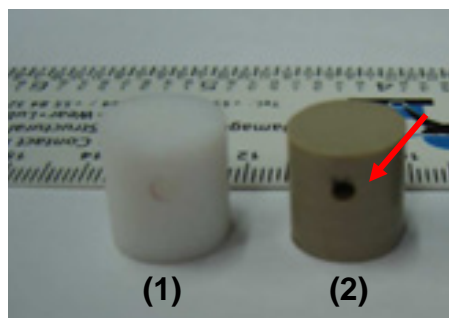
Polímero	Características tribológicas
Poliuretano (TPU)	Boa resistência ao desgaste abrasivo e ao desgaste sob condições de rolamento. Relativamente alto coeficiente de atrito sob deslizamento (STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996). <i>(Utilizado nos ensaios piloto)</i>
PTFE (polytetrafluoretileno)	Baixo atrito, mas alta taxa de desgaste. Alto limite de temperatura de operação* (STACHOWIAK e BATCHELOR, 1996).
PTFE com Grafite (PTFE_G)	Baixo coeficiente de atrito. <i>(Utilizado nos ensaios piloto)</i>
PTFE com Caulim e MoS <sub>2</sub> (PTFE_C_MoS <sub>2</sub> )	Caulim confere ao PTFE resistência ao desgaste, mantendo o coeficiente de atrito baixo devido a ação do lubrificante sólido (MoS <sub>2</sub> ) (XIANG e GU, 2006) <i>(Utilizado nos ensaios piloto)</i>
PEEK (poly-eter-eter-cetona)	Excelente resistência à corrosão, resistência ao desgaste, alta estabilidade térmica, tenacidade, leveza e características superiores em relação à vedação (BRYDSON, 1999).
NBR (borracha acrilonitrila-butadieno)	Amplamente utilizada na indústria como material de vedação. Tem excelente resistência a óleos, combustíveis e graxas, além de boa conformabilidade (DEGRANGE <i>et al.</i> 2005). <i>(Utilizado nos ensaios piloto)</i>

\*alto limite de temperaturas de operação referem-se a temperaturas em torno de 150 °C.

Polímeros destacados nesta Tese.

#### 3.2.1.1 Corpos-de-prova Poliméricos

Os corpos-de-prova utilizados nos ensaios tribológicos apresentavam a forma cilíndrica com diâmetro de 12 mm e comprimento de 13 mm (Figura 25).



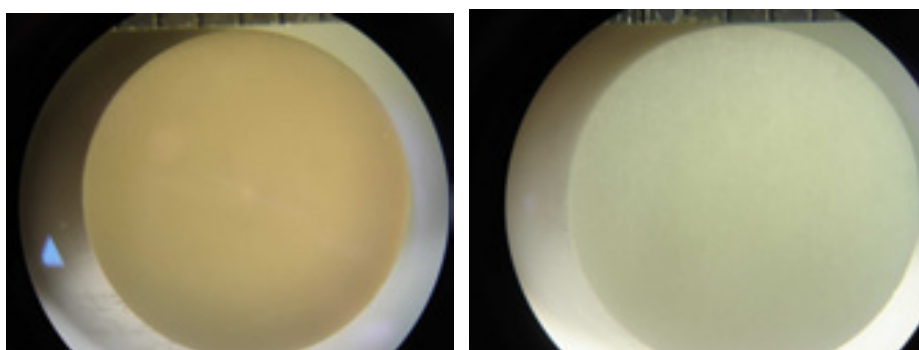
**Figura 25** – Corpos-de-prova poliméricos em (1) PTFE (2) PEEK, a seta indica o orifício para encaixe do termopar

A seta observada na Figura 25 indica um orifício produzido nos corpos-de-prova objetivando fixar o termopar, de forma que a medida da temperatura era realizada, sempre, a  $3,0 \pm 0,5$  mm do contato. O procedimento de confecção dos corpos é disposto

na Tabela 8 e as imagens da superfície de contato dos corpos-de-prova de PEEK e PTFE após o lixamento são apresentadas na Figura 26.

**Tabela 8** – Procedimento de confecção de corpos-de-prova

CONFECÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA				
PTFE	Corte e lixamento circunferencial	Lixamento das superfícies planas de ensaio: lixas de carboneto de silício de mesh #100, #180, #360, #600	Lavagem: banho ultra-sônico por 10 minutos	Pesagem: balança de SARTORIUS tipo BP210 S
PEEK	Corte			



**Figura 26** – Imagens da superfície de contato do (a) PEEK e (b) PTFE

### 3.2.2 Materiais Metálicos

Segundo Jacobs *et al.* (2005), estudando o desgaste do PEEK deslizando contra diferentes contracorpos metálicos, as taxas de desgaste do polímero dependem do material do contracorpo e podem variar em mais de uma ordens de grandeza. Afirmam, ainda, que a seleção de um contracorpo adequado pode ser mais eficaz que variar a composição dos compostos.

Desta forma três materiais metálicos foram selecionados inicialmente como contracorpos.

1. **AISI 4140**
2. AISI 316 (*Utilizado apenas nos ensaios piloto*)
3. AISI 1045 (*Utilizado apenas nos ensaios piloto*)

Estes aços são utilizados, atualmente, como materiais de hastes polidas de unidades de bombeamento de petróleo na UN-RNCE. Tais hastes operam em contato com componentes poliméricos que executam a vedação deste sistema. A composição química do aço AISI 4140, selecionado para esta Tese, é apresentada na Tabela 9.

**Tabela 9** – Composição química do aço estudado

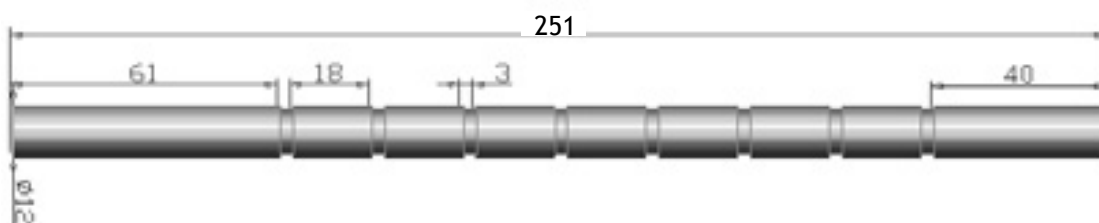
Componentes	AISI 4140
Carbono, C	0.380 - 0.430 %
Cromo, Cr	0.800 - 1.10 %
Ferro, Fe	96.785 - 97.84 %
Manganês, Mn	0.700 - 1.00 %
Molibdênio, Mo	0.150 - 0.250 %
Níquel, Ni	-----
Fósforo, P	≤ 0.0350 %
Silício, Si	0.150 - 0.300 %
Enxofre, S	≤ 0.0400 %

\*Fonte: www.matweb.com

Os aços AISI 316 e AISI 4140 foram fornecidos pela Petrobras UN-RNCE na forma de barras cilíndricas polidas, com 4000 mm de comprimento e diâmetro de 31,75 mm. O aço AISI 1045 foi adquirido comercialmente na forma de barras cilíndricas recozidas.

### 3.2.2.1 Contracorpos Metálicos

Os contracorpos metálicos de aço AISI 4140 foram confeccionados a partir do corte das barras cilíndricas polidas, resultando em barras menores de 280 mm de comprimento que foram serradas ao meio, no sentido longitudinal, possibilitando a confecção de dois contracorpos. Os produtos eram usinados em torno mecânico para obter a geometria desejada para os ensaios tribológicos (Figura 27).



**Figura 27** – Desenho esquemático do contracorpo metálico com as principais dimensões

A excentricidade das hastes cilíndricas de rotação de AISI 4140 (contracorpo) foi quantificada pela medida dos desvios de batida radial utilizando um relógio comparador da Mitutoyo com resolução milesimal.



## Pares Tribológicos

Os pares tribológicos utilizados nesta Tese estão discriminados na Tabela 10.

**Tabela 10** – Pares tribológicos utilizados nos ensaios

Corpo-de-prova	Contracorpo
PEEK	AISI 4140 (sem tratamento térmico)
PTFE	

## 3.3 Caracterização dos Materiais

### 3.3.1 Poliméricos

#### 3.3.1.1 Análises Térmicas

##### 1. Análise Termogravimétrica - TG

As análises termogravimétricas foram realizadas em equipamento da Shimadzu, modelo TGA-50H. Utilizou-se uma cela de platina, com atmosfera dinâmica de ar, com vazão de 50 ml/min e taxa de aquecimento de 10 °C/min. A temperatura foi variada da ambiente até 800 °C para o PEEK e PTFE.

##### 2. Análise por Calorimetria Diferencial Exploratória - DSC

A Curva DSC corresponde a uma medida quantitativa e foi utilizada para a determinação das transições térmicas, processos físicos e químicos que ocorrem nos polímeros durante o aquecimento. O equipamento empregado foi o Shimadzu DSC – 50, o qual aqueceu cada amostra a uma temperatura de até 600 °C. A análise foi realizada sob atmosfera de Nitrogênio com vazão de 50 ml/min, a uma taxa de aquecimento de 10 °C/min e numa faixa de temperatura de 30 a 500 °C. Utilizou-se um cadinho de alumínio e massa de 2,0 mg.

##### 3. Análise Dinâmico-Mecânica - DMA

As Análises Dinâmico-Mecânicas foram realizadas em um DMA de Marca TA instruments, tipo Q800, objetivando analisar as características viscoelásticas dos polímeros PEEK e o PTFE. Utilizou-se o modo tração com tensão constante de 10 mN.

A influência de dois parâmetros foi investigada: Temperatura e Frequência. Para o primeiro utilizou-se uma frequência constante de 1Hz e variou-se a temperatura a uma taxa de aquecimento de 2°C/minutos da temperatura ambiente (~30°C) até 200°C. No segundo utilizou-se a temperatura constante (ambiente) e variou-se a frequência de 0,01 a 100 Hz.

### **3.3.1.2 Dureza**

Os polímeros foram submetidos ao ensaio de dureza Rockwell M (indentador  $\phi 1/4''$ , pré-carga de 10 kgf e carga de 100kgf) em um Durômetro de Marca PANTEC.

Foram feitas sete medidas em cada material, objetivando obter resultados estatisticamente confiáveis.

### **3.3.1.3 Raios-X**

A caracterização dos polímeros através de difração de raios-X foi realizada no Núcleo de Estudos de Petróleo e Gás Natural – NEPGN da UFRN.

Utilizou-se um difratômetro de raios-X fabricado pela Shimadzu, modelo XRD 6000, com tubo de Cu, voltagem de 30,0 kV, corrente de 30,0 mA e faixa de varredura de 5 a 110°.

## **3.3.2 Metálico**

### **3.3.2.1 Análise Metalográfica**

Corpos metálicos foram extraídos das barras circulares para análise microestrutural de sua seção transversal. Realizou-se o procedimento de lixamento, com as lixas de SiC de granulometrias #80, #150, #180, #220, #320, #400, #600 e #1200, seguido de polimento, com alumina (1 $\mu$ ) e água. No ataque do AISI 4140 utilizou-se o reagente Nital a 2%, composto por HNO<sub>3</sub> e etanol, durante 20 segundos.

Após o procedimento de preparação superficial, os corpos foram observados no Microscópio Óptico do Laboratório de Processamento de Materiais por Plasma (LabPlasma) da UFRN.

### **3.3.2.2 Dureza e Microdureza**

A caracterização da dureza do aço foi realizada através de medidas de Microdureza Vickers e Rockwell C na condição como recebida.

Microdureza Vickers foi realizada nos aços utilizando um microdurômetro fabricado pelo PANAMBRA marca PANTEC modelo HVS-1000, com carga de 50 g. Disponibilizado pelo Laboratório de Processamento de Materiais por Plasma (LabPlasma) da UFRN. Foram feitas sete medidas, objetivando obter resultados estatisticamente confiáveis.

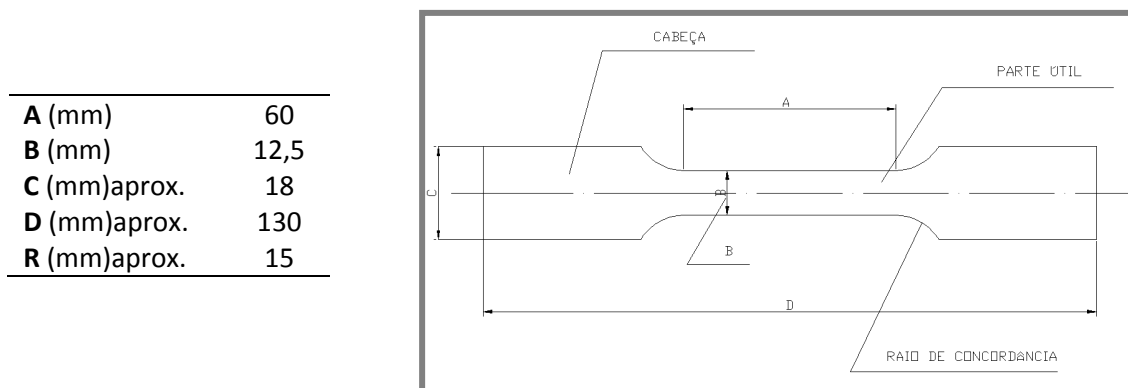
As durezas Rockwell C foram realizadas no durômetro marca PANTEC modelo RASN RS do Laboratório de Tribologia/Vibrações da UFRN.

### 3.3.2.3 Ensaios de tração

Corpos-de-prova de tração foram confeccionados a partir das barras circulares do aço AISI 4140, sendo 5 corpos-de-prova para obtenção de amostragem estaticamente confiável.

Os corpos-de-prova foram usinados pelo processo de torneamento para assumir a forma especificada pela norma ASTM E8 (redondo), Figura 28.

Depois de confeccionados, os corpos de prova foram ensaiados em uma máquina Universal (CTGAS/RN) com carga 25.000 kgf. A partir dos resultados, calculou-se a tensão de ruptura e a deformação.



**Figura 28** – Corpo-de-prova de ensaio de tração baseado na norma ASTM E8

### 3.4 Apresentação de Resultados usando o Diagrama Caixa de Medianas

Um gráfico que reúne as informações da mediana e dos quartis em uma maneira fácil para entender é a caixa das medianas (Figura 29). Este tipo de diagrama foi utilizado na apresentação de resultados de VGV e aquecimento do sistema.



**Figura 29** – Exemplo de Gráfico Caixa de Medianas

As duas linhas horizontais representam os valores mínimos e máximos de toda a série, ou em outras palavras, a distância entre elas é a amplitude geral dos dados. A caixa no meio da figura representa o quartil inferior e o superior, onde fica agrupada a metade central dos dados, e a distância entre estes valores é o desvio quartílico. Finalmente, a linha dentro da caixa é a mediana. Pode ver que os dados estão distribuídos com assimetria, tendo mais valores baixos que altos. Muitas empresas montam a figura para importantes características operacionais em uma base mensal ou semanal facilitando o monitoramento da característica através do tempo.

É fácil ver se a característica está no alvo ou evoluindo numa maneira satisfatória, e se a variabilidade dos dados está aumentando ou diminuindo.

## *Capítulo 4*

### *Resultados*

*Neste capítulo são apresentados os resultados de caracterização dos materiais utilizados nesta pesquisa. São mostrados, também, os resultados dos ensaios tribológicos referentes ao aquecimento do sistema, a amplitude do deslocamento do contracorpo, pico-a-pico, a velocidade global de vibração, aceleração, morfologia e taxa de desgaste e rugosidade do contracorpo.*

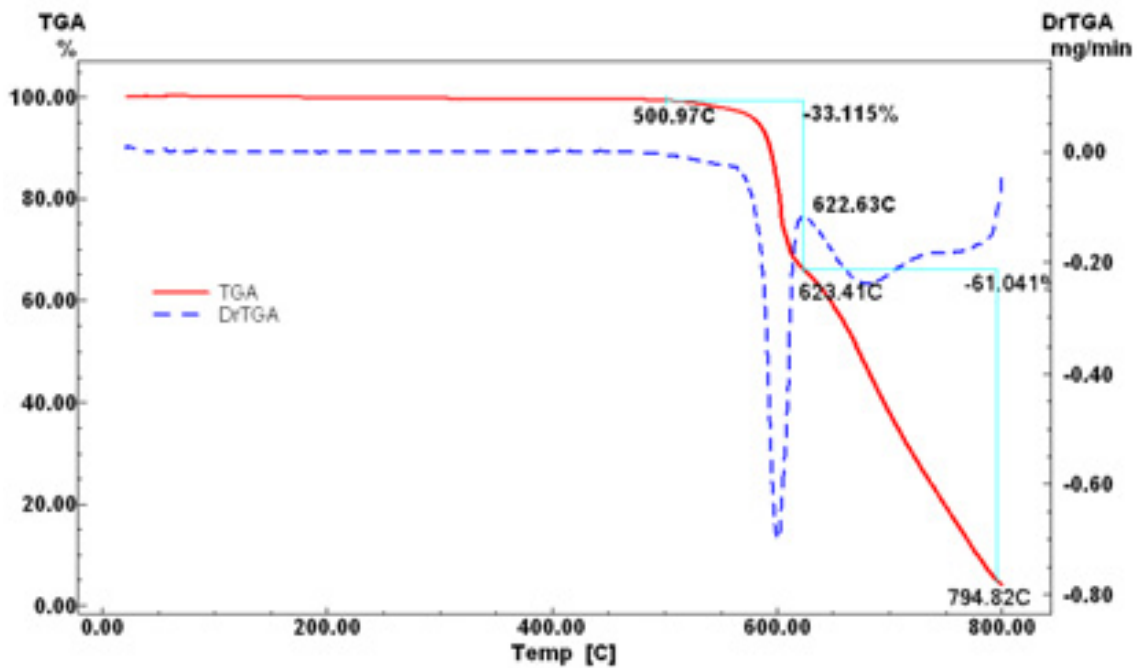
## **4.1 Caracterização dos Materiais**

### **4.1.1 Polímeros**

#### **4.1.1.1 Análises Térmicas**

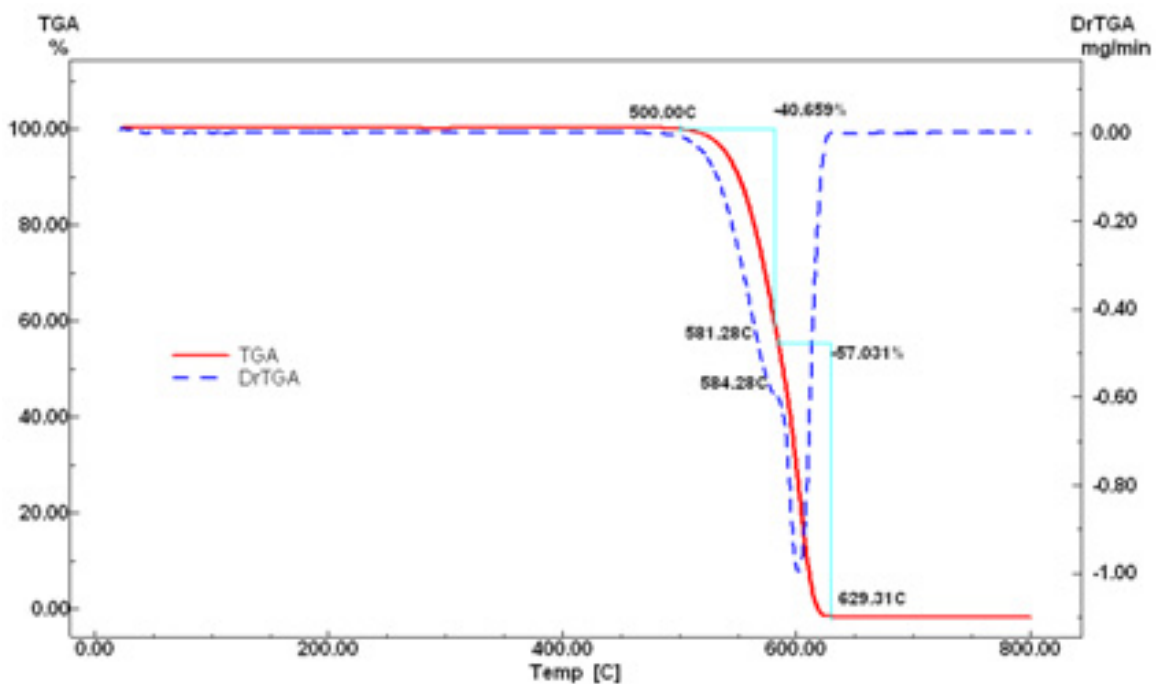
##### **1. Análise Termogravimétrica – TG**

Na Figura 30 são apresentadas as curvas TG e DrTG referentes ao PEEK. Alta estabilidade térmica é evidenciada através destas curvas. A estabilidade está associada à estrutura de anéis benzeno presente neste material (BRYDSON,1999). Observa-se que a decomposição ocorre em dois estágios. O primeiro, com pico de derivada mais intenso, teve início em 500 °C. O segundo começou a partir de 620 °C e prosseguiu até o término do ensaio.



**Figura 30** – Análise termogravimétrica TG e DrTG do PEEK

A análise termogravimétrica do PTFE é mostrada na Figura 31. A estabilidade térmica deste material é evidenciada através das curvas TG e DrTG e se dá até atingir-se 500 °C. A partir dessa temperatura tem início a decomposição do polímero.



**Figura 31** – Análise termogravimétrica TG e DrTG do PTFE

A alta estabilidade térmica do PTFE é decorrente do fato deste material ser constituído apenas de ligações C — C e C — F, ambas são extremamente estáveis

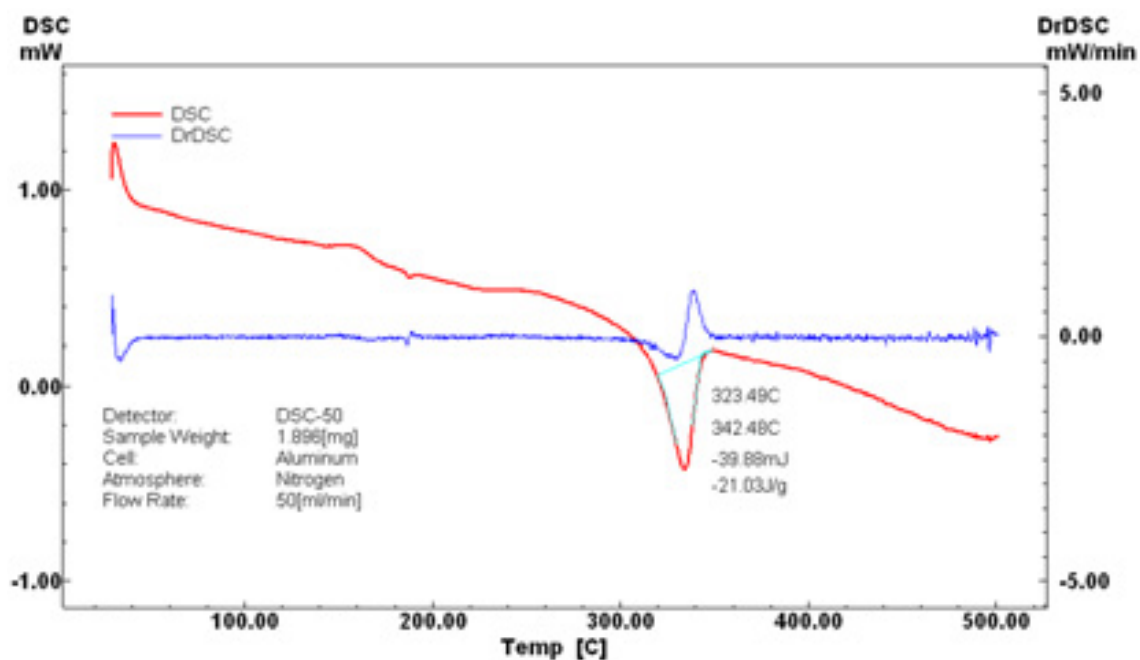
(BRYDSON,1999). As principais etapas observadas nas análises de TG são apresentadas na Tabela 11.

**Tabela 11** – Principais etapas da curva termogravimétrica dos polímeros utilizados (valores aproximados)

Análise TG	PEEK	PTFE
Estabilidade Térmica	500 °C	500 °C
Etapas de Degradação		
Etapa1	500 a 622 °C	500 a 581 °C
Perda de massa (%)	33%	41 %
Etapa2	623 a 794 °C	584 a 629 °C
Perda de massa (%)	61 %	57 %

## 2. Calorimetria Diferencial Exploratória – DSC

Na Figura 32 é apresentado o gráfico de resposta do DSC e sua derivada para o PEEK em função do aumento de temperatura.



**Figura 32** – Análise DSC do PEEK

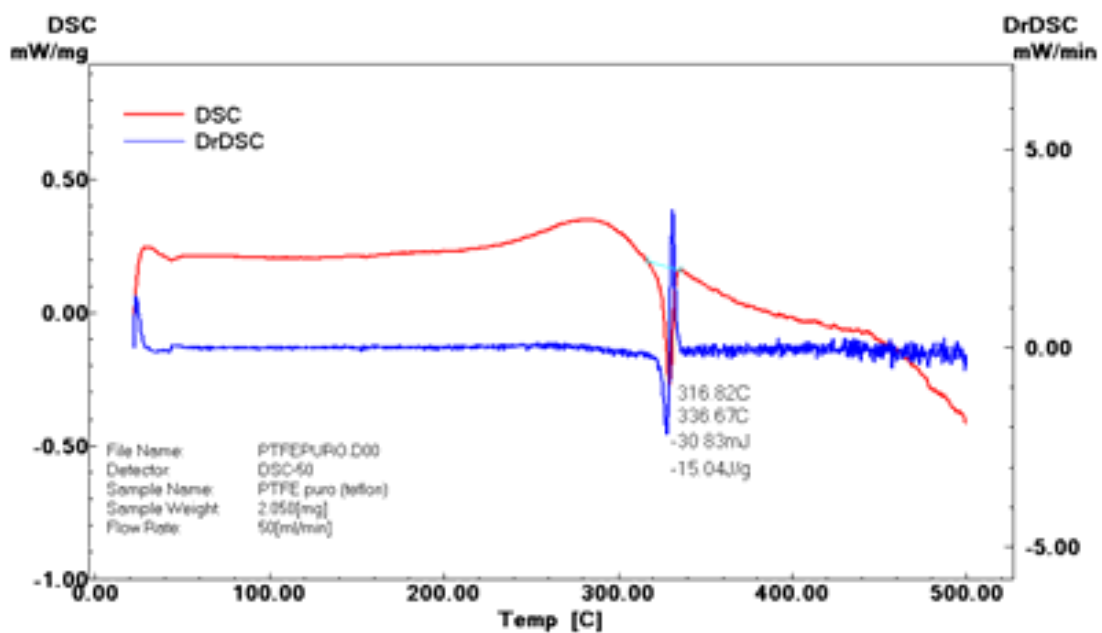
Um pico endotérmico é observado no DSC e DrDSC do PEEK (Figura 32), entre 323 e 342 °C, que refere-se a fusão da parte cristalina presente neste polímero, já que se trata de um polímero semi-cristalino. Este resultado encontra-se de acordo com o mencionado pela literatura (BRYDSON,1999).

Rodrigues (2007) calculou a porcentagem de cristalinidade do PEEK através da equação 23.

$$\% \text{Cristalinidade} = \frac{100[\Delta H_f]}{[\Delta H_f^o]} \quad (23)$$

Sendo  $\Delta H_f$  correspondente ao calor de fusão da amostra e  $\Delta H_f^o$  o calor de fusão do polímero hipoteticamente 100% cristalino, onde para o PEEK esse valor é tabelado em 130 J/g. Desta forma, como o calor de fusão da amostra foi 21,03 J/g, observado no resultado de DSC (Figura 32), a cristalinidade do PEEK utilizado nesta pesquisa era de 16%.

A análise das curvas de DSC e DrDSC (derivada do DSC), referentes ao PTFE, (Figura 33) evidenciam um pico endotérmico entre 316 e 336 °C que indica a temperatura de fusão,  $T_f$ , deste material. Este valor de  $T_f$  está corroborando com o apresentado na literatura (BRYDSON,1999).



**Figura 33** – Análise DSC do PTFE

O valor de  $\Delta H_f^o$  encontrado na literatura para o PTFE foi 82 J/g (LEI *et al.* 2007). O resultado de DSC indica um calor de fusão de 15,04 J/g para o PTFE utilizado neste trabalho, de forma que a cristalinidade dele é de 18%.

Os resultados de temperatura de fusão,  $T_f$ , calor de fusão (entalpia),  $\Delta H_f$ , e cristalinidade, obtidos através das análises de DSC estão esquematizados na Tabela 12.



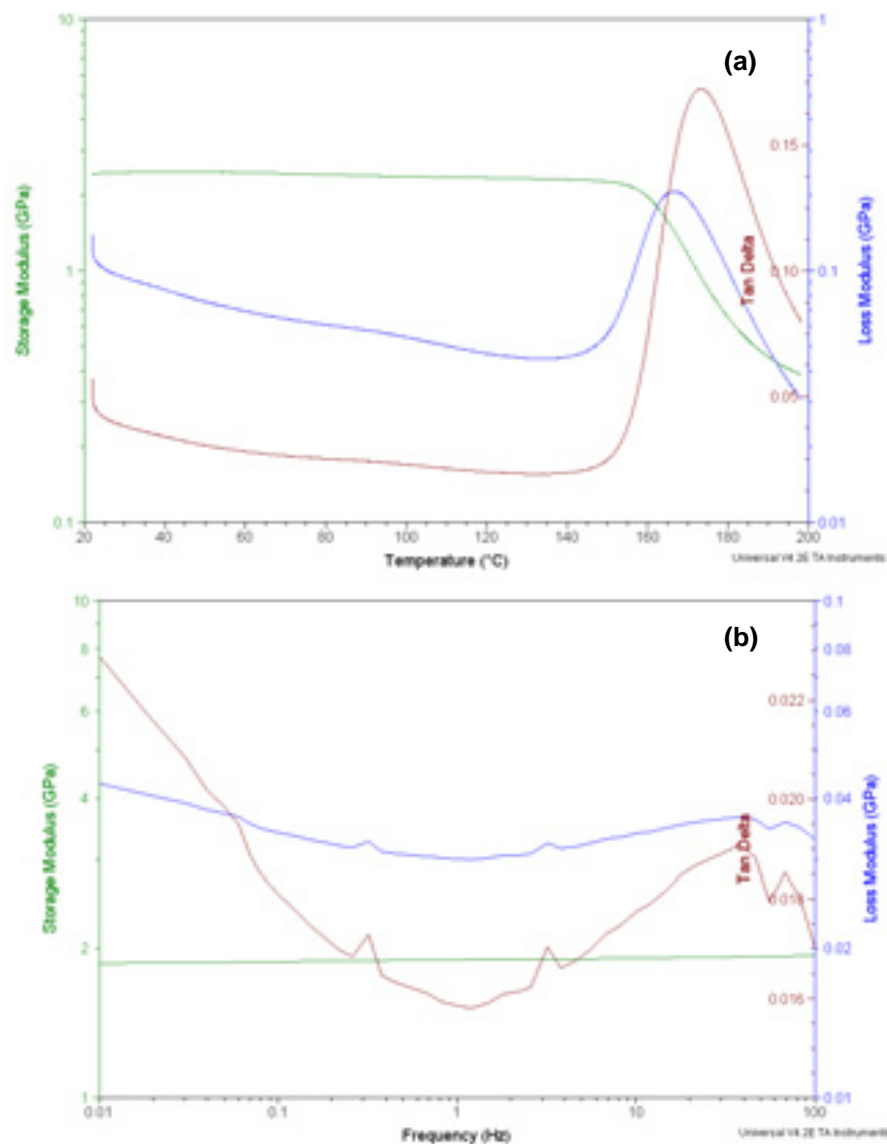
**Tabela 12** – Resultados de DSC para os polímeros

Polímero	$T_f$ (°C)	$\Delta H_f$ (J/g)	Cristalinidade (%)
PEEK	334	21,03	16
PTFE	329	15,04	18

### 3. Análise Dinâmico-Mecânica – DMA

A caracterização Dinâmico-Mecânica dos polímeros PEEK e PTFE é apresentada nas Figuras 34 e 35, respectivamente, em função da temperatura e da frequência. Os módulos de armazenamento,  $E'$ , e de perda,  $E''$ , e o coeficiente de perda,  $\tan \delta$ , são indicados pelas cores verde, azul e vermelho, respectivamente.

Nas Figuras 34(a) e (b) são apresentadas as curvas de respostas obtidas por DMA referentes ao PEEK, em função da temperatura e da frequência, respectivamente.



**Figura 34** – Propriedades dinâmico-mecânicas do PEEK em função de (a) Temperatura (b) frequência

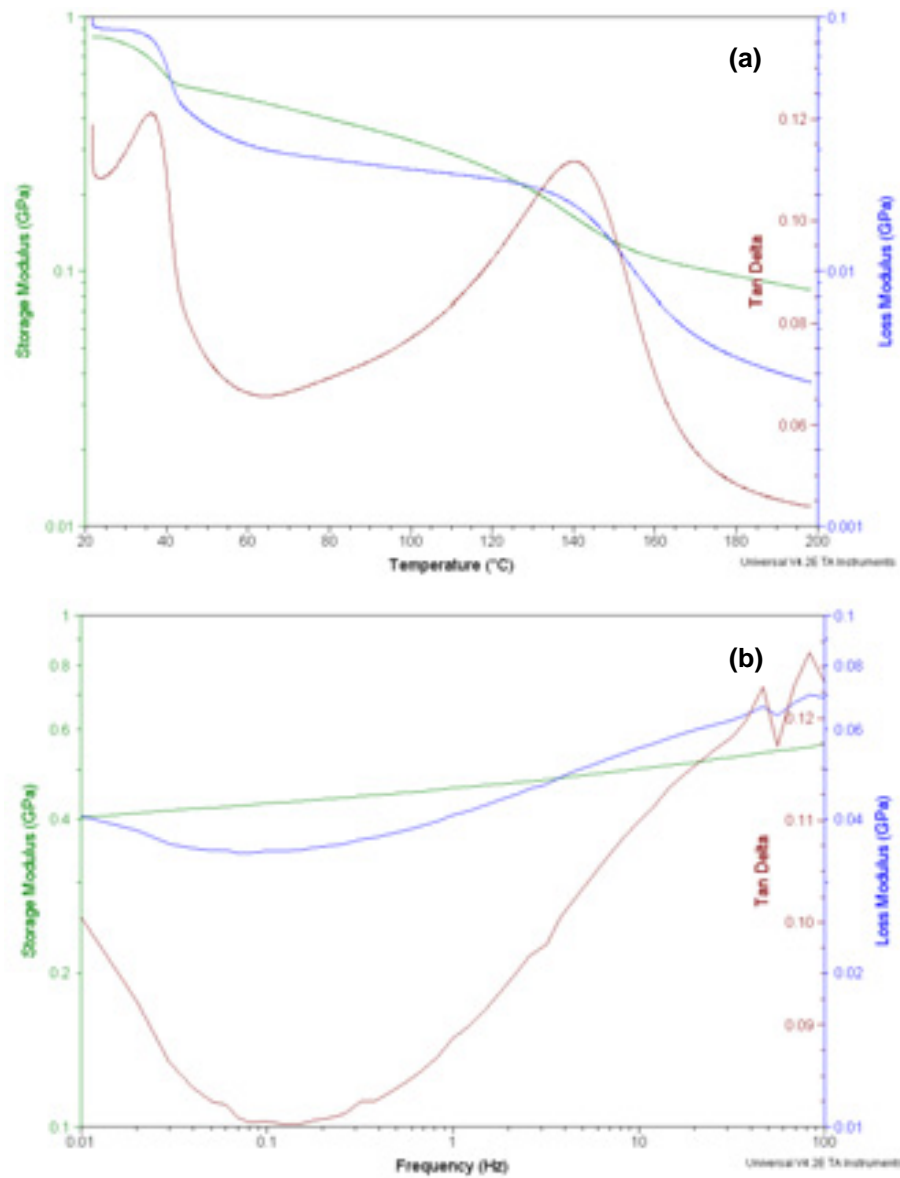
Através do DMA do PEEK (Figura 34) é possível observar que este material apresenta-se rígido com alto módulo de armazenamento ( $\sim 2,5$  GPa) da temperatura ambiente até  $145$  °C e baixo coeficiente de perda (0,04 a temperatura ambiente). Quando a temperatura aumenta o polímero adquire energia térmica suficiente para as cadeias se moverem livremente, comportando-se como um sólido borrachoso. A faixa de temperatura de transição vítrea,  $T_g$ , deste PEEK encontra-se entre  $165$  e  $175$  °C, ou seja, a faixa de transição do estado vítreo para o estado borrachoso. O pico de  $\tan \delta$  observado a  $175$  °C refere-se ao máximo amortecimento deste material (0,175). Estes valores estão próximos dos apresentados por Lai *et al* (2007) para o PEEK puro.

Na Figura 34(b) é apresentado o gráfico de análise por DMA do PEEK em função da frequência. O módulo de armazenamento (de elasticidade) do PEEK manteve-se quase constante ( $\sim 1,95$  GPa) na faixa de frequência utilizada no ensaio. Este resultado não é corroborado com o resultado apresentado na Figura 31(a). Neste último o ensaio foi realizado a frequência constante de 1 Hz e o módulo de armazenamento a temperatura ambiente foi aproximadamente 2,5 GPa.

Os resultados de DMA referentes ao PTFE em função da temperatura e da frequência são apresentados na Figura 35. O módulo de armazenamento do PTFE encontra-se por volta de 0,8 GPa a temperatura ambiente. Dois picos são evidenciados na curva de  $\tan \delta$ , o mais intenso, a  $140$  °C refere-se a  $T_g$  deste material, com valor de 0,11. A temperatura ambiente a  $\tan \delta$  é de 0,115, chegando a 0,12 quando a temperatura atinge  $36$  °C. Segundo Ludema (1996) muitos polímeros sólidos exibem mais de uma transição, onde o pico de maior intensidade é o mais significativo. Os picos secundários referem-se a movimentos de pequenos grupos de cadeias no estado vítreo.

Observa-se dos resultados de DMA em função da frequência, que na faixa estudada (0,01 a 100 Hz) o PTFE comporta-se como um sólido borrachoso ( $0,55 \text{ GPa} < E' < 0,4 \text{ GPa}$ ) apresentando, portanto, baixo módulo de armazenamento que aumenta sutilmente a medida que a frequência é elevada (Figura 35(b)).

Os valores de módulo de armazenamento, de perda e  $\tan \delta$  a temperatura ambiente para os dois polímeros são apresentados na Tabela 13. Nesta temperatura o material mais rígido é o PEEK.



**Figura 35** – Propriedades dinâmico-mecânicas do PTFE em função de (a) Temperatura (b) frequência

**Tabela 13** – Valores de módulo de armazenamento,  $E'$ , e coeficiente de perda,  $\text{Tan } \delta$ , a temperatura ambiente

	PEEK	PTFE
$E'$ (GPa)	2,5	0,8
$\text{Tan } \delta$	0,04	0,115

#### 4.1.1.2 Dureza

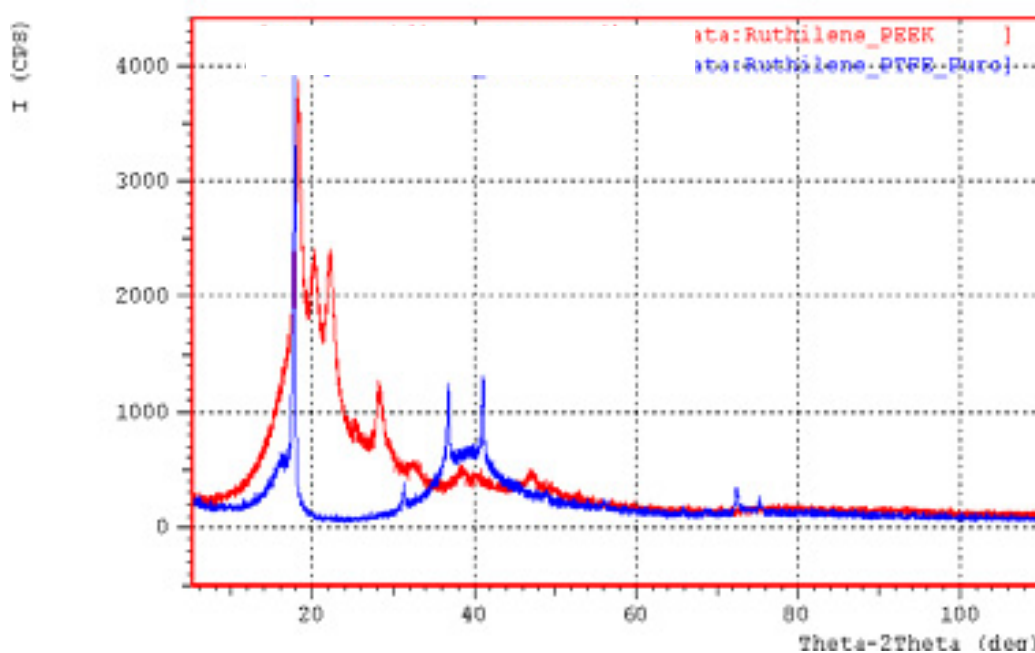
Os polímeros foram submetidos a ensaios de dureza Rockwell M. Os resultados são apresentados na Tabela 14. Observa-se que o PEEK tem maior dureza, corroborando com a maior rigidez identificada pelos resultados de DMA.

**Tabela 14** – Resultados de dureza dos materiais poliméricos

Materiais	Dureza
PTFE	HRM 40±2
PEEK	HRM 91±3

#### 4.1.1.3 Raios – X

Na Figura 36 são apresentados os difratogramas de raios-X (DRX) dos polímeros. Nota-se a presença de estruturas semicristalinas, com o PTFE apresentando picos mais estreitos e menor região amorfa que o PEEK, caracterizando uma estrutura cristalina mais regular. Esta evidência foi constatada nos gráficos de DSC destes materiais (Figuras 32 e 33), onde se observou que o pico referente à fusão da região cristalina do PTFE é mais estreito que o do PEEK. Em um gráfico desta natureza quanto mais estreito o pico maior é a cristalinidade do material.

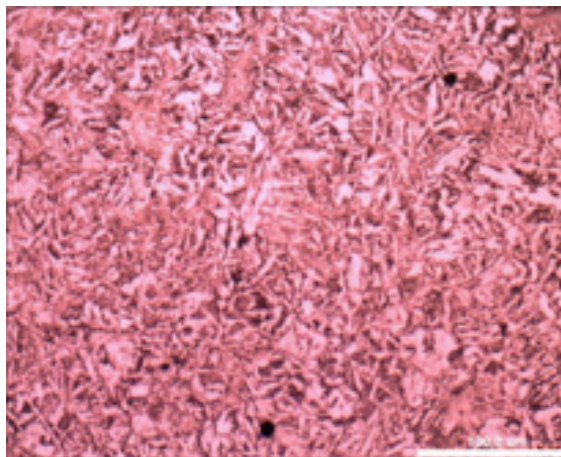


**Figura 36** – Difratograma de Raios –X dos polímeros estudados, PEEK e PTFE

## 4.1.2 Aço

### 4.1.2.1 Análise Metalográfica

Na Figura 37 é apresentada a microestrutura do aço AISI 4140 que é um aço de médio carbono (ampliação de 200x). Pode-se verificar uma típica estrutura deste aço sem tratamento térmico.



**Figura 37** – Microestrutura do aço AISI 4140 (200X)

### 4.1.2.2 Dureza

Valores médios da Microdureza Vickers e Dureza Rockwell C do aço AISI 4140 são distribuídos na Tabela 15.

**Tabela 15** – Valores médios de Dureza e Microdureza do aço

Aços	Dureza Rockwell	Microdureza Vickers
AISI 4140	27±1 HRC	286±31

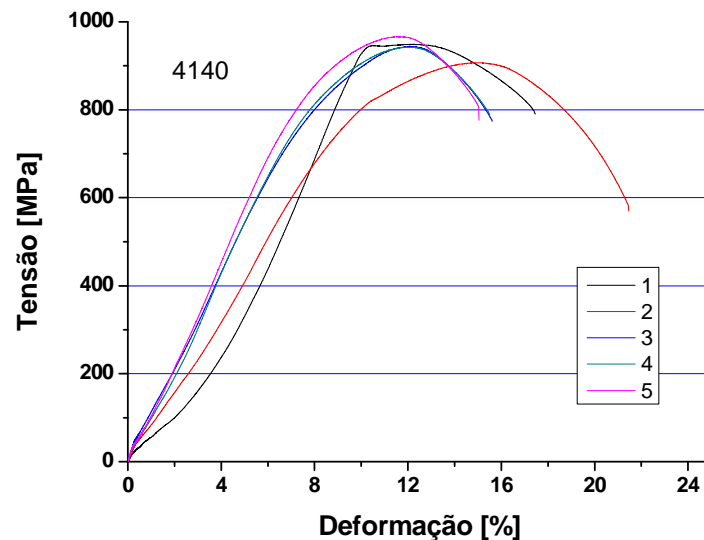
### 4.1.2.3 Ensaio de tração

Resultados de resistência à tração e deformação máxima são apresentados na Tabela 16.

**Tabela 16** – Resultados de resistência à tração e deformação do aço

Materiais	Resistência à tração (MPa)	Deformação (%)
AISI 4140	940±19	17,01±2

A presença de elementos de liga, como Cr e Mo, conferiu ao aço AISI 4140 elevada resistência a tração como apontado pelo valor médio mostrado na Tabela 16, para este aço. Na Figura 38 são apresentadas as curvas obtidas nos ensaios de tração deste aço.



**Figura 38** – Curvas Tensão *versus* Deformação obtidos dos ensaios de tração

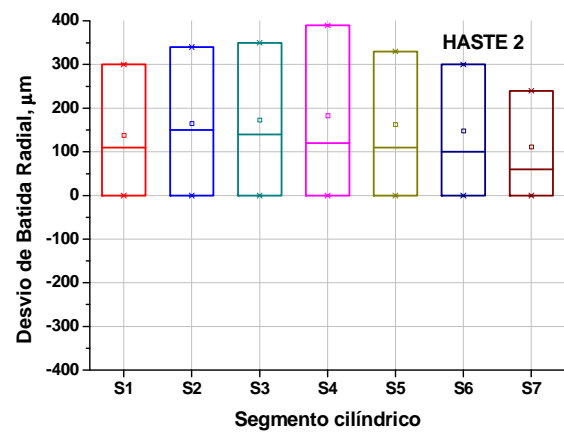
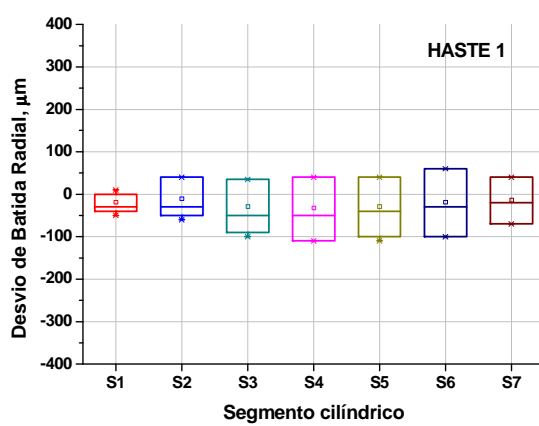
As curvas de tração do aço AISI 4140 apresentam comportamento de um material dúctil com deformação elástica no início do ensaio seguido de deformação plástica, como esquematizado na Figura 38.

#### 4.1.2.4 Desvio de Batida Radial dos Contracorpos Metálicos AISI 4140

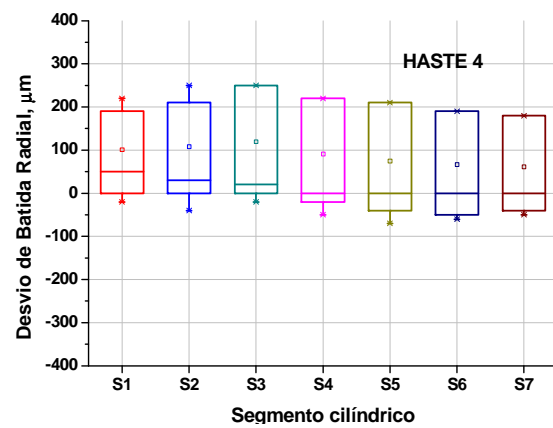
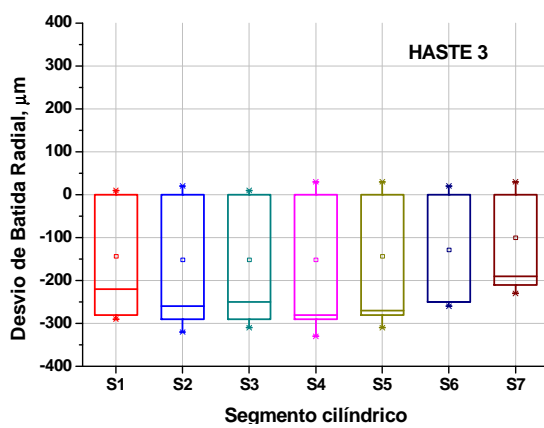
Os resultados de desvio de batida radial das hastes metálicas utilizadas como contracorpo estão apresentados nas Figuras 39 e 40. Os ensaios com mancais livres e suas repetições foram realizados com as hastes H1, H2, H3 e H4, onde se observam altos desvios, chegando até um máximo de 400  $\mu\text{m}$ . Já as hastes utilizadas nos ensaios com mancais fixos, H5, H6, H7 e H8 (Figura 40) apresentaram menores desvios, com máximo de 250  $\mu\text{m}$ .

Esta variação nos desvios de forma das hastes usadas nos ensaios com mancais livres e fixos ocorreu devido aos cuidados dos operadores durante a sua confecção. Já que, as hastes apresentadas na Figura 39 foram confeccionadas por um técnico e as da Figura 40 por outro.

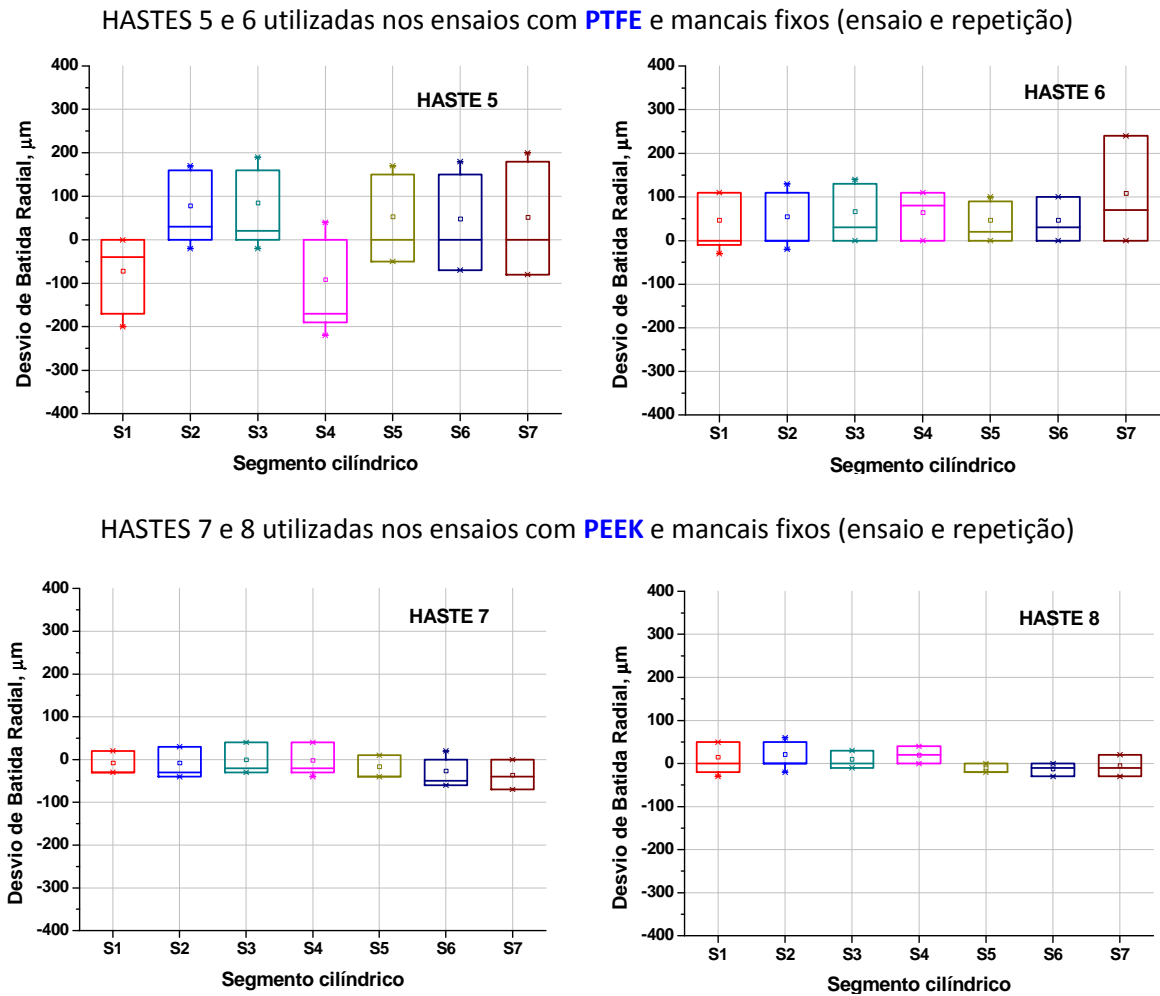
HASTES 1 e 2 utilizadas nos ensaios com PTFE e mancais livres (ensaio e repetição)



HASTES 3 e 4 utilizadas nos ensaios com PEEK e mancais livres (ensaio e repetição)



**Figura 39** – Desvios de Batida Radial das hastes H1, H2, H3 e H4, utilizadas nos ensaios com Mancais Livres



**Figura 40** – Desvios de Batida Radial das hastes H5, H6, H7 e H8, utilizadas nos ensaios com Mancais Fixos

## 4.2 Resultados dos Ensaios Tribológicos

Os resultados dos ensaios tribológicos realizados com as oito hastes (H1, H2,...,H8) são apresentados a seguir. Na Tabela 17 é esquematizada a condição de ensaio para cada haste.



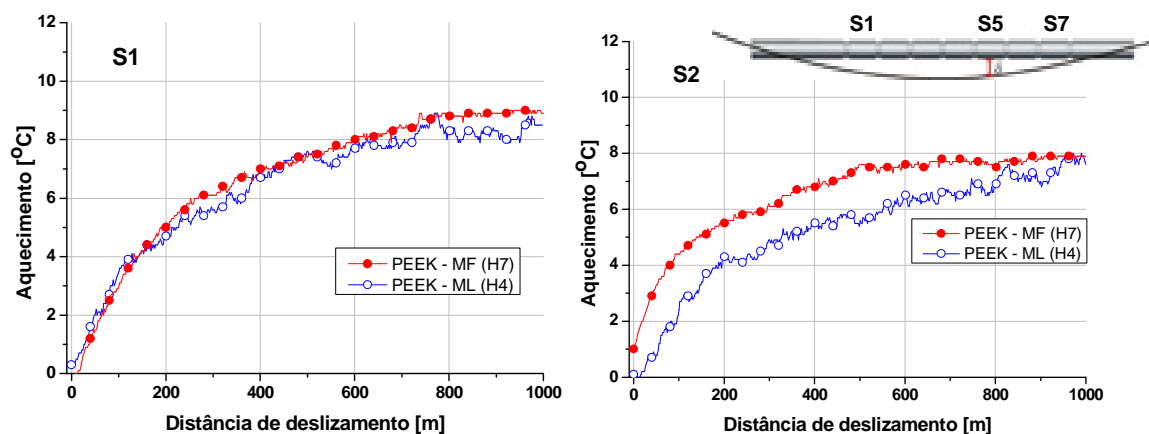
**Tabela 17** – Condição de ensaio para cada haste

HASTE	Polímero	Condição dos Mancais
H1	PTFE	Livres
H2	PTFE	Livres
H3	PEEK	Livres
H4	PEEK	Livres
H5	PTFE	Fixos
H6	PTFE	Fixos
H7	PEEK	Fixos
H8	PEEK	Fixos

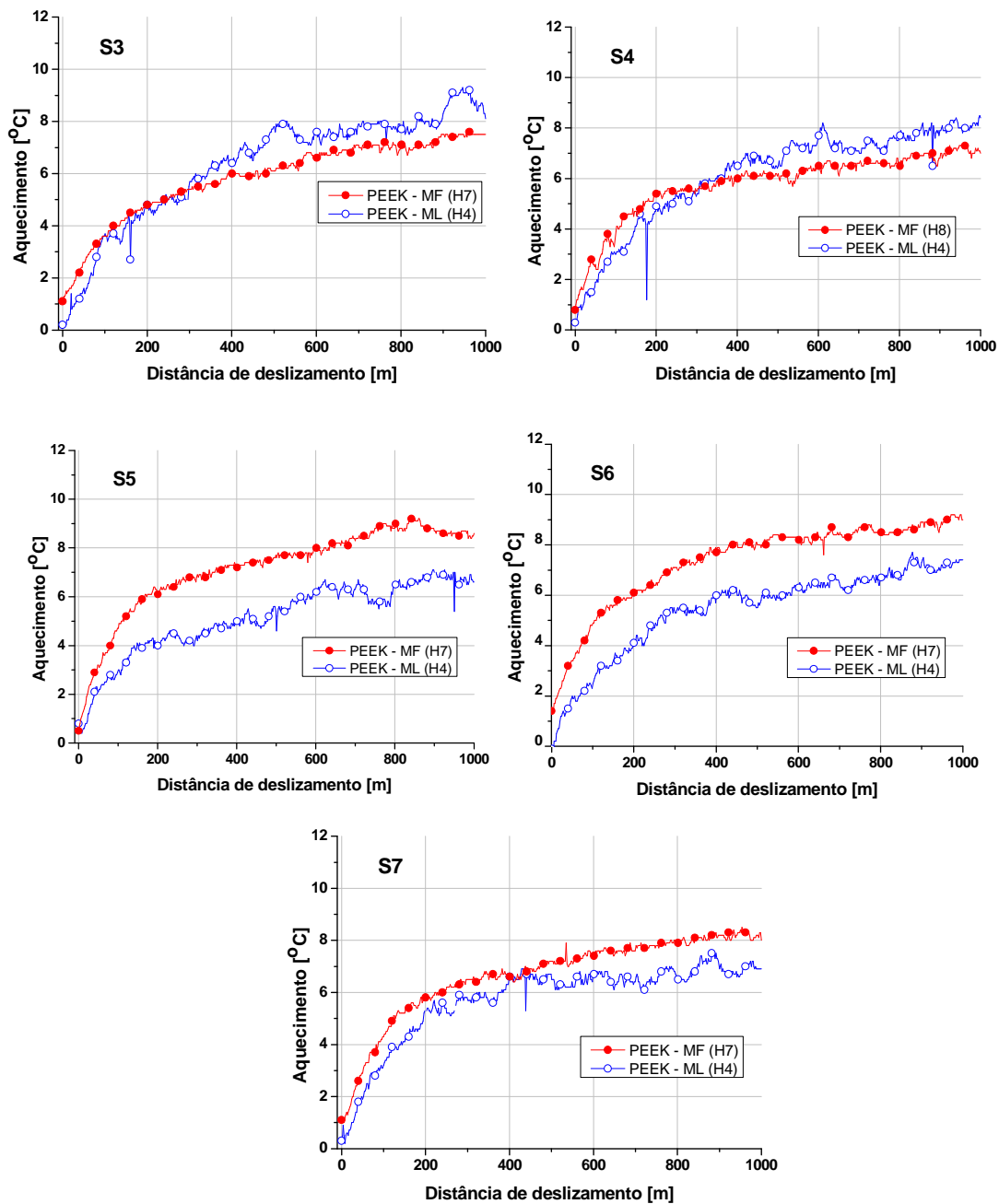
## 4.2.1 PEEK

### 4.2.1.1 Aquecimento do sistema

O Aquecimento do Sistema no decorrer dos ensaios, promovido pelo atrito do par tribológico, é apresentado através da diferença de temperatura (temperatura de contato menos temperatura ambiente) em função da distância de deslizamento e da condição dos mancais, conforme visualizado na Figura 41 para o PEEK. Observa-se que o aquecimento do sistema permaneceu dentro da faixa entre 6 e 10 °C. Além disso, nota-se que as curvas apresentaram três derivadas ao longo dos ensaios.



**Figura 41** – Aquecimento do sistema em função da distância de deslizamento para PEEK nas condições de mancais fixos (MF) e mancais livres (ML) nos sete segmentos



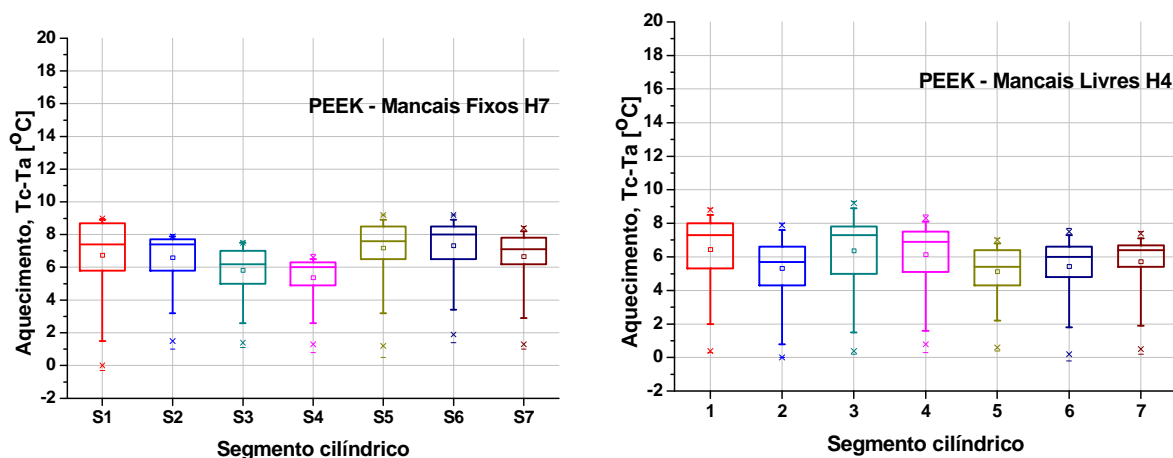
**Figura 41** – Continuação

A estrutura molecular do PEEK é composta por grupos éter ( $\text{—O—}$ ) e cetonas ( $\text{C=O}$ ), caracterizadas pela presença do oxigênio que pode favorecer a formação de filme óxido de baixa resistência ao cisalhamento. A presença deste filme pode resultar em redução no coeficiente de atrito.

Observa-se que as curvas de aquecimento obtidas nos ensaios com mancais livres apresentaram flutuações ao longo dos ensaios. O PEEK possui baixo coeficiente de perda ( $\text{Tan } \delta = 0,04$ ) resultando em pequeno amortecimento da vibração do sistema.

Quando esse sistema está sob vibração há momentos de perda de contato polímero-metal o que permite redução momentânea no aquecimento.

Na Figura 42 são apresentados os gráficos de Aquecimento do Sistema em caixa (“*Box Chart*”) do par PEEK-AISI 4140 em função da posição do polímero ao longo dos segmentos do eixo metálico nas condições MF e ML. Nesta configuração de gráfico cada caixa engloba todos os pontos de temperatura coletados durante todo o ensaio e os apresenta em quadrantes, logo, no segmento S1, com mancais fixos, o primeiro quadrante diz respeito aos primeiros 25% dos pontos do pacote de dados e que se encontram entre 0 e 6 °C, o segundo quadrante, os próximos 25% dos pontos, entre 6 e 7,5 °C, o terceiro quadrante dispõe os pontos entre 7,5 e 8,7 °C e por fim, o quarto quadrante refere-se aos pontos de 8,8 a 9 °C, que corresponde aos últimos 25% de pontos do pacote de dados coletado. O pequeno quadrado e o traço encontrado dentro de cada caixa dizem respeito ao valor médio e a mediana, respectivamente. Desta forma, pode-se observar que os últimos 25% de pontos tinha pouca variação (até 1 °C), caracterizando a região de regime permanente.



**Figura 42** – Aquecimento do Sistema nos ensaios com PEEK-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

#### 4.2.1.2 Medidas de Vibração

##### ***Deslocamento Máximo do contracorpo***

A amplitude de deslocamento do contracorpo foi medida durante o ensaio, em valores pico-a-pico. Os resultados de deslocamento máximo são apresentados nas Tabelas 18 e 19. Ressalta-se que este deslocamento é em relação ao mancal, já o deslocamento no contato é função do desbalanceamento do eixo.

**Tabela 18** – Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PEEK e mancais fixos

Distância de deslocamento [m]	HASTE 7 – PEEK – MANCAIS FIXOS						
	Deslocamento Máximo [ $\mu\text{m}$ ]						
	S1	S2	S3	S4	S5	S6	S7
2	30	32	27	29	31	27	30
120	35	33	28	27	30	31	30
240	34	40	30	30	31	30	34
360	34	39	2	31	28	34	34
480	31	43	33	26	30	32	33
600	32	36	32	35	30	35	36
720	32	35	32	34	31	37	33
840	32	38	31	35	31	36	35
960	37	37	29	32	30	36	36

**Tabela 19** – Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PEEK e mancais livres

Distância de deslocamento [m]	HASTE 4 – PEEK – MANCAIS LIVRES						
	Deslocamento Máximo [ $\mu\text{m}$ ]						
	S1	S2	S3	S4	S5	S6	S7
2	380	365	277	355	363	447	469
120	313	278	287	333	335	472	393
240	359	439	282	312	359	473	473
360	384	286	290	333	347	456	404
480	335	299	269	338	339	416	453
600	369	305	294	329	345	416	464
720	380	321	300	321	331	408	463
840	382	316	294	299	341	358	454
960	409	315	285	299	326	426	401

Observa-se que a diferença de deslocamento entre mancais fixos e livres foi de uma ordem de grandeza.

### **Velocidade Global de Vibração (VGV)**

Na Figura 43 são apresentados os dados de VGV referentes aos ensaios com os pares PEEK-AISI 4140 nas condições de mancais fixos e livres. Os dados em caixa são mostrados na Figura 44.

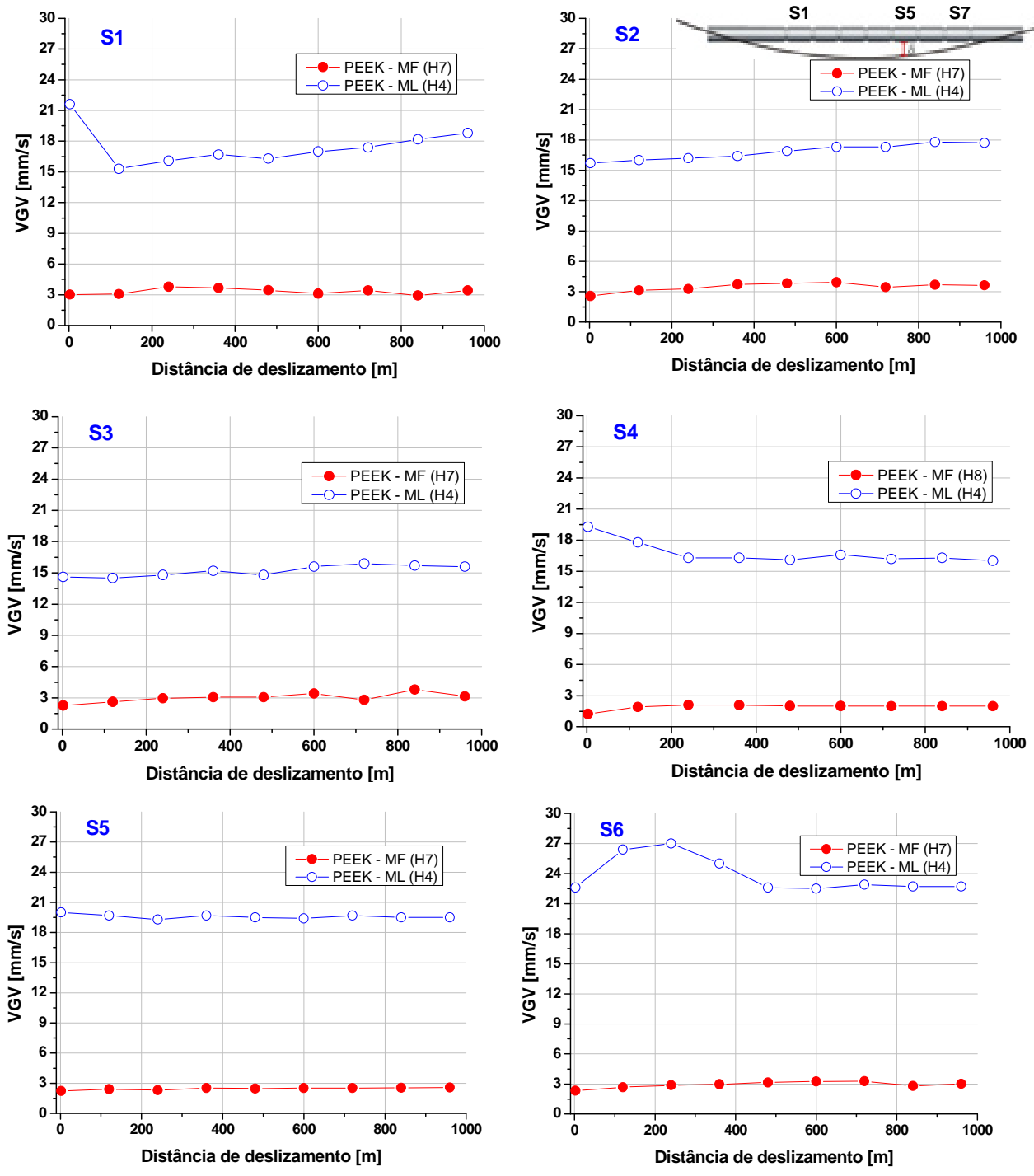


Figura 43 – VGV dos ensaios com PEEK-AISI 4140 com mancais fixos e livres

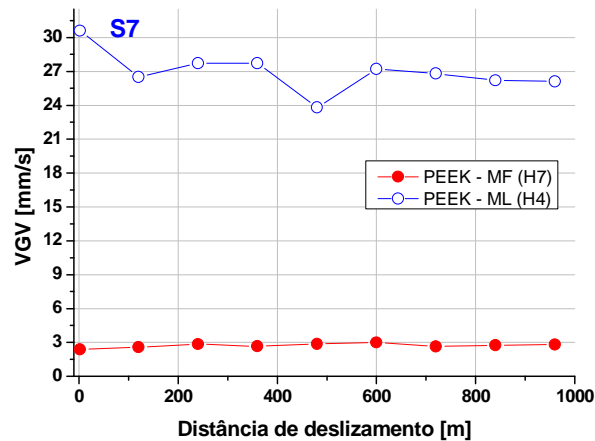


Figura 43 – Continuação

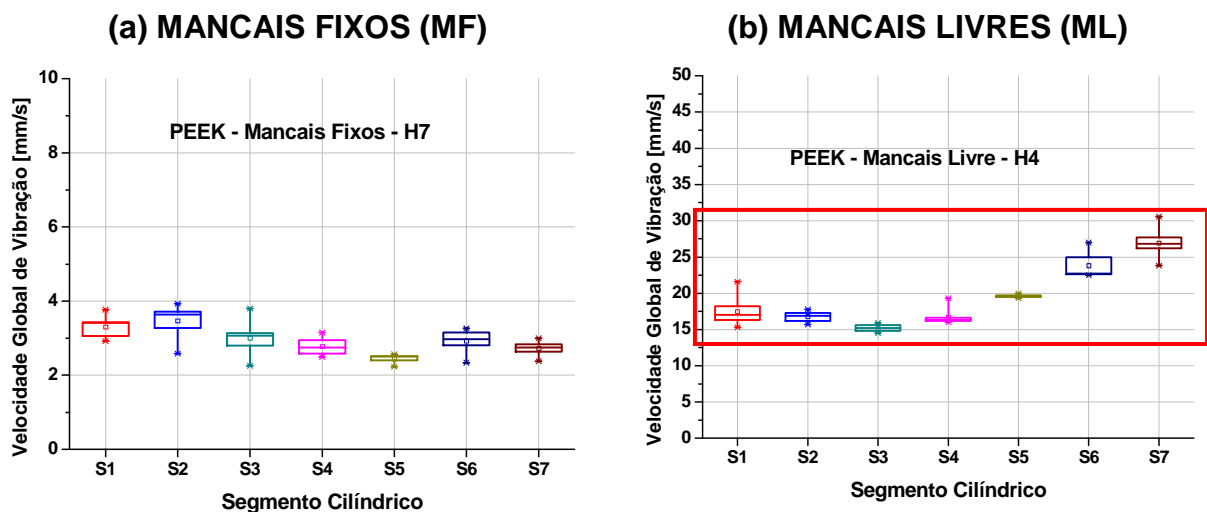


Figura 44 – Quartis da VGV dos ensaios com PEEK-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

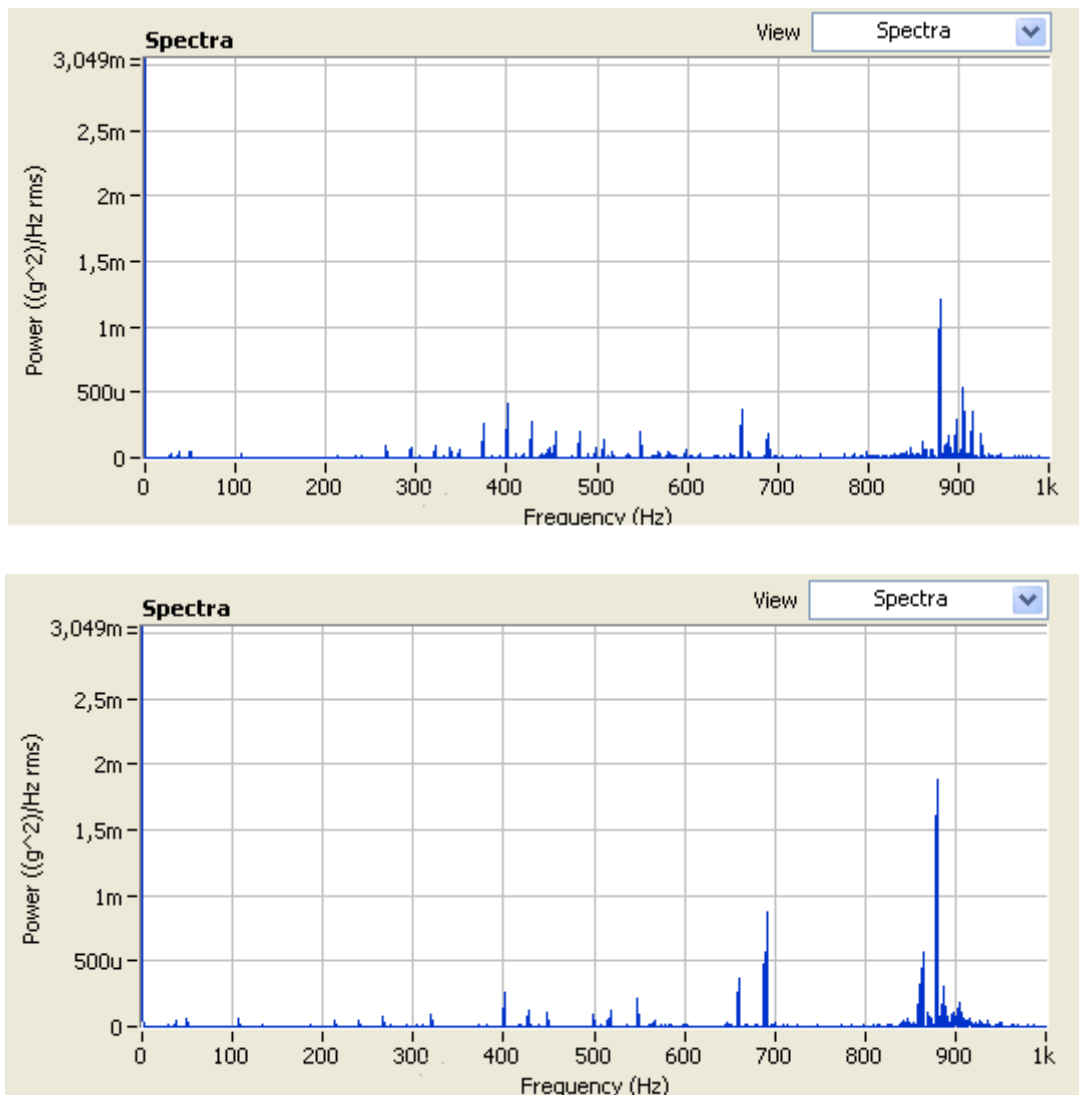
A VGV do PEEK com mancais livres encontrava-se na faixa entre 15 e 30 mm/s, já na condição de mancais fixos a VGV permaneceu entre 2 e 4 mm/s (Figura 44). Nesta condição observa-se que a VGV ao longo dos sete segmentos formam uma onda senoidal, Figura 44(a).

Observa-se que há uma tendência de comportamento em função da posição ao longo do eixo metálico, nas duas configurações dos mancais (MF e ML) o que sugere um estudo detalhado para modelagem deste comportamento, porém este foge ao escopo desta Tese.

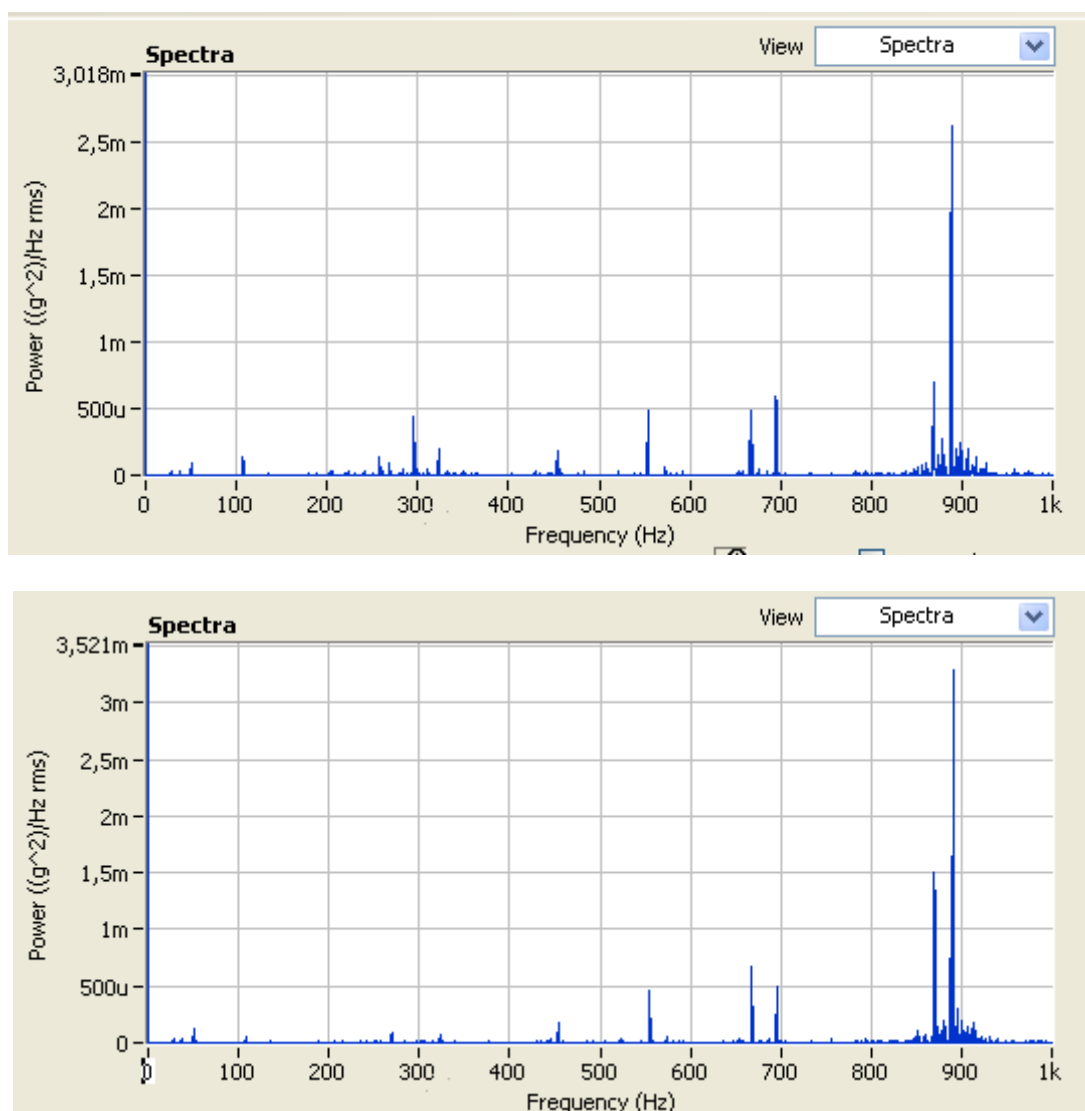
### Aceleração

Os gráficos de Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo quando rotacionando sem carga são apresentados nesta seção. A haste foi posicionada para

realização dos ensaios e antes de entrar em contato com o corpo-de-prova polimérico, extraíram-se os espectros, tanto na posição de mancais fixos, como na de mancais livres, para avaliar as freqüências naturais do sistema, conforme apresentado nas Figuras 45 e 46. As hastes só eram retiradas do equipamento após a realização dos ensaios com todos os sete segmentos cilíndricos.



**Figura 45** – Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PEEK-AISI 4140 **Haste 4 (H4)** (a) Mancais fixos (b) Mancais livres



**Figura 46** – Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PEEK-AISI 4140 **Haste 7 (H7)** (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

A partir dos gráficos de DEP sem carga para mancais fixos e livres pode-se observar que alguns picos estão presentes em todos os espectros e alguns foram identificados apenas para alguma haste especificamente. Na Tabela 20 são apresentados os principais picos identificados, juntamente com as frequências características dos dois mancais que suportam o eixo cilíndrico. Onde as frequências relacionadas ao mancal direito 6000zz (especificado no capítulo 3 desta Tese) foram identificadas por **1** (ex: FTF1), já as relacionadas ao mancal esquerdo 61803RS (especificado no capítulo 3 desta Tese) por **2** (ex: FTF2).



**Tabela 20** – Principais frequências identificadas nos espectros de DEP

FREQUENCIA (Hz)		FREQUÊNCIAS
MANCAIS FIXOS	MANCAIS LIVRES	CARACTERÍSTICAS DOS ROLAMENTOS
27	27	<b>1x RPM</b>
37	37	4x FTF1
54	54	<b>2x RPM</b>
107	107	9x FTF2/ <b>4x RPM</b>
267	267	<b>10x RPM</b>
294	294	<b>11x RPM</b>
321	321	<b>12x RPM/5x BPFO1</b>
449	449	7x BPFO1
550	550	14 x BSF1
663	663	3x BPF12
688	688	<b>26x RPM</b>
<b>881</b>	<b>881</b>	
890	890	5x BPFO2
<b>900</b>	<b>900</b>	
906		14x BPFO1
<b>925</b>		

Os picos destacados em amarelo na Tabela 20 não estavam relacionados a fenômenos ocorrendo nos mancais nem a frequência de rotação da haste.

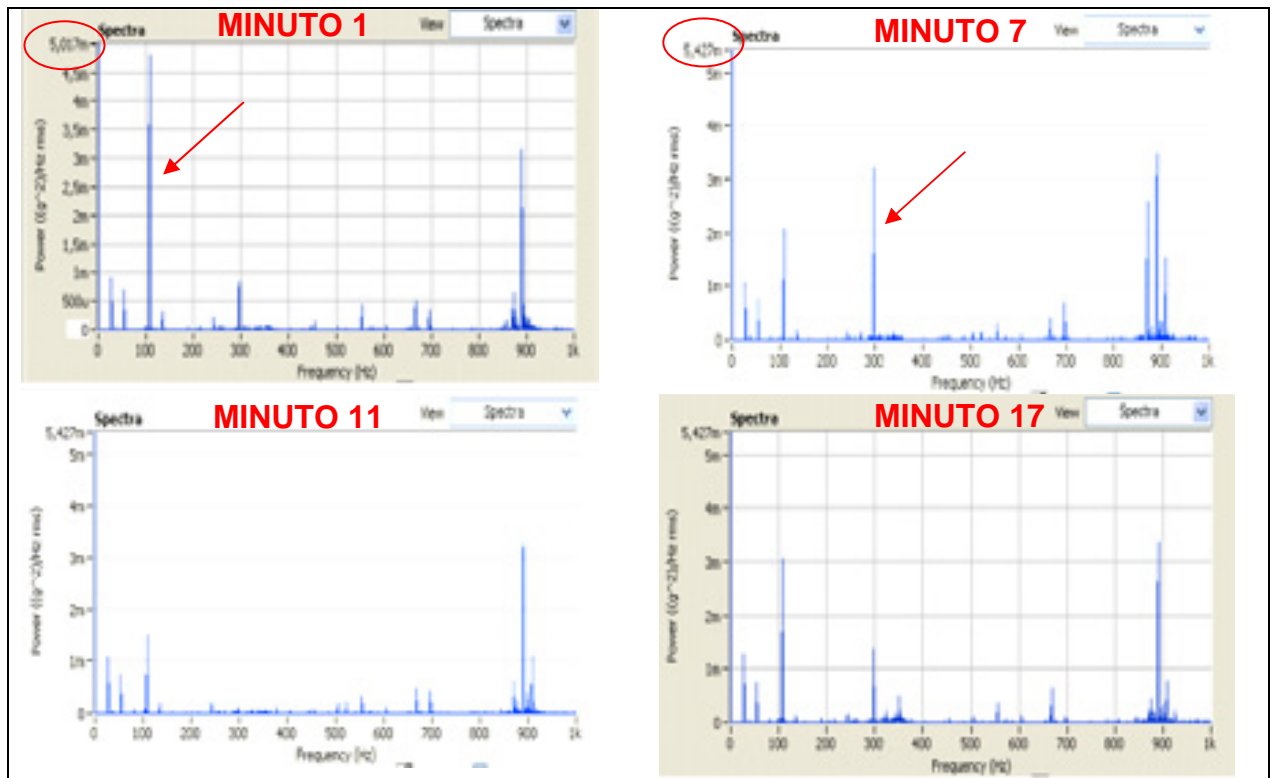
O Pico observado na frequência de 27 Hz refere-se à rotação do contracorpo e de acordo com a literatura ele está associado ao desbalanceamento do eixo.

A haste H4 apresentou maior densidade de picos em relação à haste H7. Este resultado pode estar relacionado à diferença de desvio de batida radial. Conforme destacado nas Figuras 39 e 40, a haste H4 apresentava maiores desvios em relação a H7.

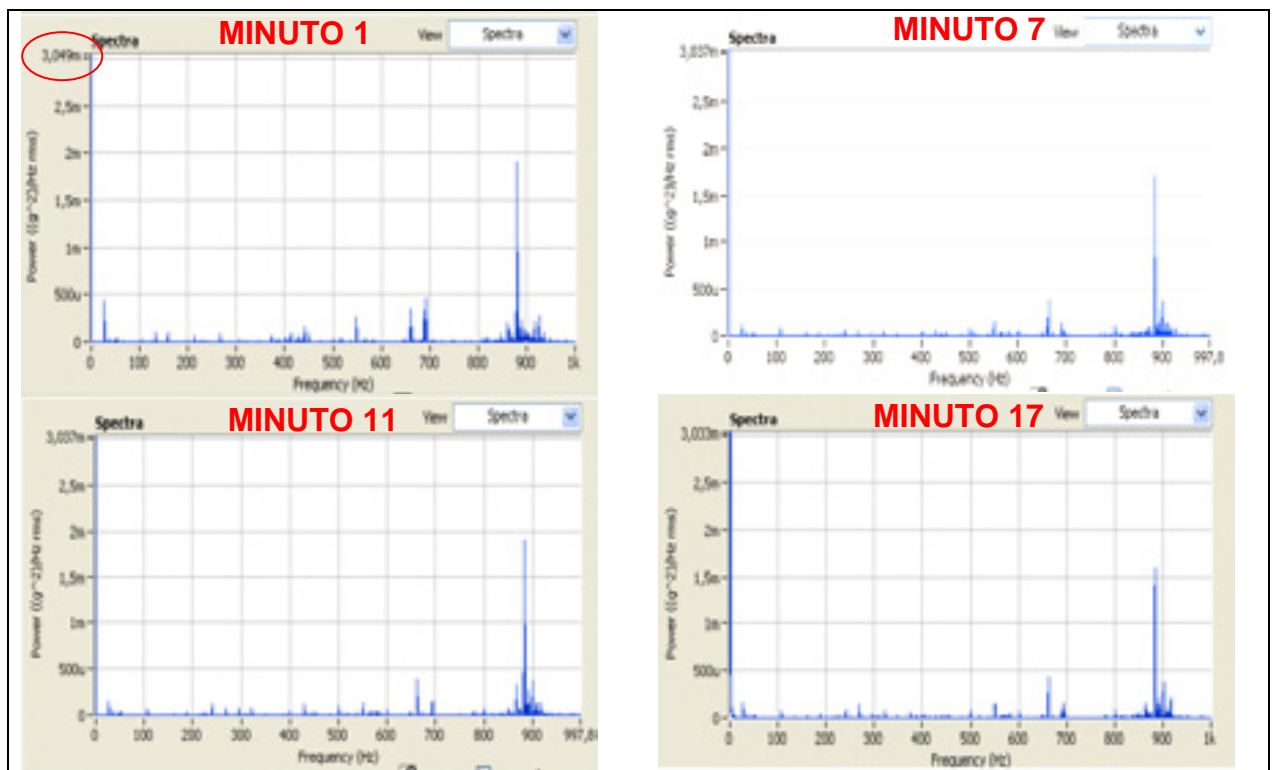
Um pico em 400 Hz foi observado apenas nos espectros da haste H4. Essa frequência corresponde a 15x RPM. Além disso, os picos em 347 e 374 Hz estavam frequentes apenas na haste H4 com mancais fixos.

Os picos considerados de alta frequência, 881, 900 e 925 Hz não estão associados a fenômenos nos mancais.

Os gráficos de Densidade Espectral de Potência da aceleração obtidos nos ensaios no segmento S1 são apresentados nos Quadros 3 e 4. Apesar de ter sido coletado um espectro a cada minuto de ensaio, totalizando dezessete espectros para cada segmento cilíndrico ensaiado, optou-se por mostrar apenas quatro espectros de cada ensaio, assumindo-se que os mesmos eram representativos do todo (os espectros dos demais segmentos cilíndricos estão apresentados no Apêndice A).



**Quadro 3** – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S1

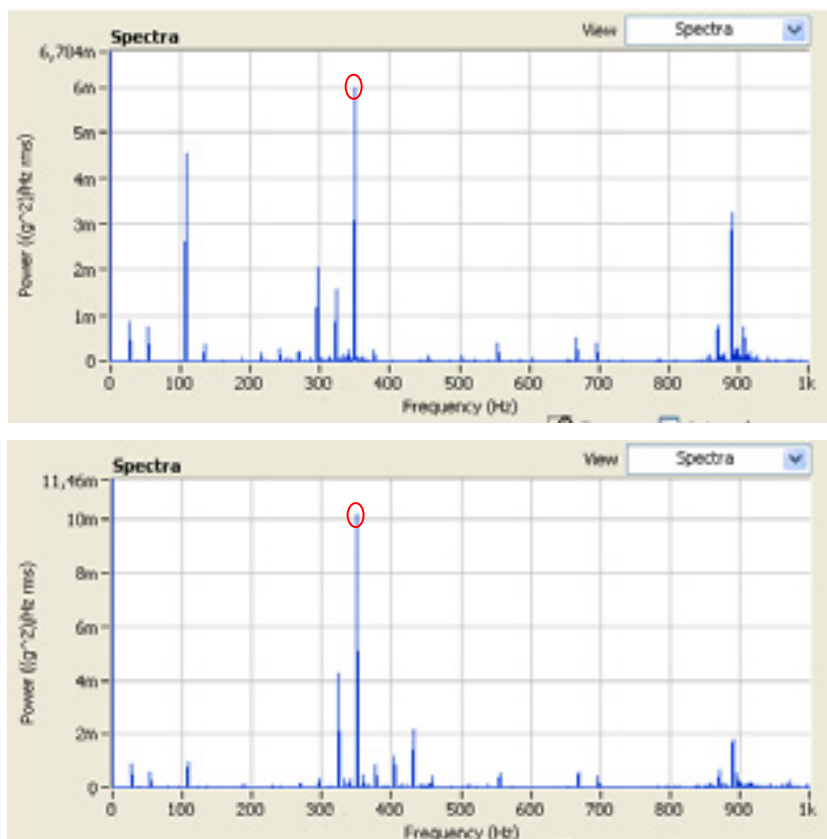


**Quadro 4** – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S1

A comparação entre os espectros de DEP da aceleração apresentados no Quadros 3 e 4 e os espectros do sistema sem carregamento indica a permanência dos picos apresentados na Tabela 20, porém observa-se que houve um aumento na intensidade dos

mesmos, como frisado por um círculo na ordenada dos gráficos. Os picos que sofreram maior alteração em sua magnitude em função do carregamento do ensaio foram: 27, 54, 107, 294, 881 e 890 Hz.

Na Figura 47 são apresentados dois espectros de DEP das hastes H7 e H8 que correspondem ao ensaio e sua repetição com PEEK, mancais fixos, no segmento S1. O objetivo é enfatizar os picos destacados na frequência de 347 Hz.



**Figura 47** – Espectro de DEP das hastes (a)H7 e (b)H8, ensaio e repetição com PEEK e mancais fixos em S1

Observa-se que na haste H7 o pico atingiu a intensidade de  $6 \text{ mg}^2/\text{Hz}$  e na haste H8, de  $10 \text{ mg}^2/\text{Hz}$  na frequência de 350 Hz. Essas magnitudes são superiores as apresentadas nos Quadros 3 e 4 e foram identificadas em valores consideráveis apenas para os ensaios com este material e esta condição de mancais (PEEK e mancais fixos). Nos ensaios com as demais hastes foram identificados apenas pequenos traços, nesta frequência, que podem ser desconsiderados.

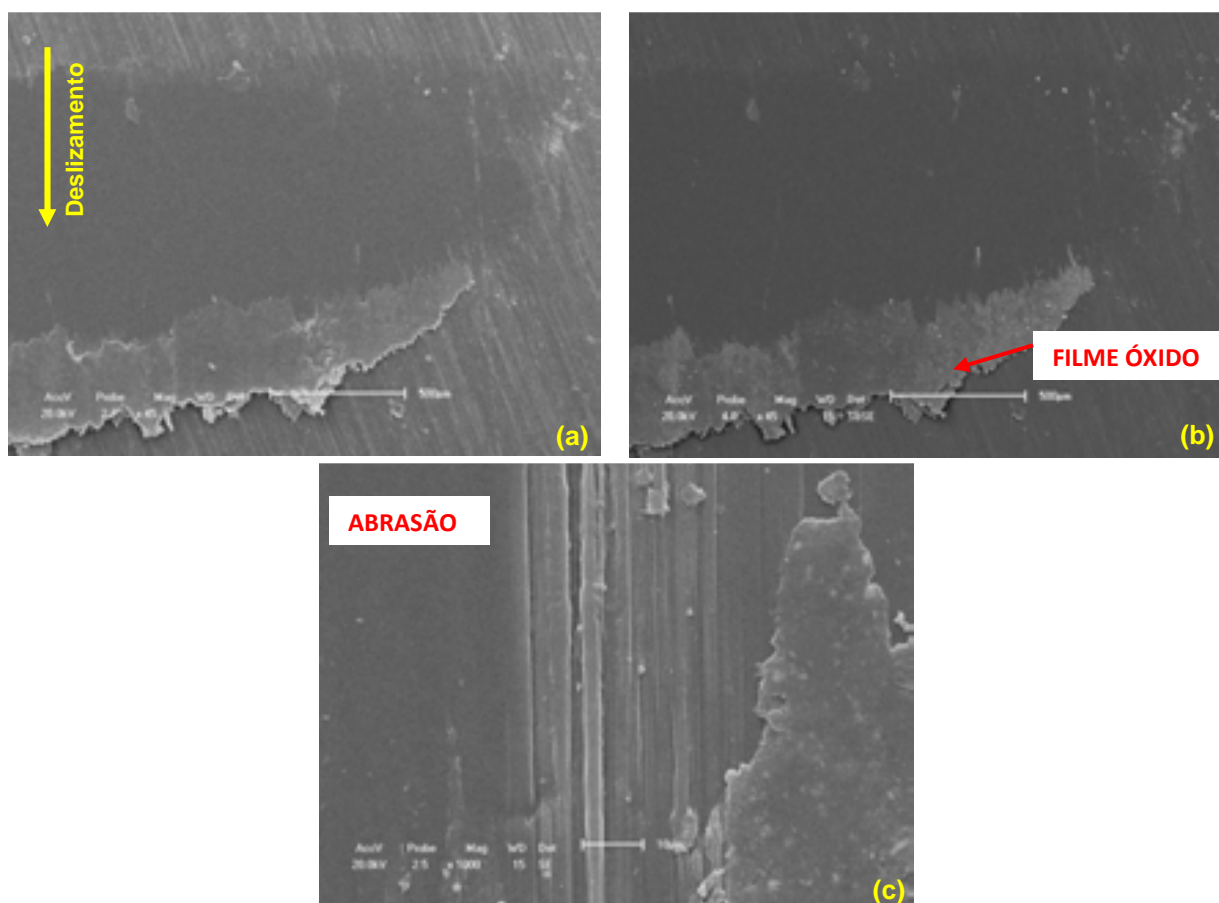
*Este resultado sugere a associação desta frequência a um fenômeno ocorrendo na interface de contato PEEK - aço na condição de mancais fixos.*

### 4.2.1.3 Superfícies de desgaste

Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi realizada nas superfícies de desgaste dos corpos-de-prova de PEEK após os ensaios tribológicos. As características das superfícies desgastadas e os mecanismos de desgaste evidenciados são apresentados.

#### Mancais Fixos

Na Figura 48 são apresentadas imagens da zona de contato do PEEK após ensaiar contra o aço AISI 4140 no segmento S1. Observa-se que esta região é caracterizada por um alisamento da superfície que resulta na remoção dos riscos oriundos da etapa de lixamento na preparação dos corpos-de-prova.

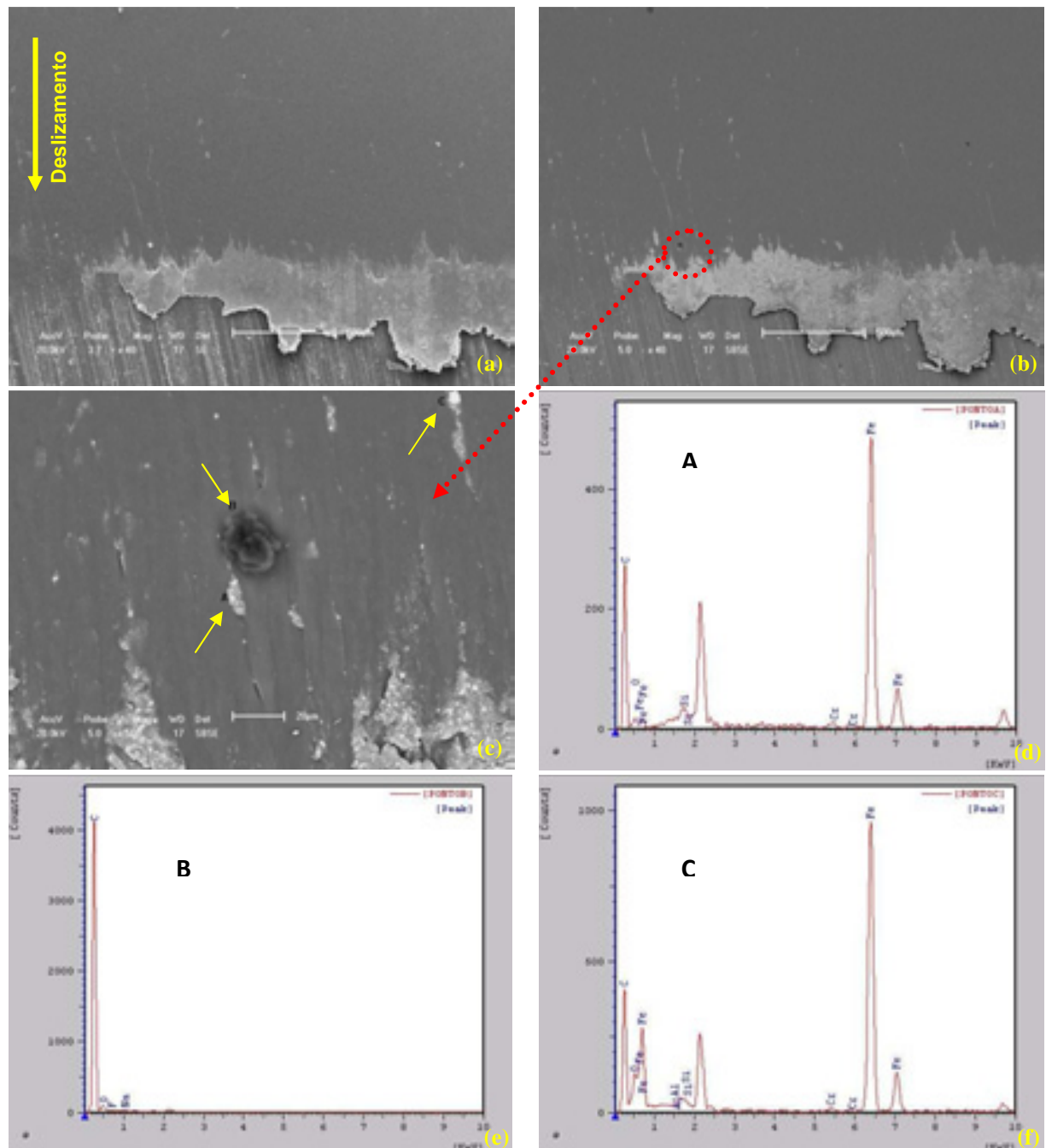


**Figura 48** – MEV da superfície desgastada do PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S1 com Mancais Fixos (a) detector de elétrons secundários-SE (b) detector de elétrons retroespalhados-BSE na lateral direita da zona de contato (a seta indica a direção e sentido do deslizamento)

Observa-se que na saída da zona de contato há um acúmulo de material, ou seja, formação de proa, que através da análise por detector de elétrons retroespalhados (BSE) apresenta-se toda em coloração mais clara que a matriz de PEEK, como um filme, indicando a presença de outros elementos químicos mais pesados (ex: Fe, Cr,...), que

não os deste polímero. Riscos abrasivos na direção do deslizamento são também evidenciados, provocados pelas asperezas do contracorpo. Tais riscos caracterizam a abrasão a dois corpos.

Na Figura 49 são apresentadas imagens de MEV e microanálises EDS das superfícies de desgaste do PEEK após ensaio no segmento S2.

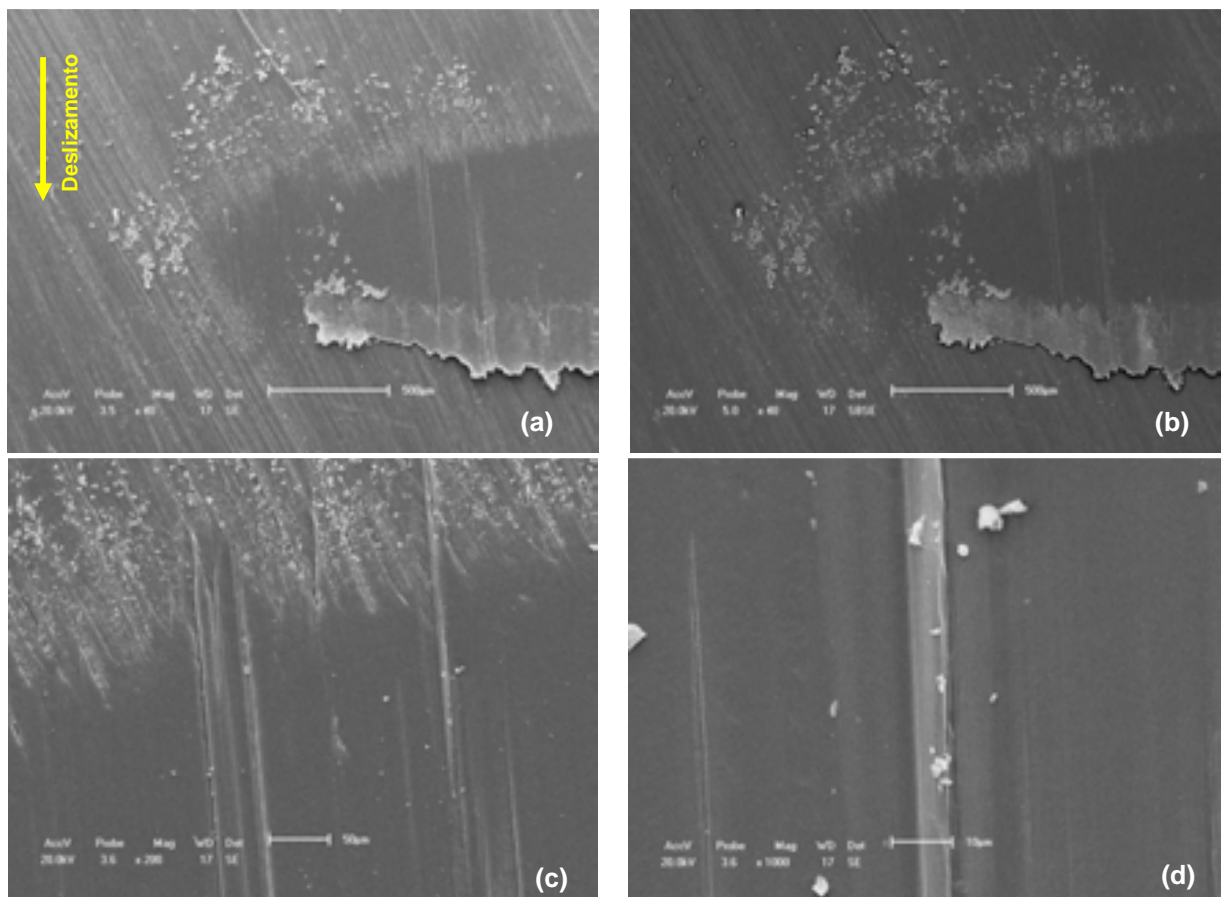


**Figura 49** – (a) detector SE (b) detector BSE da imagem MEV da proa formada na superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S2 com Mancais Fixos (c) imagem MEV e (d), (e), (f) microanálises das regiões A, B e C, respectivamente

Mais uma vez observa-se na saída da zona de contato um acúmulo de material, ou seja, formação de proa. Na ampliação da região demarcada em vermelho são destacados

três pontos, A, B, e C, onde foram feitas microanálises por EDS. As regiões A e C são caracterizadas pela presença de ferro, cromo, carbono e oxigênio, indicando que a coloração mais clara é indício de óxido de ferro e de cromo. O resultado sugere a ocorrência de reação triboquímica entre corpo e contracorpo.

Imagens da superfície de desgaste do PEEK após ensaiar no segmento S3 são apresentadas na Figura 50.

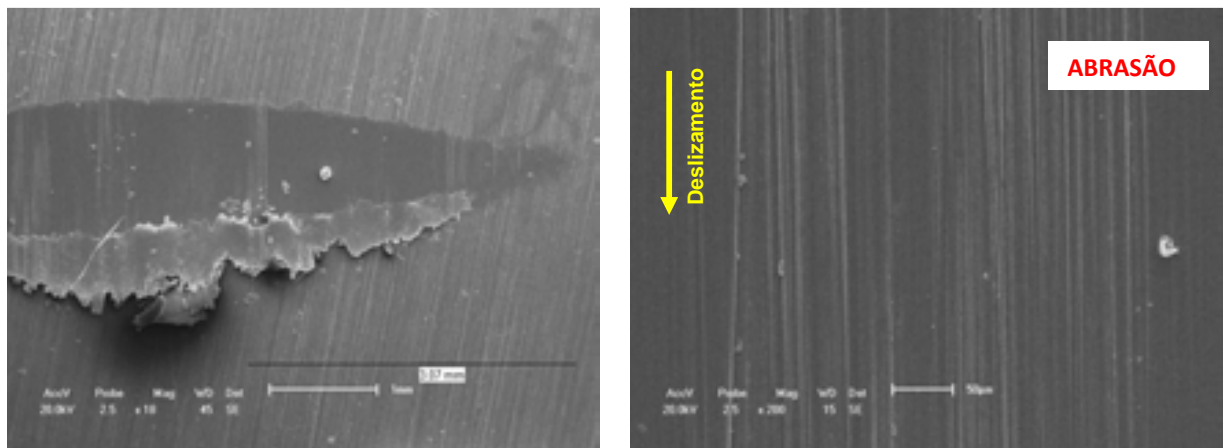


**Figura 50** – MEV da superfície desgastada do PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S3 com Mancais Fixos (a) detector SE (b) detector BSE na lateral direita da zona de contato (a seta indica a direção e sentido do deslizamento)

A vista da lateral esquerda da zona de contato (Figura 50(a) e (b)) mostra grande presença de partículas de óxido de ferro em volta da periferia do contato e dentro da trilha de desgaste. Além disso, observa-se o filme de óxido na proa de desgaste.

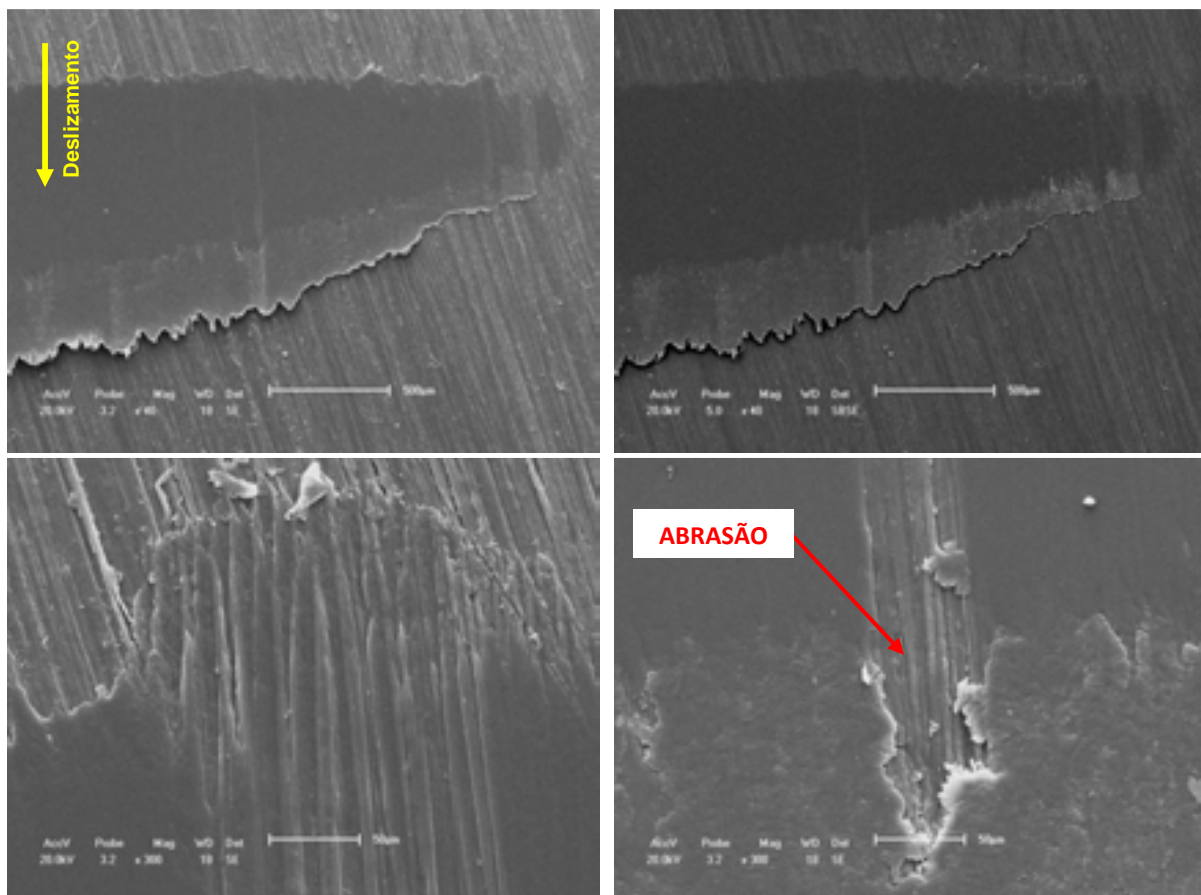
Riscos abrasivos são destacados nas Figuras 50(c) e (d), provavelmente decorrentes da passagem das asperezas do contracorpo.

A superfície de desgaste do PEEK ensaiado no segmento S4 é marcada pela intensa presença de riscos abrasivos (Figura 51) e a presença de uma proa na forma de lâmina.

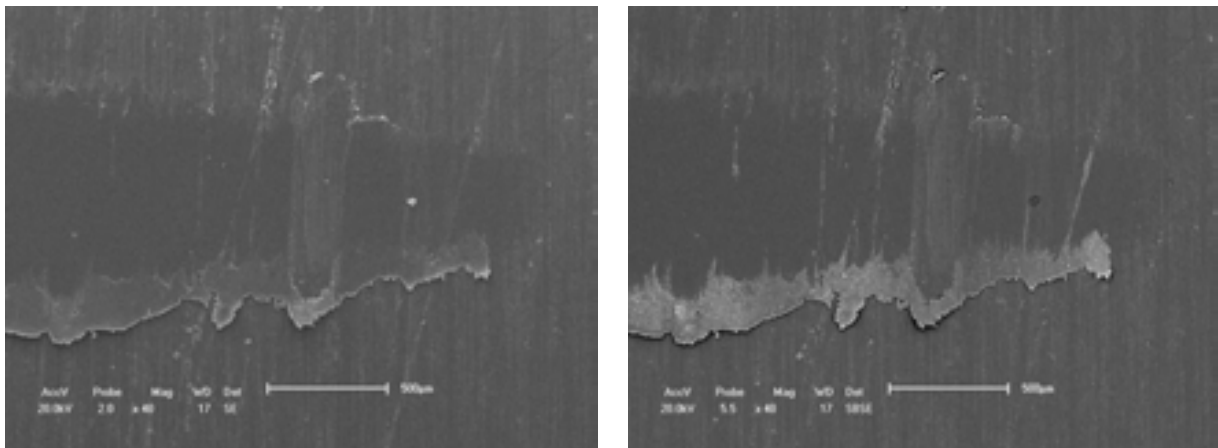


**Figura 51** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S4 com Mancais Fixos

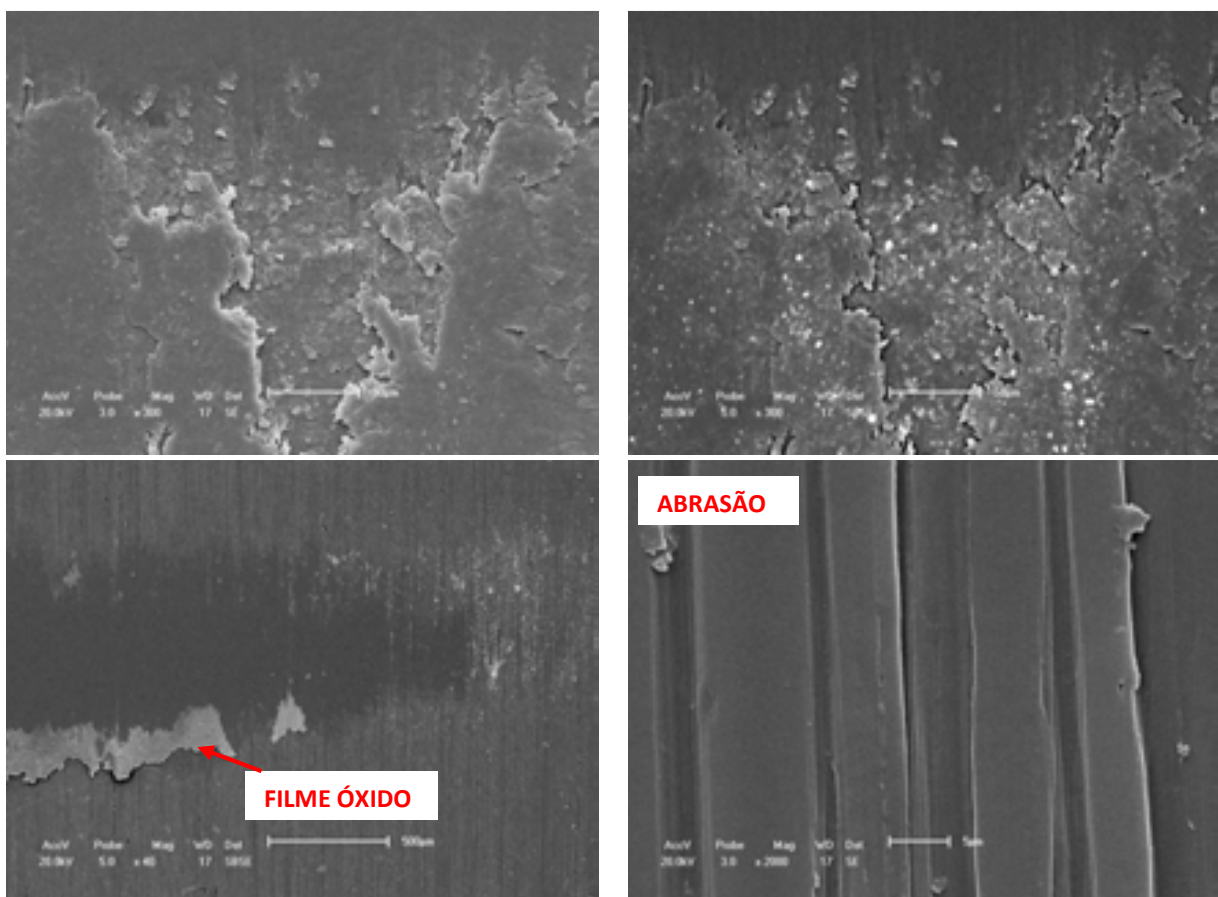
Nas Figuras 52, 53 e 54 são apresentadas imagens de MEV da superfície de desgaste do PEEK após ensaiar nos segmentos S5, S6 e S7. Todas destacam a presença de filme e partículas de oxido, assim como a formação de proa e os riscos abrasivos na direção do deslizamento. Isto caracteriza estes como os principais mecanismos de desgaste evidenciados no PEEK na condição de mancais fixos.



**Figura 52** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S5 com Mancais Fixos



**Figura 53** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S6 com Mancais Fixos



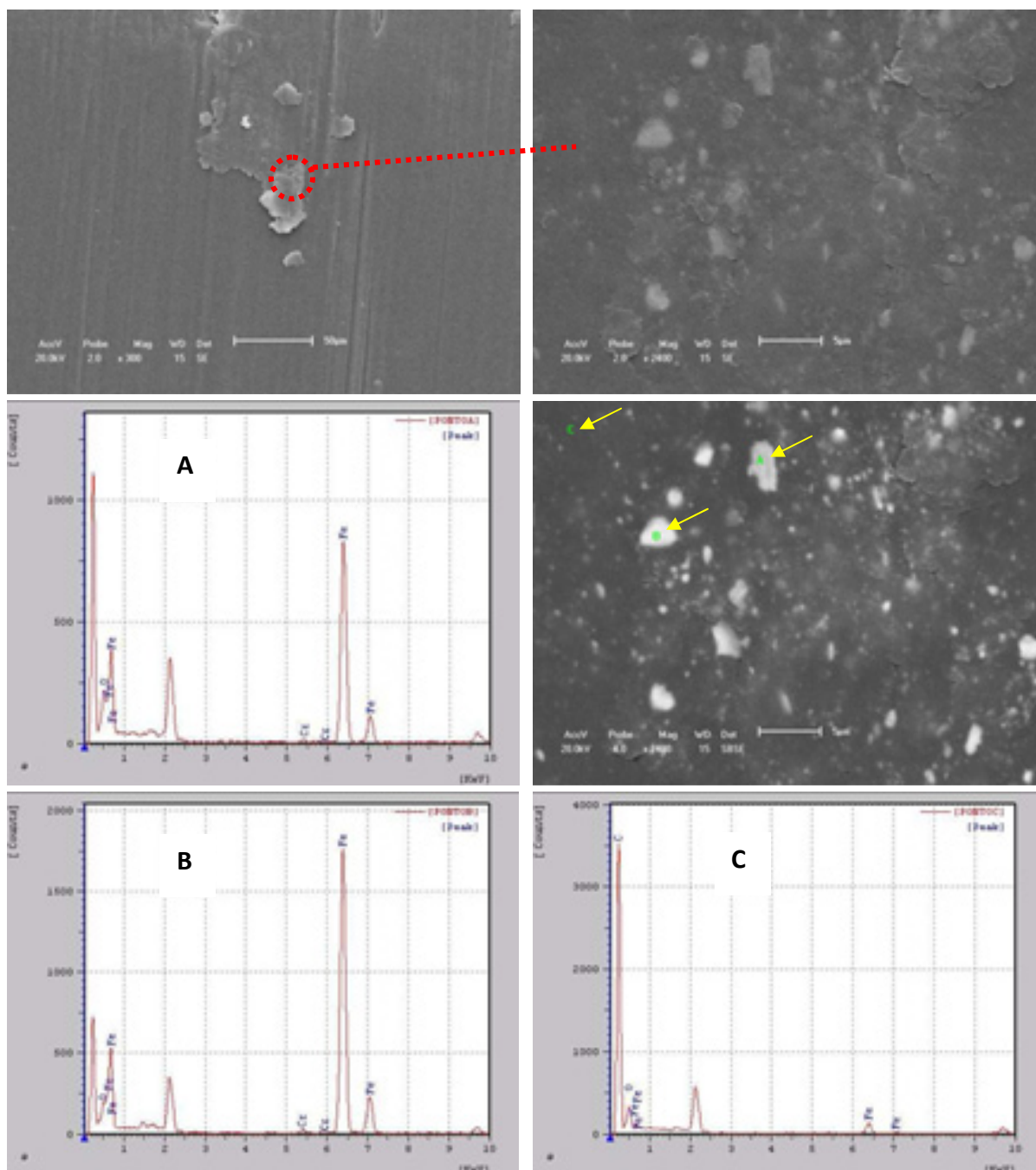
**Figura 54** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S7 com Mancais Fixos

### Mancais Livres

Na Figura 55 são apresentadas imagens de MEV da superfície de desgaste do PEEK após ensaio com mancais livres no segmento S1. Observa-se parte de material sobreposto na pista, possivelmente material que se desgarrou e voltou à zona de contato sendo “laminado” pela passagem do contracorpo. Na ampliação da região destacada em

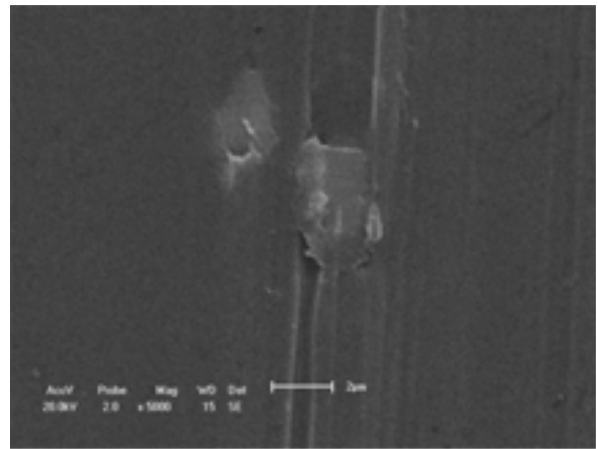
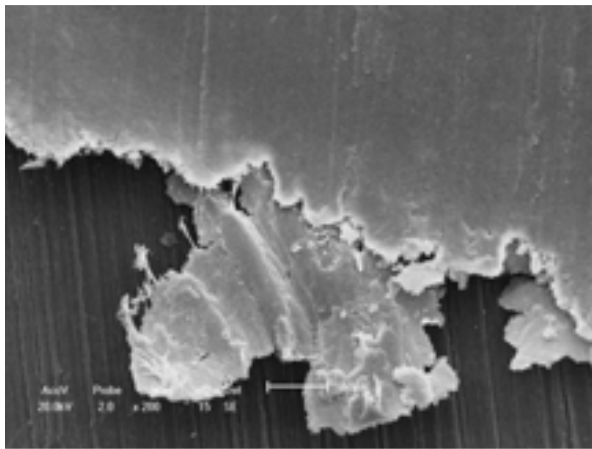


vermelho nota-se a presença de partículas, que através da utilização do detector de elétrons retroespalhados (BSE) apresenta-se em coloração mais clara que a matriz. Três regiões foram selecionadas para microanálise por EDS, chamadas de A, B e C. As regiões A e B caracterizam-se pela presença de um pico de ferro (Fe) de grande intensidade e de oxigênio (O), além de traços de cromo (Cr). O ferro e o cromo são oriundos do contracorpo de aço liga AISI 4140 que, juntamente com o oxigênio, formaram partículas de óxido.

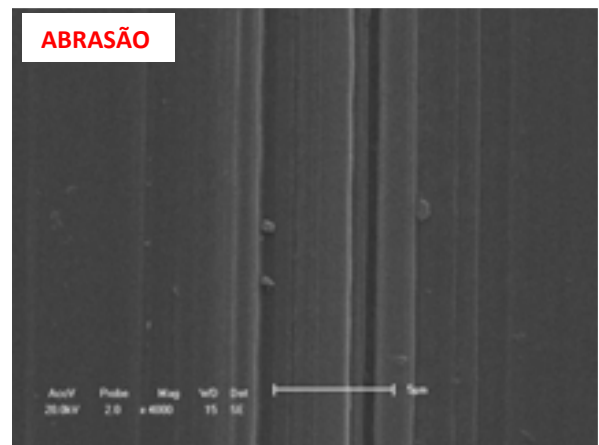
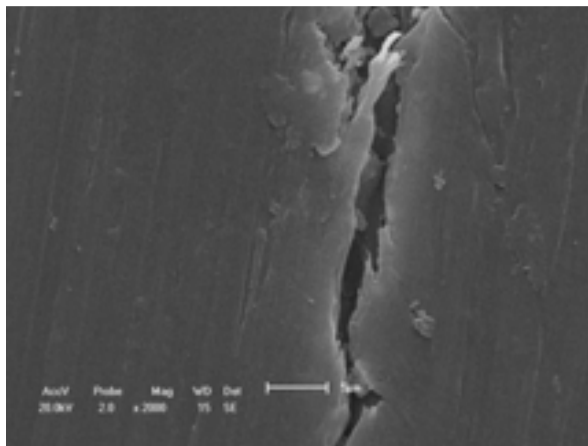


**Figura 55** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S1 com Mancais Livres

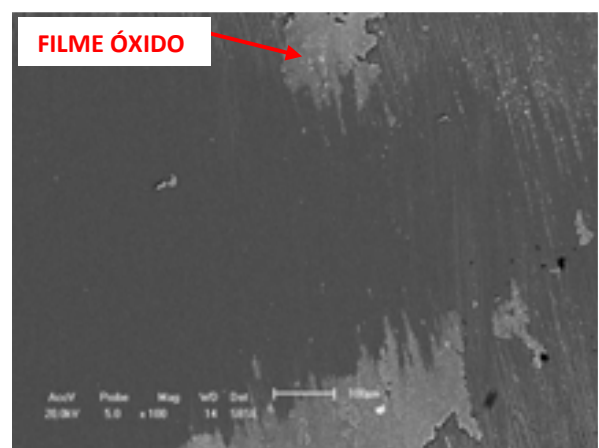
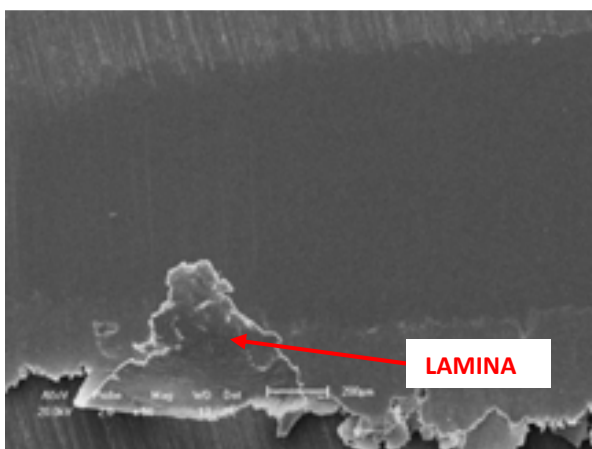
Nas Figuras 56, 57 e 58 são apresentadas imagens de MEV das superfícies de desgaste do PEEK após ensaiar nos segmentos S2, S3 e S4.



**Figura 56** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S2 com Mancais Livres



**Figura 57** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S3 com Mancais Livres



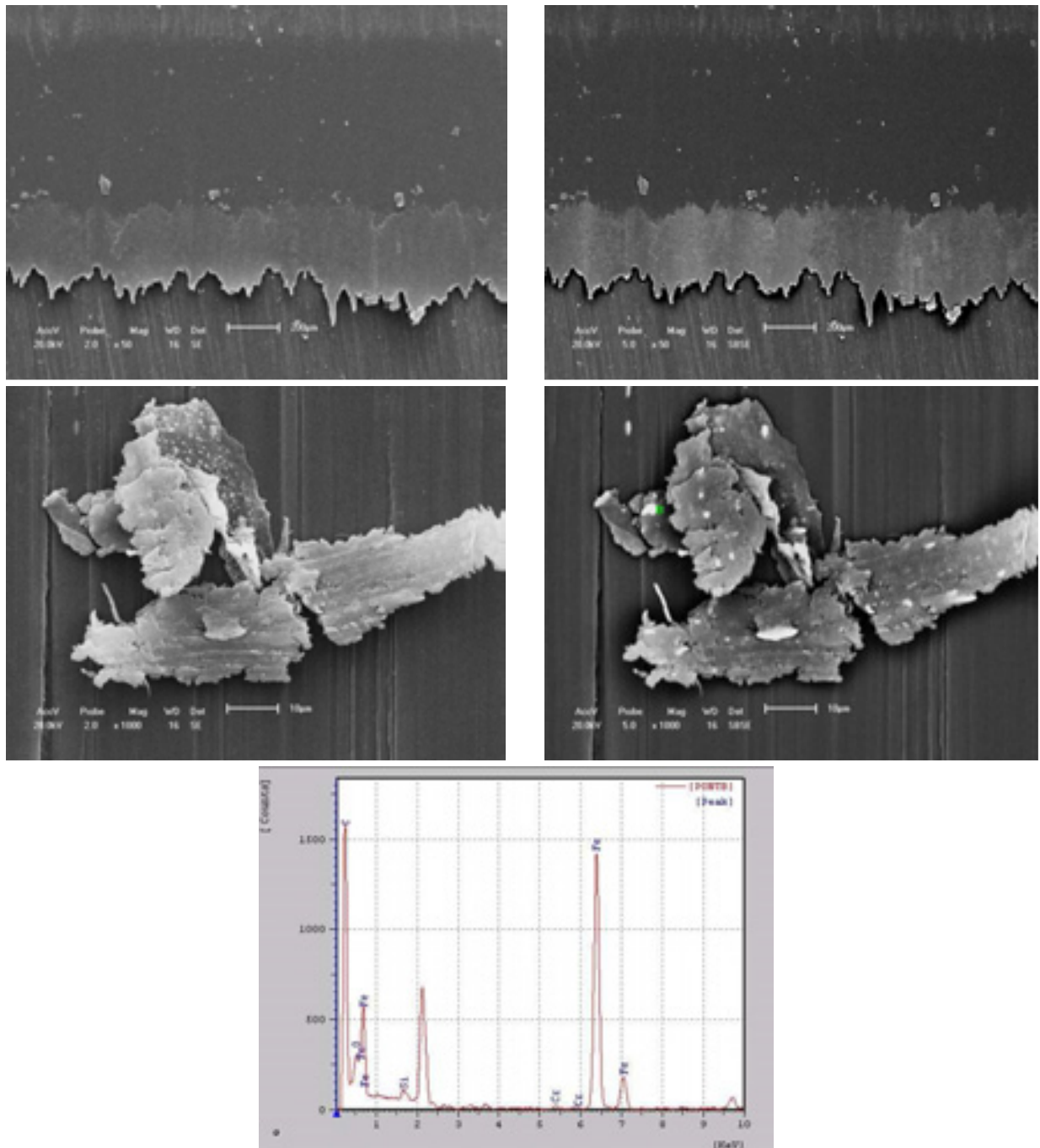
**Figura 58** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S4 com Mancais Livres

Destacam-se, mais uma vez, riscos abrasivos na direção do deslizamento, possivelmente originados pela passagem das asperezas do contracorpo, além de formação de filme óxido na saída da zona de contato, resultado de reações triboquímicas, e presença de laminas de desgaste, ou seja, delaminação. Suh (1973) levantou duas hipóteses para modelar o processo de desgaste por delaminação, como mencionado por Lima da Silva *et al.* (2007). Na primeira hipótese, ele assumiu que em alguma fração do contato das asperezas pode haver uma forte junção que faz com que o material cisalhe até que uma lamina se forme. Na segunda hipótese, ele menciona que a lamina de desgaste se forma através de um processo cumulativo que resulta no material sendo cisalhado em pequena quantidade a cada passagem de aspereza. Assim, a criação de uma lâmina de desgaste ocorre após um grande número de passagens das asperezas do contracorpo. A lâmina em destaque na Figura 58 sugere a ocorrência da primeira hipótese levantada por Suh. Porém, as imagens conduzem a reflexão da possibilidade dos dois fenômenos terem ocorrido simultaneamente, forte junção e processo cumulativo.

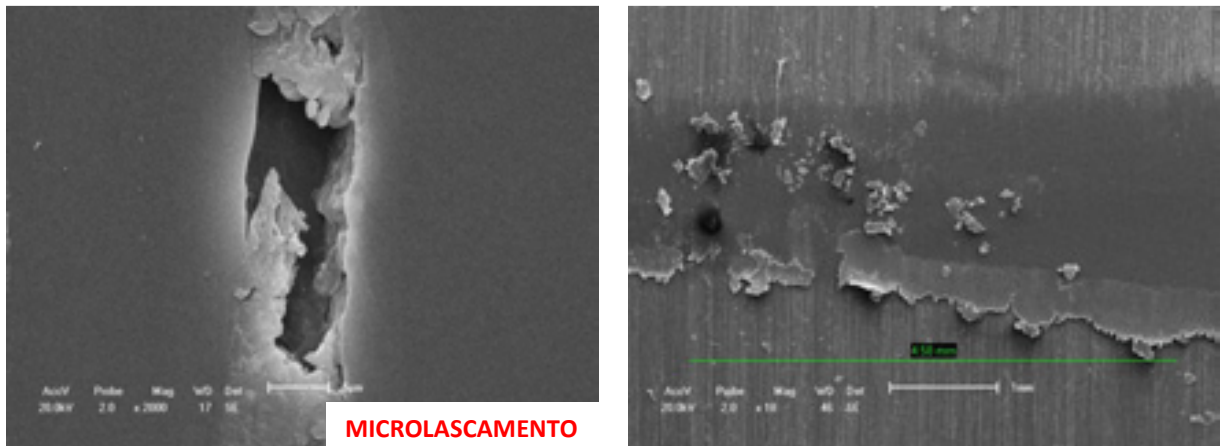
As imagens referentes às superfícies de desgaste do PEEK após os ensaios nos segmentos S5, S6 e S7 são mostradas nas Figuras 59 e 60. Estas destacam os mecanismos de desgaste por abrasão com formação de proa, formação de filme óxido e presença de partículas de óxido de ferro.

Levanta-se a suspeita de ter ocorrido o mecanismo de microlascamento (“spalling”). Este mecanismo de desgaste foi identificado por Medeiros (2002) estudando o desgaste de aço AISI 52100 na configuração disco-disco. Segundo ele, os ciclos termomecânicos subsequentes de deformações plásticas e encruamento induzem a nucleação e propagação de trincas subsuperficiais, estas se propagam até a superfície e promovem o destacamento do material resultando na formação de crateras microscópicas (Figura 60a).

O deslocamento axial do contracorpo, devido à liberdade dos mancais, pode ter provocado a fragmentação do filme óxido formado na zona de saída do contato, já que este possui natureza frágil (Figura 60b).



**Figura 59** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em S5 com Mancais Livres

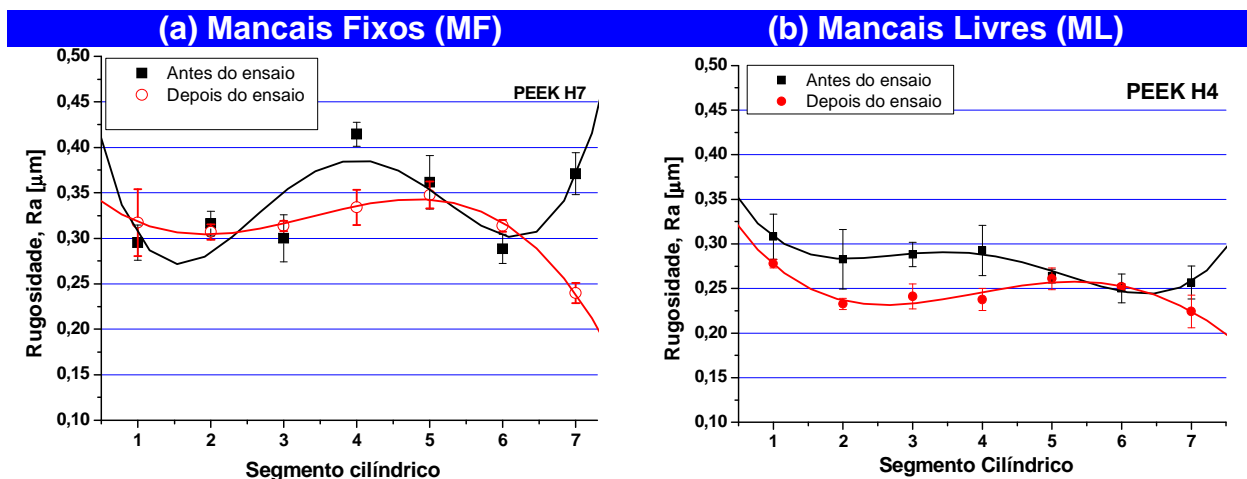


**Figura 60** – MEV da superfície desgastada de PEEK após o ensaio contra AISI 4140 em (a) S6 e (b) S7, com Mancais Livres

#### 4.2.1.4 Rugosidade

Os resultados de rugosidade Ra dos contracorpos metálicos medidos antes e após os ensaios para pares PEEK-AISI 4140 nas condições MF e ML são apresentados na Figura 61.

Observa-se que após os ensaios a rugosidade Ra ou não sofreu alteração ou foi menor que antes do ensaio, com exceção dos segmentos S1 e S6 com mancais fixos. Esse resultado pode estar associado à deformação das pontas das asperezas em função do deslizamento. Este comportamento sugere um processo de polimento do polímero sobre o metal.

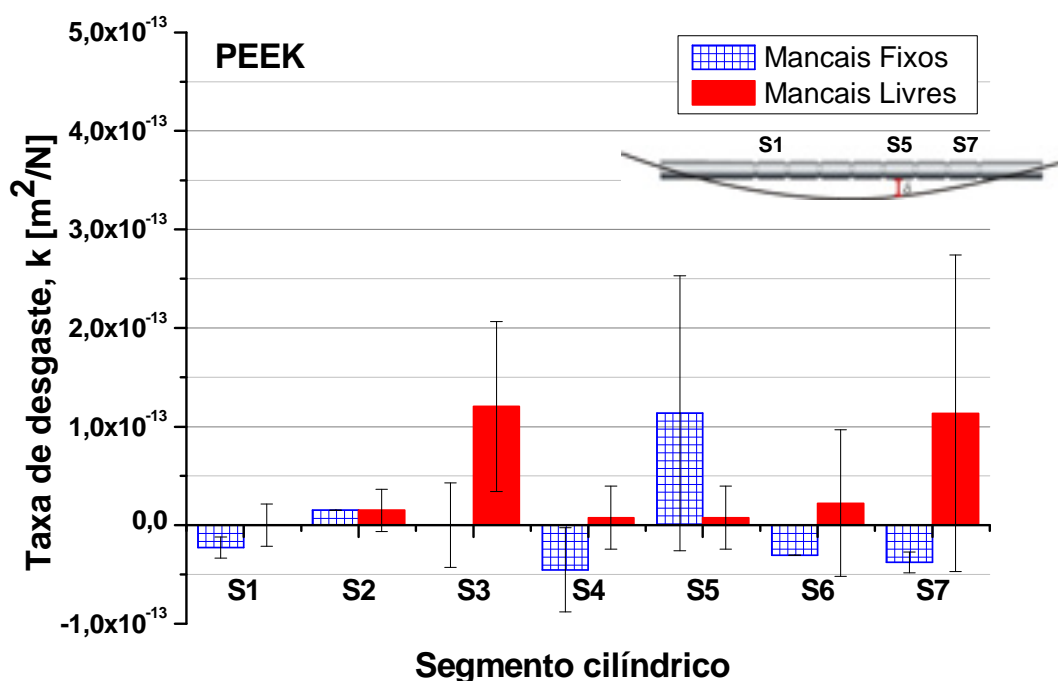


**Figura 61** – Rugosidade Ra dos contracorpos antes e após os ensaios com PEEK-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

#### 4.2.1.5 Taxa de desgaste

Na Figura 62 são apresentadas as taxas de desgaste do PEEK obtidas através da variação de massa dos corpos-de-prova após os ensaios de deslizamento com mancais fixos e livres.

Observa-se que este material apresentou valores positivos e negativos de taxa de desgaste, além disso, grande dispersão. Este resultado está associado à formação de filme de óxido de ferro e à presença de partículas de óxido de ferro como evidenciado nas imagens de MEV deste material. Como a taxa de desgaste foi calculada através da variação de massa a presença dos óxidos mascarou o resultado por apresentar um acréscimo no peso dos corpos-de-prova após os ensaios.



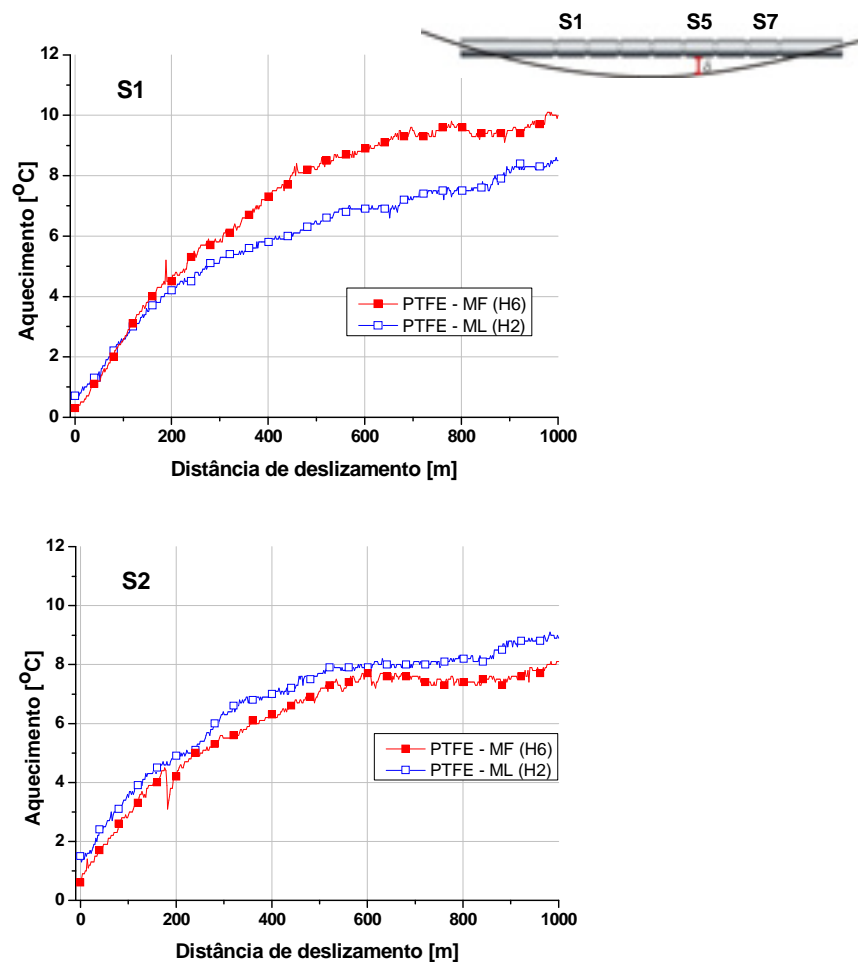
**Figura 62** – Taxa de desgaste do PEEK após ensaiar contra o aço AISI 4140 com Mancais fixos e Mancais livres

#### 4.2.2 PTFE

##### 4.2.2.1 Aquecimento do sistema

O Aquecimento do Sistema no decorrer dos ensaios é apresentado através da diferença de temperatura (temperatura de contato menos temperatura ambiente) em função da distância de deslizamento e da condição dos mancais, conforme visualizado na Figura 63 para o PTFE.

Observa-se que o aquecimento do sistema para este polímero permaneceu dentro da faixa entre 6 e 10 °C, da mesma forma que para o PEEK. Além disso, nota-se que as curvas apresentaram, ao longo dos ensaios, três derivadas com tendências decrescentes.



**Figura 63** – Aquecimento do sistema em função da distância de deslizamento para os dois polímeros nas condições de mancais fixos (MF) e mancais livres (ML) nos sete segmentos

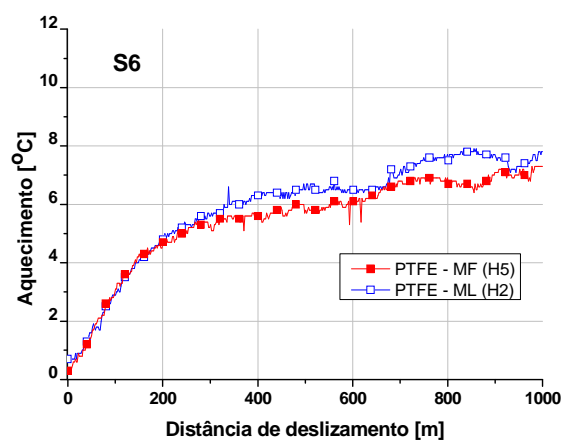
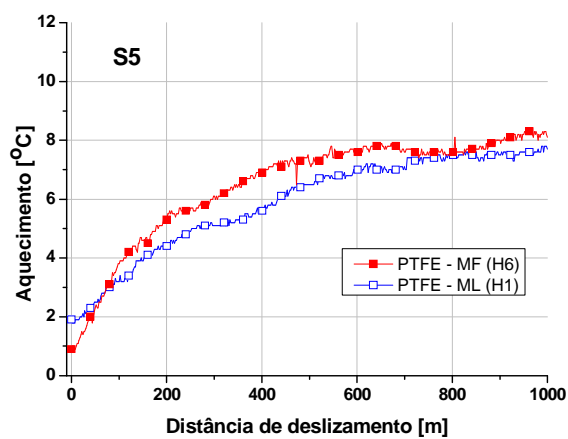
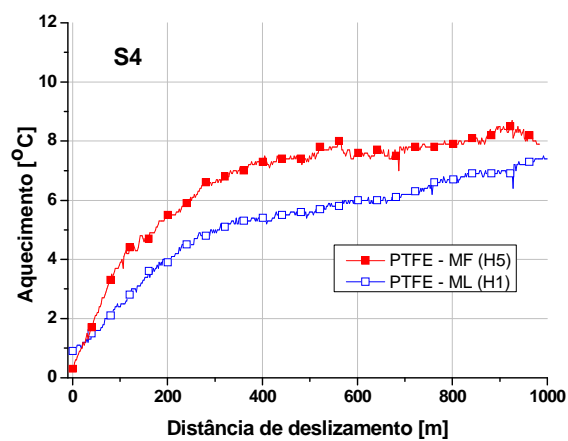
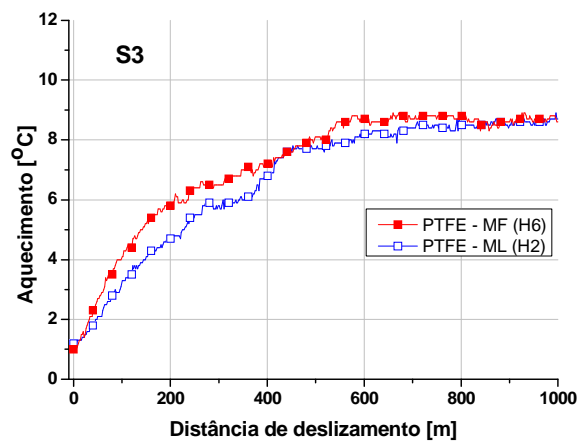
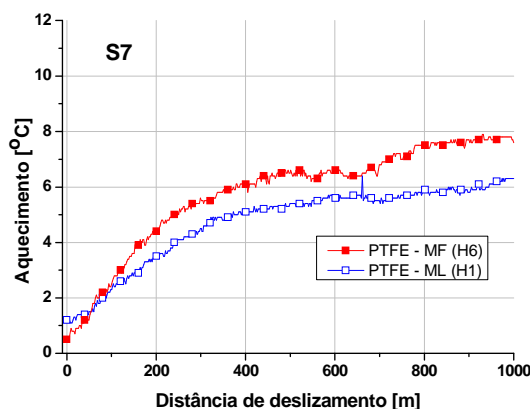


Figura 63 – Continuação



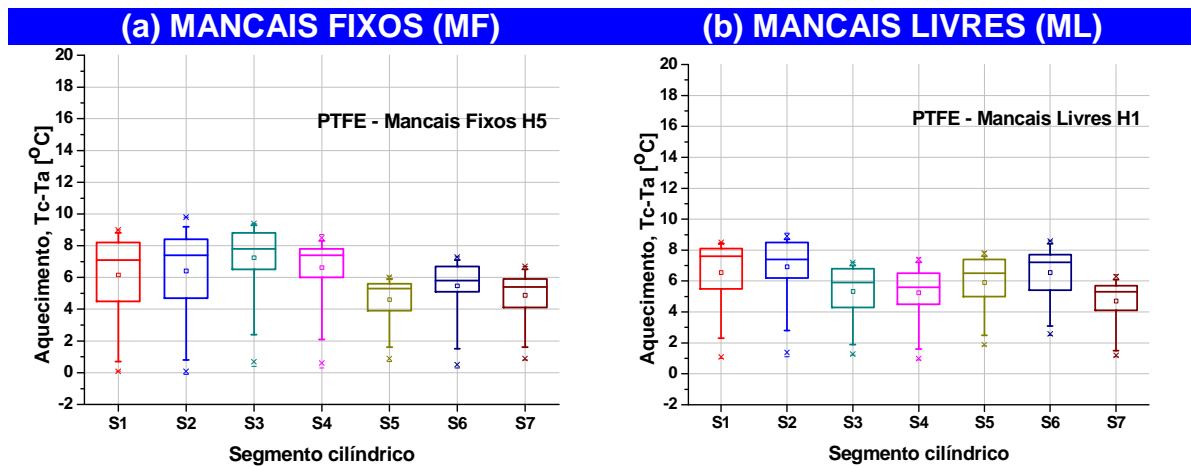


**Figura 63** – Continuação

O PTFE é conhecido como autolubrificante, tal característica se origina da sua estrutura molecular com cadeias lineares unidas por ligações de van der Waals que por sua natureza fraca conferem ao polímero baixa resistência ao cisalhamento. Além disso, os átomos de flúor envolvem as cadeias dificultando a interação entre as mesmas. Desta forma, a ruptura da união entre as mesma é facilitada e durante o ensaio filmes de PTFE se formam e depositam-se na interface do contato evitando a interação entre o polímero e as asperezas do metal, assim, o aquecimento do sistema é reduzido.

Nota-se que com o PTFE não há flutuações acentuadas no aquecimento do sistema quando na condição de mancais livres (Figura 63), como foi verificado com o PEEK (Figura 41). Este comportamento, possivelmente, está associado ao relativamente alto coeficiente de perda ( $\tan \delta = 0,115$ ) daquele polímero, que resultou em amortecimento da vibração do sistema e, por conseguinte em menores flutuações térmicas.

Na Figura 64 são mostrados os gráficos de Aquecimento do Sistema em Box obtidos nos ensaios com PTFE-AISI 4140 para os sete segmentos nas condições MF e ML. Observa-se que há uma tendência de comportamento senoidal em função da posição ao longo do eixo metálico, o que sugere um estudo detalhado para modelagem deste comportamento, porém, destaca-se, mais uma vez, que este estudo foge ao escopo desta Tese.



**Figura 64** – Aquecimento do Sistema nos ensaios com o par PTFE-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

#### 4.2.2.2 Medidas de Vibração

##### *Deslocamento Máximo do contracorpo*

Os resultados de deslocamento máximo, em valores pico-a-pico, para os ensaios com o PTFE são apresentados nas Tabelas 21 e 22. Vale ressaltar, mais uma vez, que este deslocamento é em relação ao mancal, já o deslocamento no contato é função do desbalanceamento do eixo.

**Tabela 21** – Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PTFE e mancais fixos

Distância de deslocamento [m]	HASTE 6 – PTFE – MANCAIS FIXOS						
	Deslocamento Máximo [ $\mu\text{m}$ ]						
	S1	S2	S3	S4	S5	S6	S7
2	24	23	24	20	18	24	27
120	24	24	26	25	21	24	24
240	23	21	24	27	22	23	27
360	24	22	25	27	24	25	26
480	23	21	25	26	23	25	25
600	21	24	25	25	21	22	25
720	18	24	21	25	22	20	25
840	18	21	22	26	24	23	25
960	17	20	22	23	23	21	26

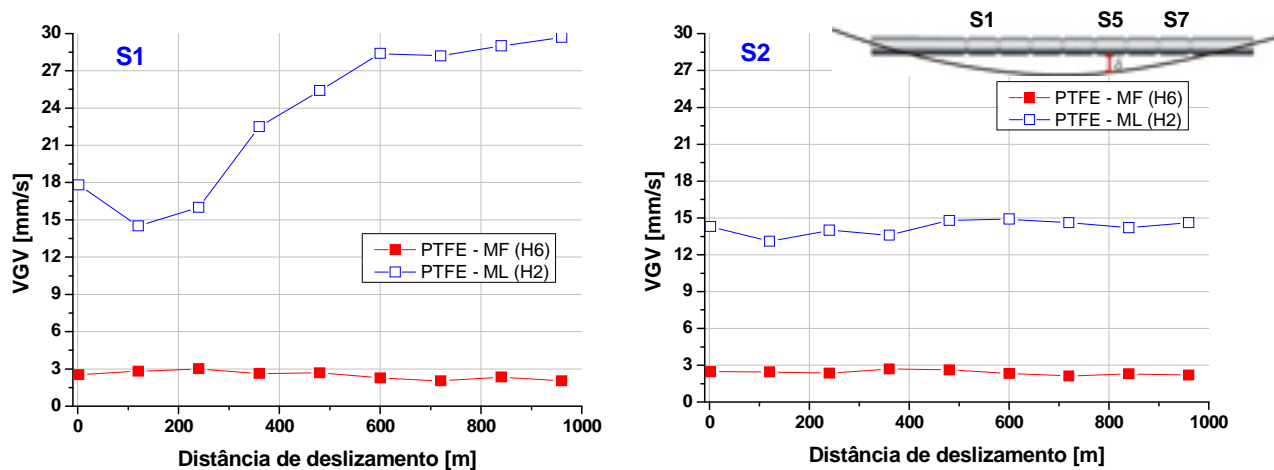
**Tabela 22** – Deslocamento máximo do contracorpo no ensaio com PTFE e mancais livres

Distância de deslizamento [m]	HASTE 2 – PTFE – MANCAIS LIVRES						
	Deslocamento Máximo [ $\mu\text{m}$ ]						
	S1	S2	S3	S4	S5	S6	S7
2	300	314	194	107	233	110	291
120	270	271	269	111	204	108	296
240	272	301	191	115	236	163	300
360	413	271	301	122	257	173	298
480	450	315	227	116	212	208	307
600	485	292	293	119	242	209	306
720	481	324	291	108	224	207	292
840	491	301	288	124	236	200	294
960	505	230	298	114	172	190	309

Observa-se que a diferença de deslocamento entre mancais fixos e livres foi de uma ordem de grandeza.

### Velocidade Global de Vibração (VGV)

Na Figura 65 são apresentados os dados de VGV referentes aos ensaios com pares PTFE-AISI 4140 nas condições de mancais fixos e livres. Os dados em Box são mostrados na Figura 66.



**Figura 65** – VGV dos ensaios com PEEK-AISI 4140 com mancais fixos e livres

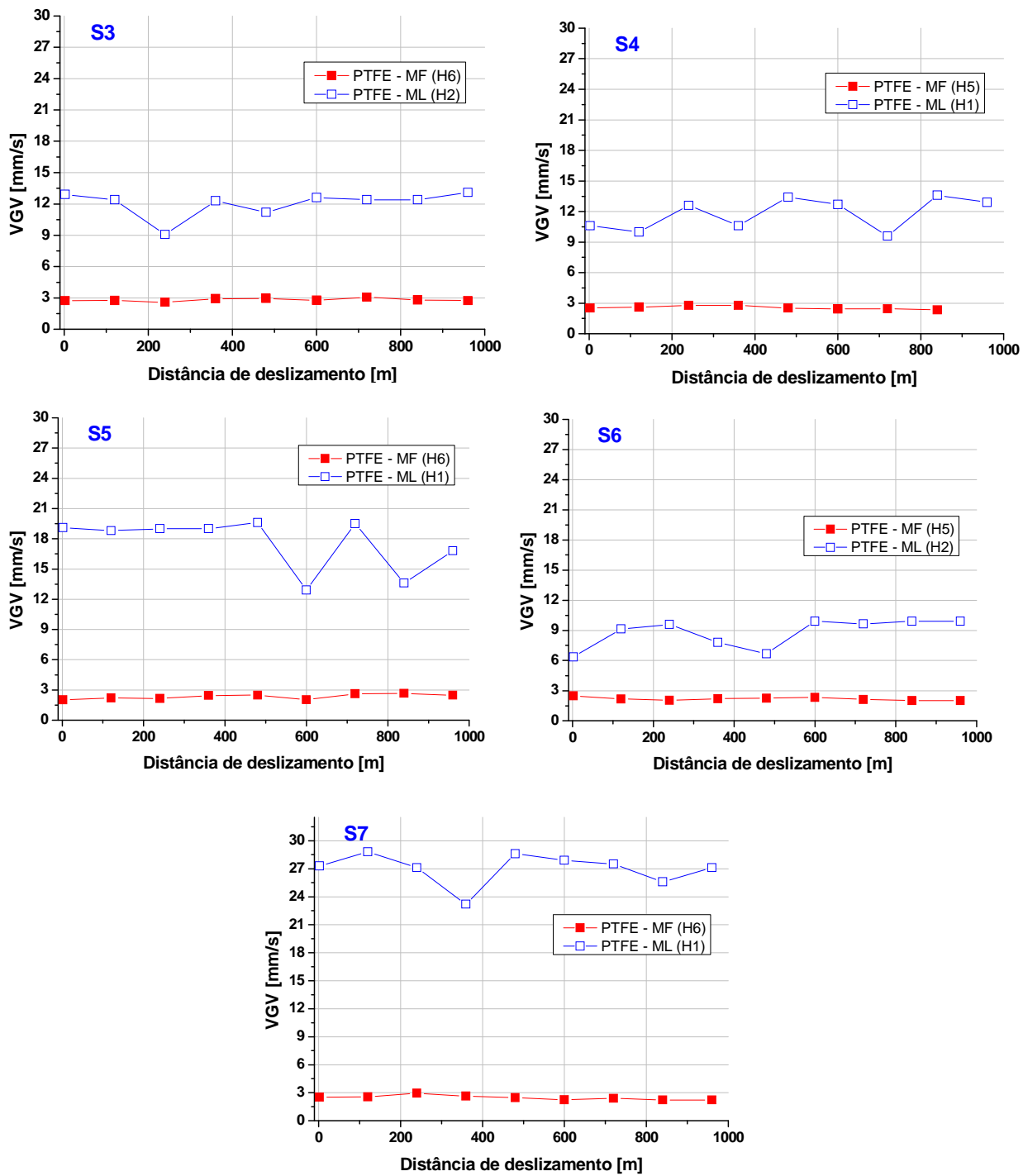
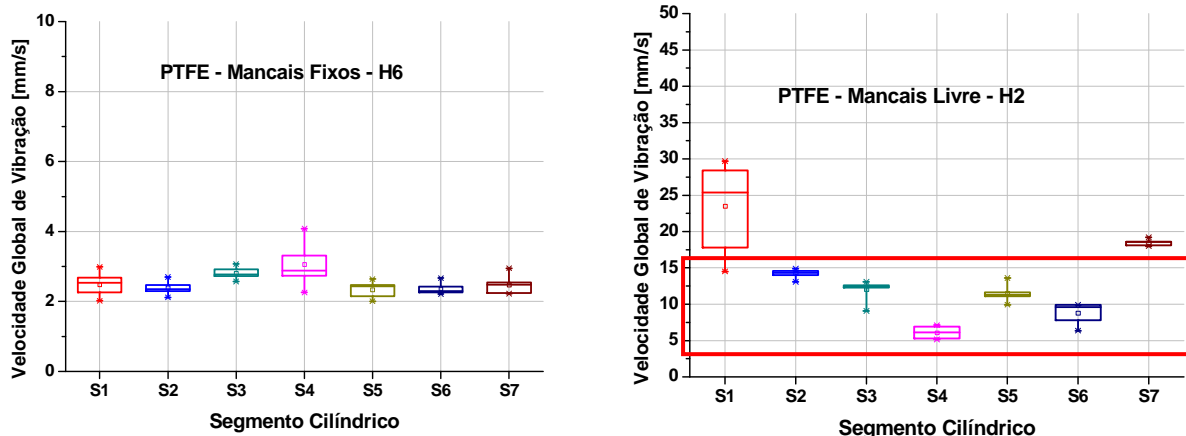


Figura 65 – Continuação



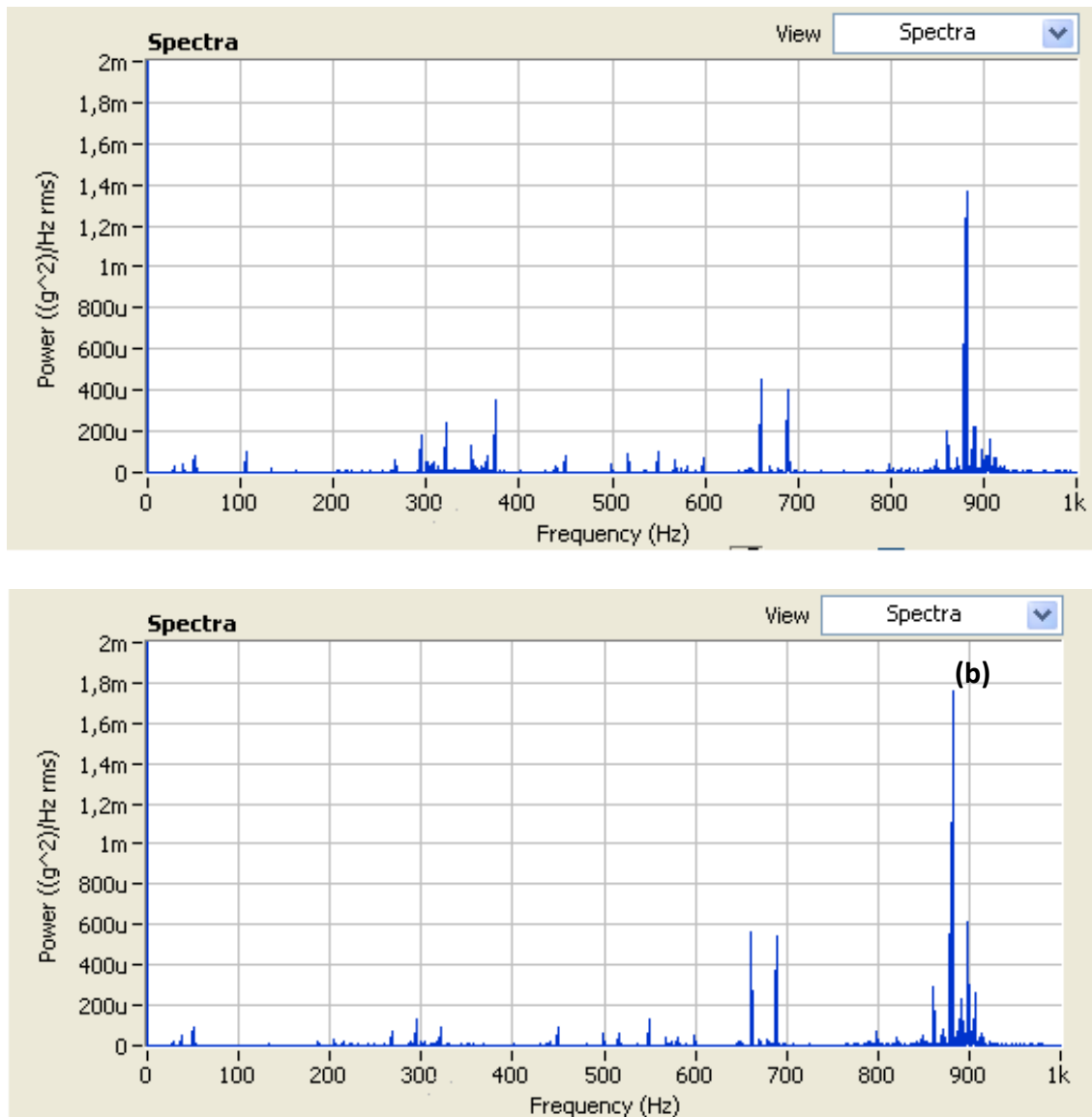
**Figura 66** – Quartis da VGV dos ensaios com PTFE-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

A VGV do PTFE com mancais livres encontrava-se na faixa entre 5 e 15 mm/s (Figura 66b), com exceção das posições S1 e S7. Este resultado ocorreu em função do alto coeficiente de amortecimento do PTFE, o que resultou em menor vibração nos ensaios com este polímero em relação ao PEEK (Figura 44b). Na condição de mancais fixos a VGV permaneceu entre 2 e 4 mm/s para os dois materiais.

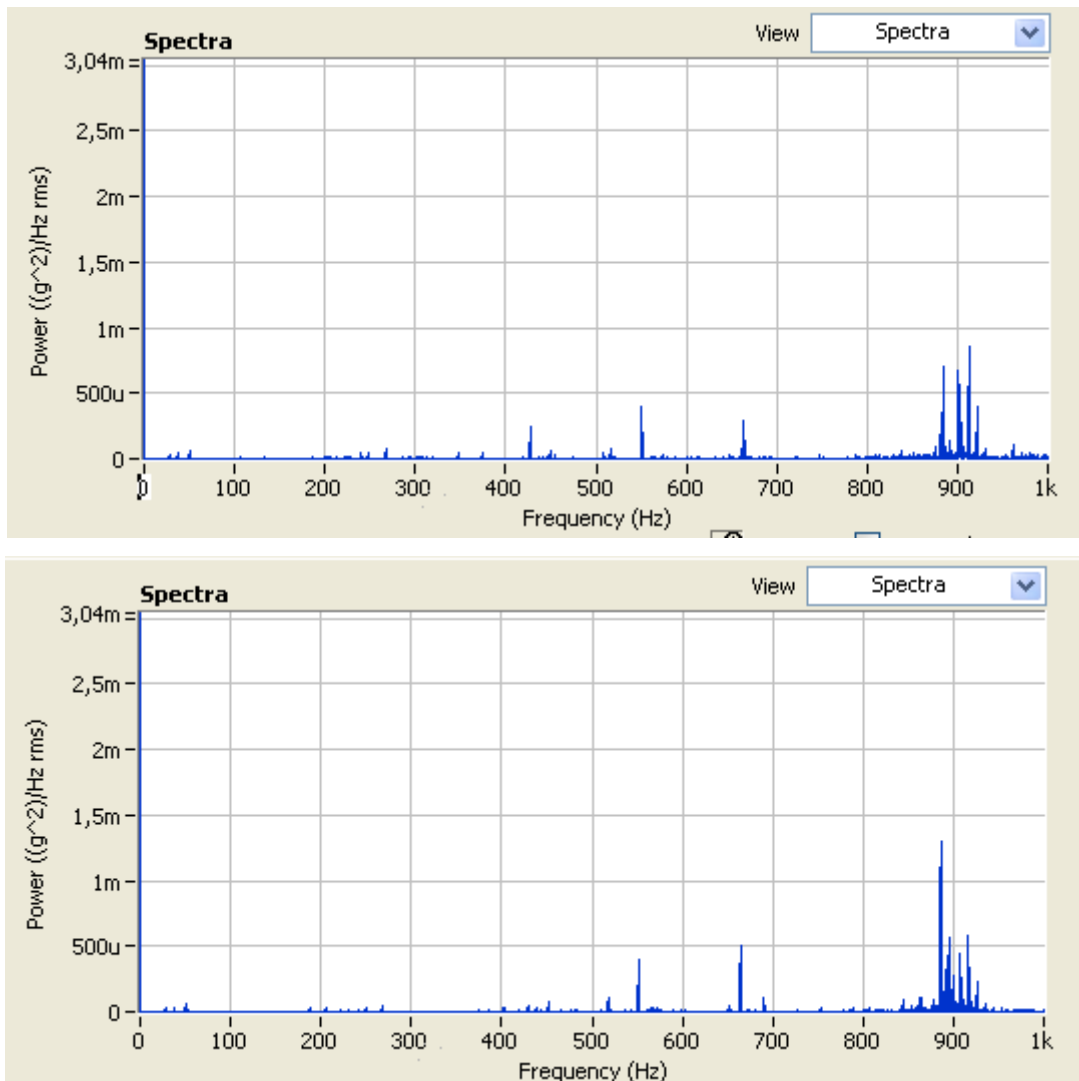
Observa-se que há uma tendência de comportamento em função da posição ao longo do eixo metálico, nas duas configurações dos mancais (MF e ML), como evidenciado para o PEEK na Figura 44.

### **Aceleração**

Os gráficos de Densidade Espectral de Potência da aceleração dos eixos, quando rotacionando sem carga, são apresentados nas Figuras 67 e 68. As hastes só eram retiradas do equipamento após a realização dos ensaios com todos os sete segmentos cilíndricos.



**Figura 67** – Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PTFE-AISI 4140 **Haste 2 (H2)** (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

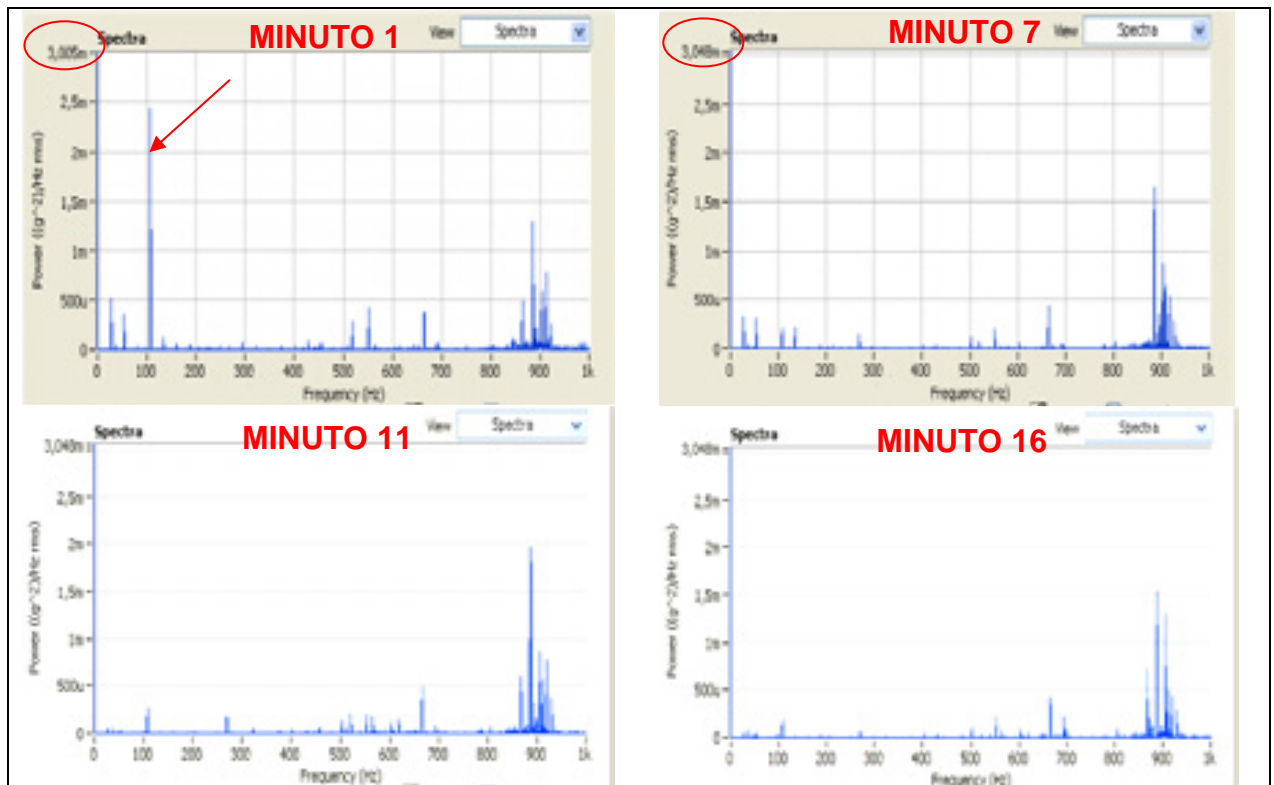


**Figura 68** – Densidade Espectral de Potência da aceleração do eixo usado no ensaio PTFE-AISI 4140 **Haste 6 (H6)** (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

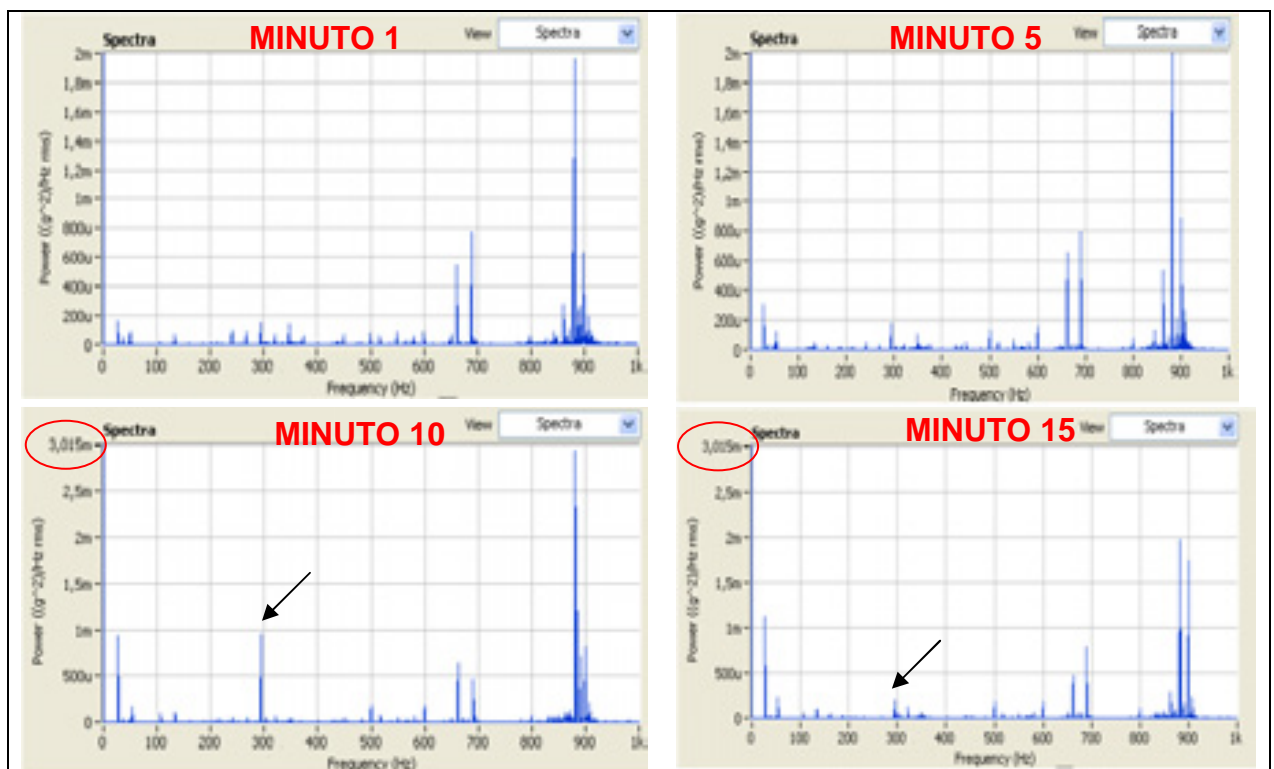
O Pico observado na frequência de 27 Hz refere-se à rotação do contracorpo. De acordo com a literatura está associado ao desbalanceamento do eixo.

A haste H2 apresentou maior densidade de picos em relação à haste H6. Este resultado pode estar relacionado ao desvio de batida radial, onde aquela haste tinha maiores desvios, chegando até a 400  $\mu\text{m}$  na haste H2, ver Figuras 39 e 40.

Nos Quadros 5 e 6 foram inseridos os gráficos de DEP extraídos em quatro momentos distintos dos ensaios com PTFE na posição segmental S1. Os demais gráficos estão dispostos no Apêndice A.



**Quadro 5** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S1



**Quadro 6** - Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H2), segmento S1

A comparação entre os espectros de DEP da aceleração apresentados no Quadros 5 e 6 e os espectros do sistema sem carregamento indica a permanência dos picos apresentados na Tabela 20, porém observa-se que houve um aumento na intensidade dos



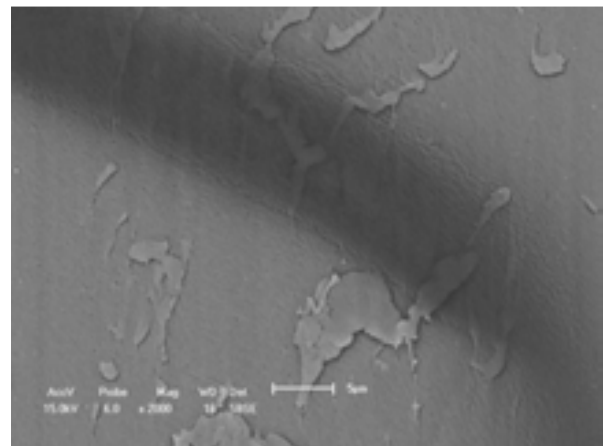
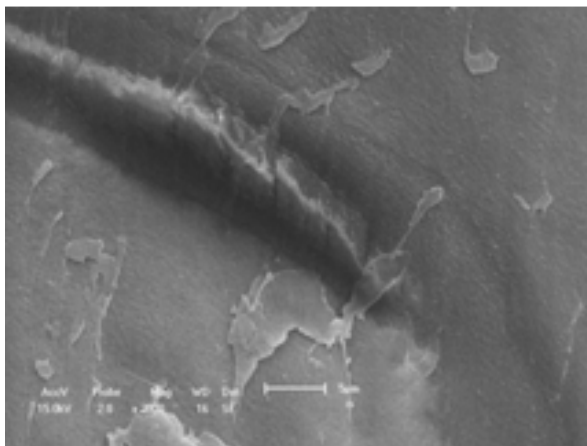
mesmos, como frisado por um círculo na ordenada dos gráficos. Os picos que sofreram maior alteração em sua magnitude em função do carregamento do ensaio foram: 27, 54, 107, 294, 881 e 890 Hz.

#### 4.2.2.3 Superfícies de desgaste

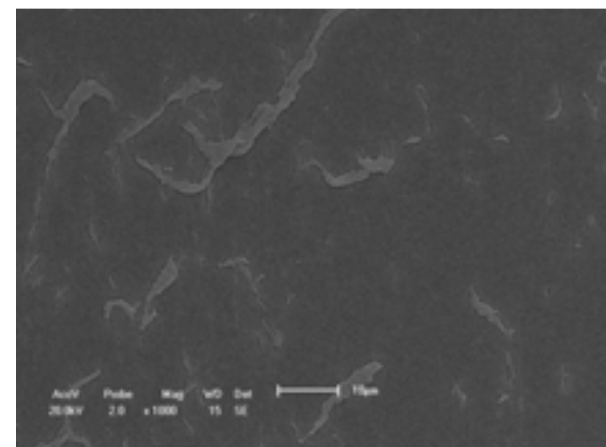
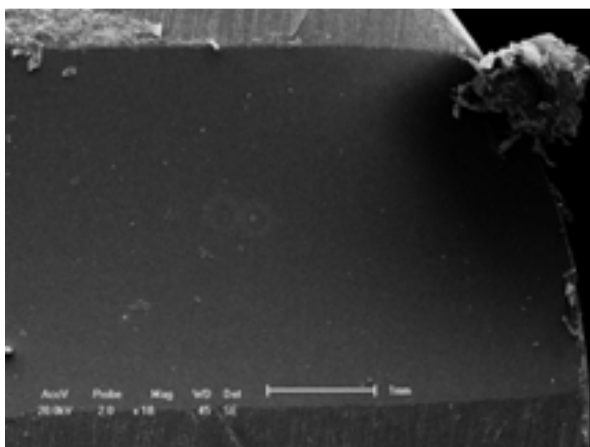
Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi realizada nos corpos-de-prova de PTFE após os ensaios tribológicos. As características das superfícies desgastadas e os mecanismos de desgaste evidenciados são apresentados.

#### Mancais Fixos

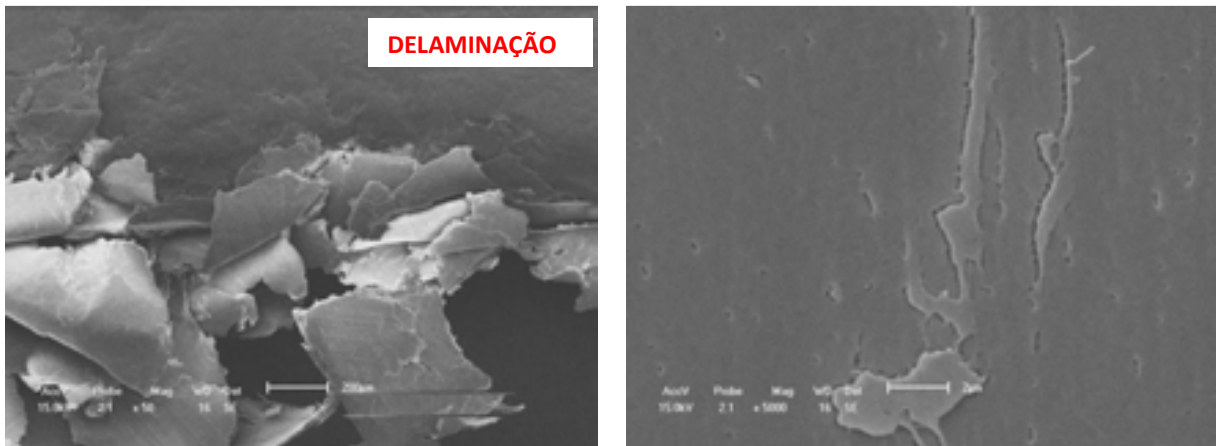
Nas Figuras 69, 70, 71, 72, 73, 74 e 75 são apresentadas imagens de MEV das superfícies de desgaste do PTFE após os ensaios nos segmentos S1, S2, S3, S4, S5, S5 e S7 do contracorpo de aço liga AISI 4140, respectivamente.



**Figura 69** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra o AISI 4140 em S1 com Mancais Fixos



**Figura 70** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra o AISI 4140 em S2 com Mancais Fixos

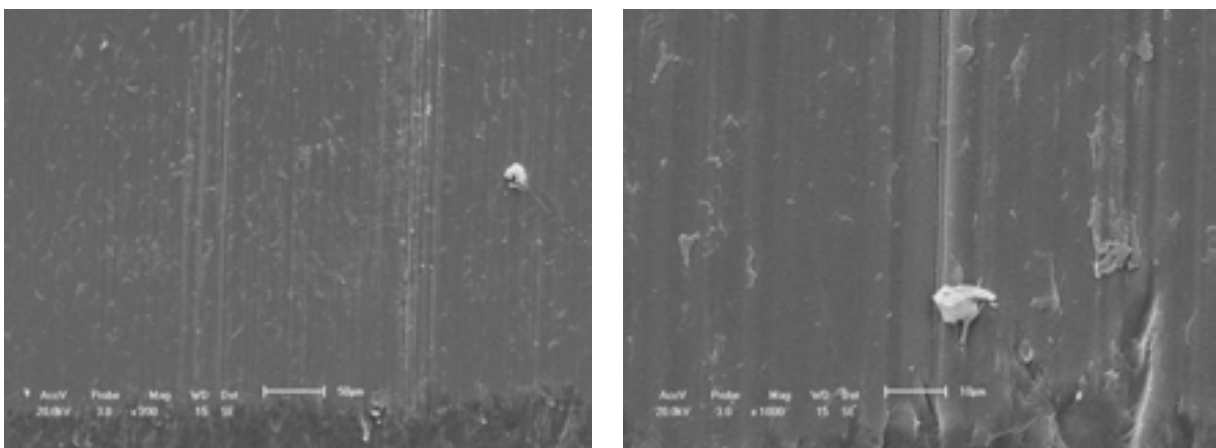


**Figura 71** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra AISI 4140 em S3 com Mancais Fixos

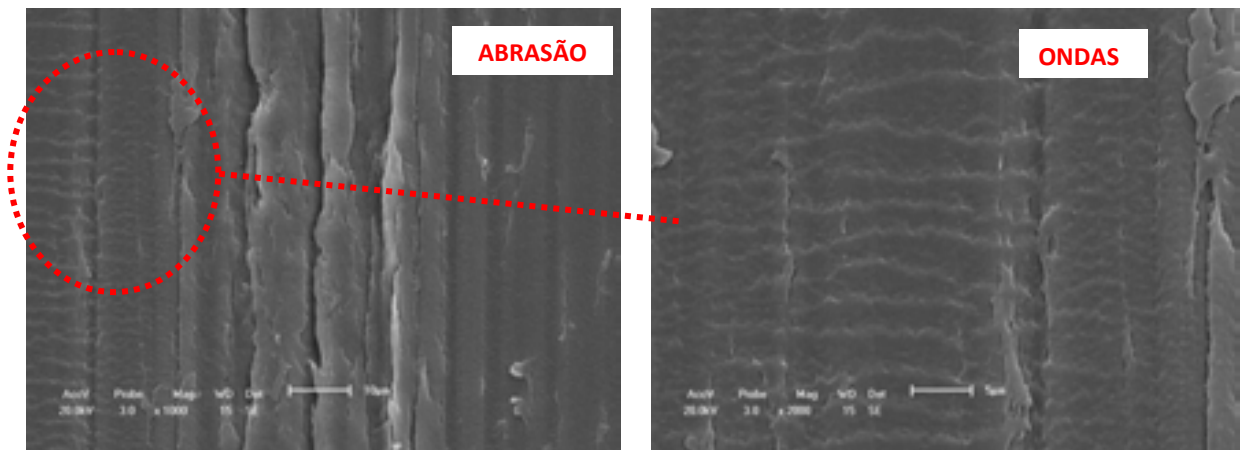
Os principais mecanismos de desgaste evidenciados nas imagens são: delaminação, abrasão a dois corpos, formação de ondas e microlascamento (“spalling”).

O processo de delaminação é característico do PTFE e ocorre devido a sua estrutura molecular semicristalina com regiões cristalinas intercaladas por regiões amorfas de baixa resistência ao cisalhamento como mencionado no capítulo 2.

O PTFE é relativamente mole como observado na Tabela 14, e assim, permite-se ser riscado facilmente pelas asperezas do contracorpo metálico.



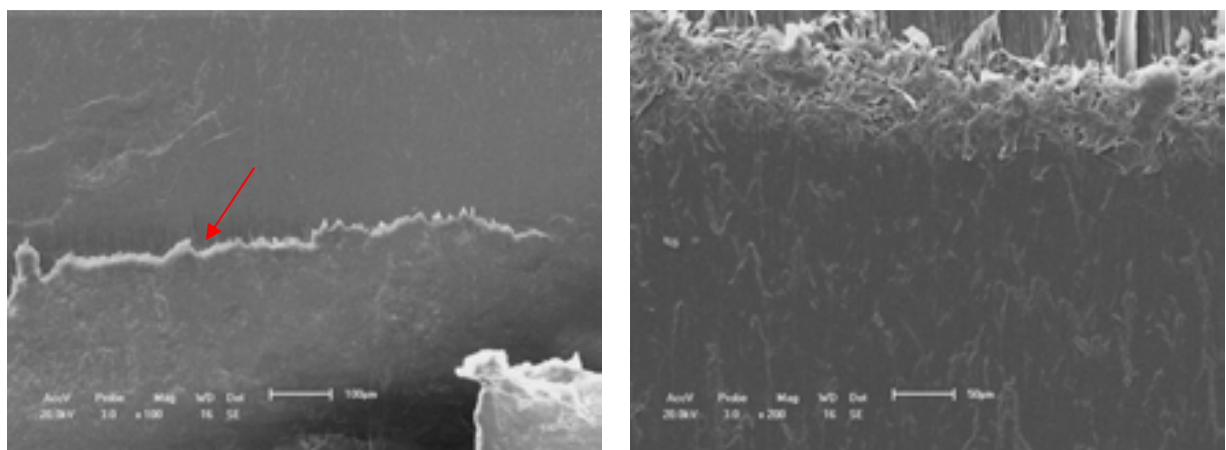
**Figura 72** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra o AISI 4140 em S4 com Mancais Fixos



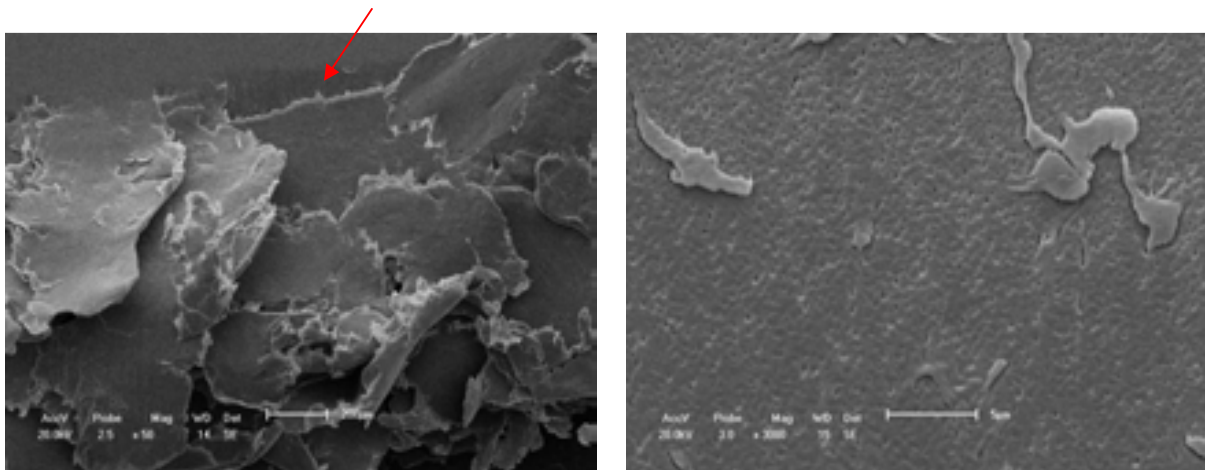
**Figura 72** – Continuação

Observou-se a morfologia de ondas (Figura 72). Este fenômeno foi evidenciado por da Silva (2003) estudando o desgaste do polioximetileno (POM) quando ensaiado contra aço inoxidável e alumina na configuração pino-disco. Segundo este autor a literatura tem relacionado essa morfologia de desgaste ao mecanismo de fadiga. A ocorrência desse mecanismo estaria relacionada à atuação cíclica das asperezas do contra-corpo, que provocaria uma deformação intensa na superfície do polímero, conduzindo à nucleação e propagação de trincas e, conseqüentemente, produzindo na superfície a morfologia de ondas.

Na imagem da Figura 73(a) é evidenciado, possivelmente, o início de destacamento de uma lamina de desgaste.

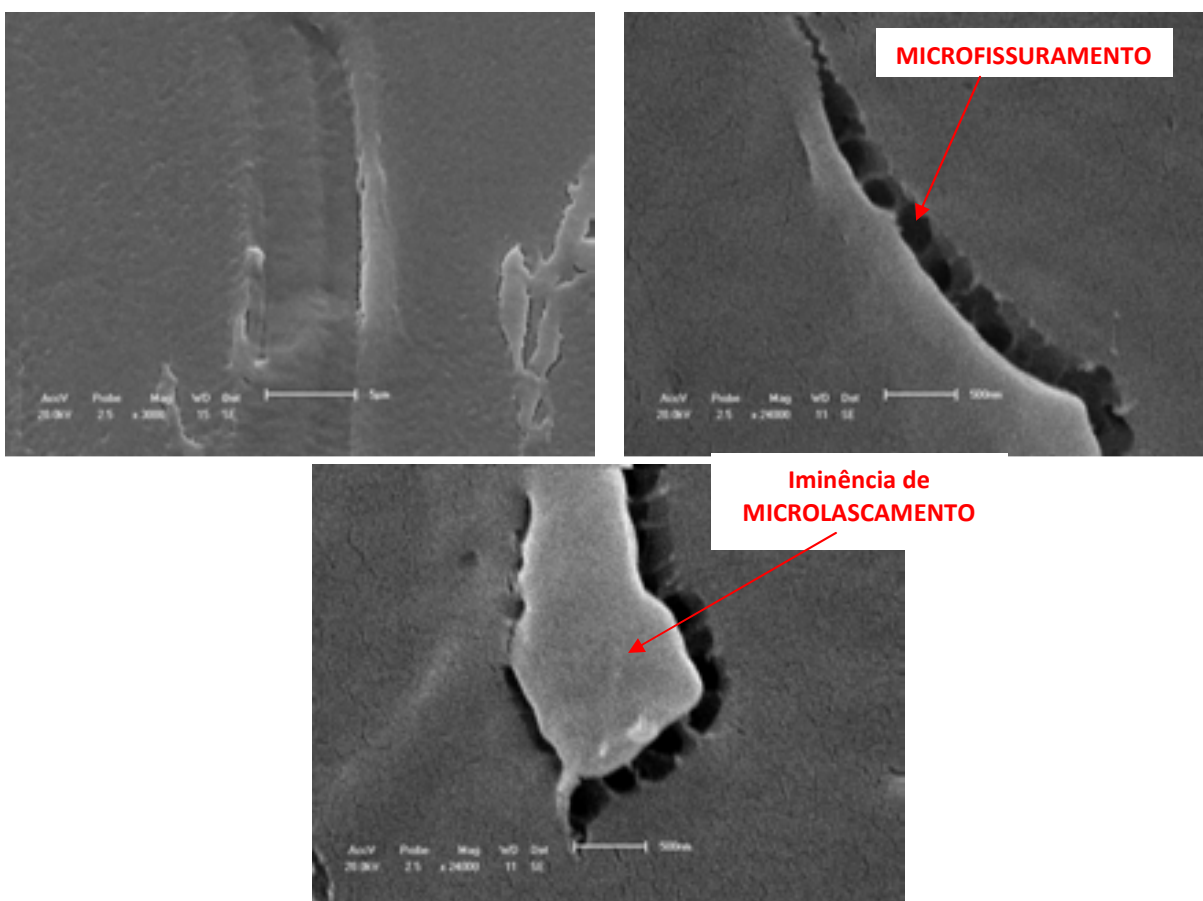


**Figura 73** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra o AISI 4140 em S5 com Mancais Fixos



**Figura 74** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra o AISI 4140 em S6 com Mancais Fixos

Nas imagens 75(b) e (c) são utilizadas ampliações de 24000x com uma escala de 500 nm para destacar a propagação de trincas que resultará, possivelmente, em formação de microcrateras por microlascamento.

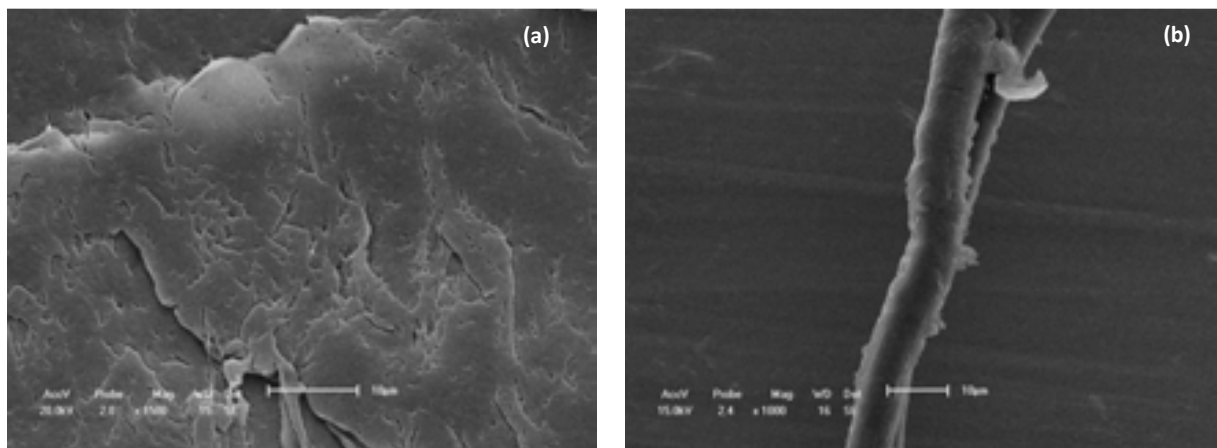


**Figura 75** – MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S7 com Mancais Fixos

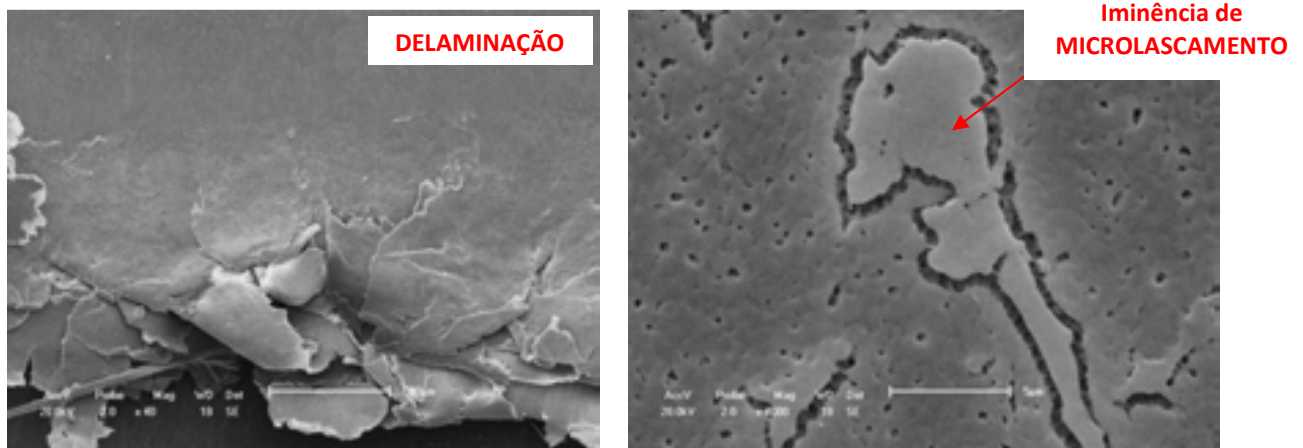
## Mancais Livres

As imagens referentes à superfície de desgaste do PTFE após ensaiar na condição de mancais livres são apresentadas a seguir nas Figuras 76-62.

Delaminação, microlascamento e abrasão foram os principais mecanismos de desgaste identificados. Observou-se, também, a formação de rolo, como destacado na Figura 76(b).



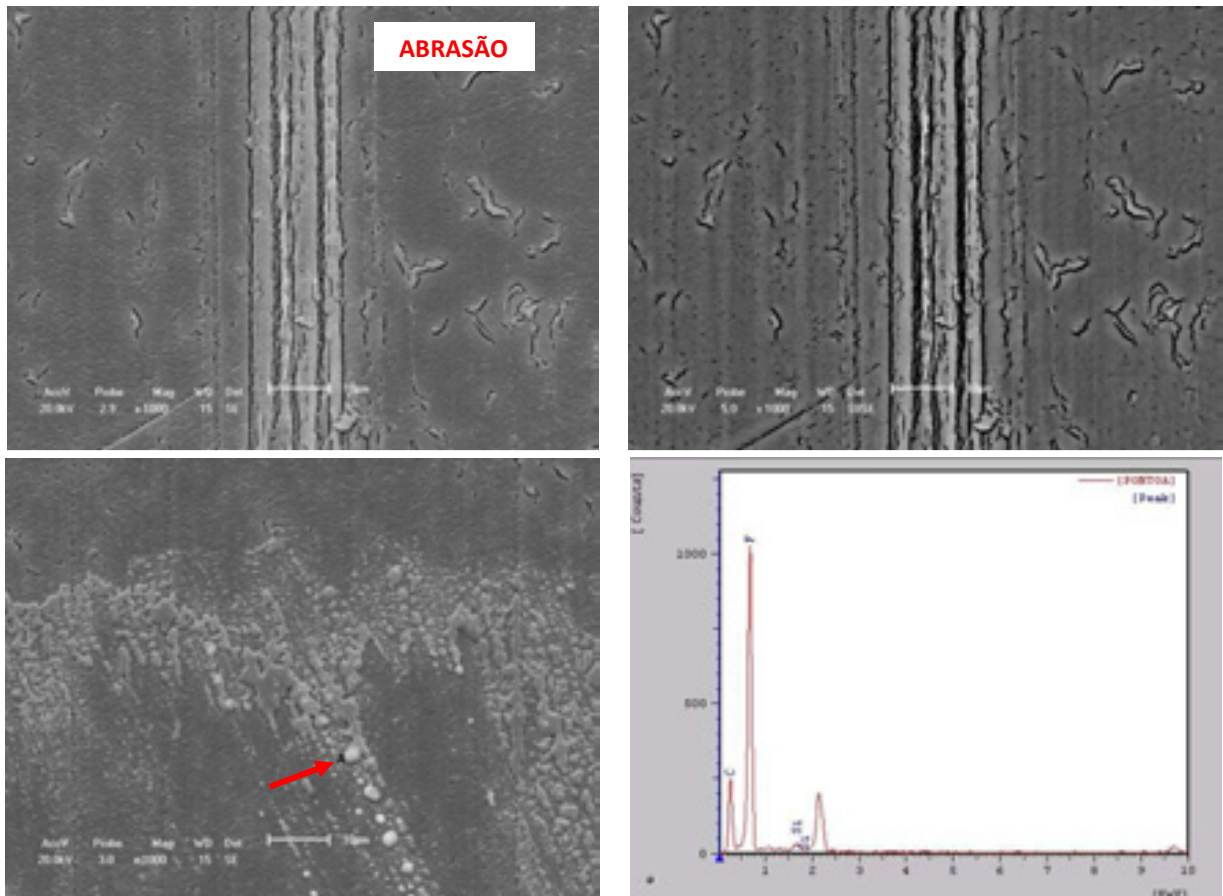
**Figura 76** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra o aço AISI 4140 em (a)S1 e (b) S2, com Mancais Livres



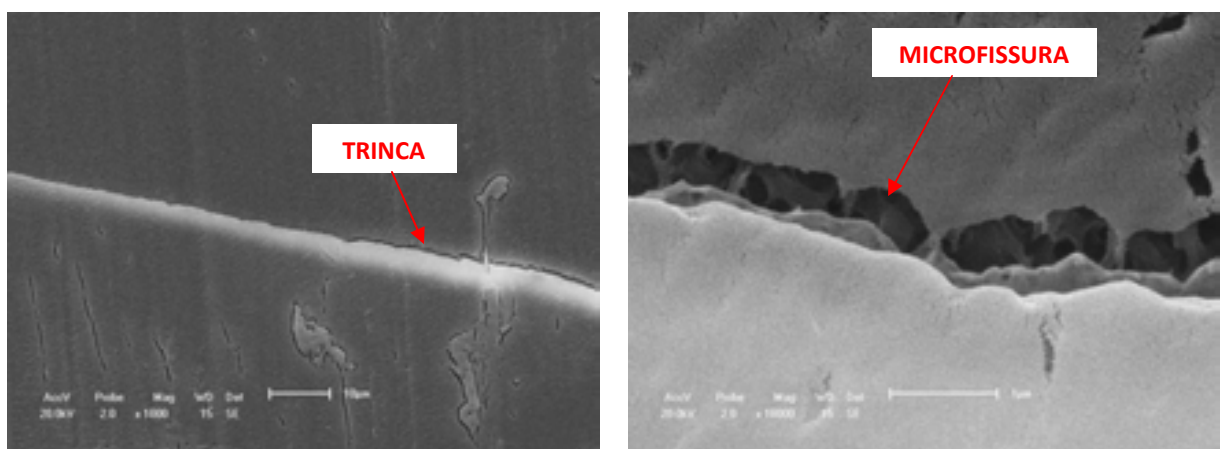
**Figura 77** – MEV da superfície desgastada de PTFE após o ensaio contra o aço AISI 4140 em S4 com Mancais Livres

Nas Figuras 79 e 80 são evidenciadas características que conduzem a suposição de ocorrência do fenômeno de microfissuramento conhecido por “*crazing*”. Canevarolo (2006) menciona que este é um processo conjunto de escoamento localizado e de início de fratura. Ele explica que um polímero vítreo, quando submetido à tração, forma pequenos buracos na direção perpendicular a tensão aplicada, produzindo uma trinca

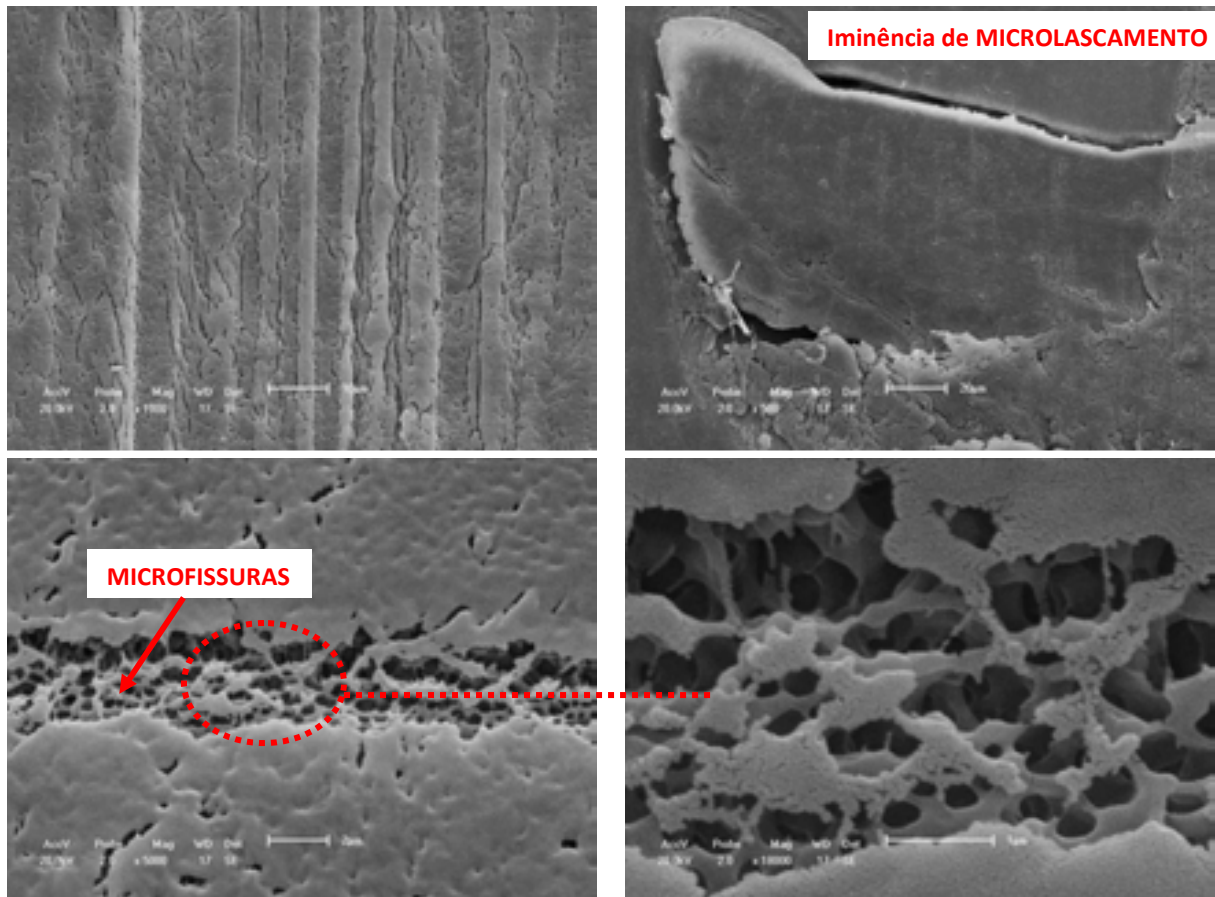
inicial. Estes são separados por pontes fibrilares do polímero da ordem de 10 a 40 nm e estão dispersas em cavidades da ordem de 10 a 20 nm e diâmetro. A quebra dessas pontes e conseqüente coalescimento dos buracos resulta na fratura do polímero.



**Figura 78** – MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S5 com Mancais Livres



**Figura 79** – MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S6 com Mancais Livres



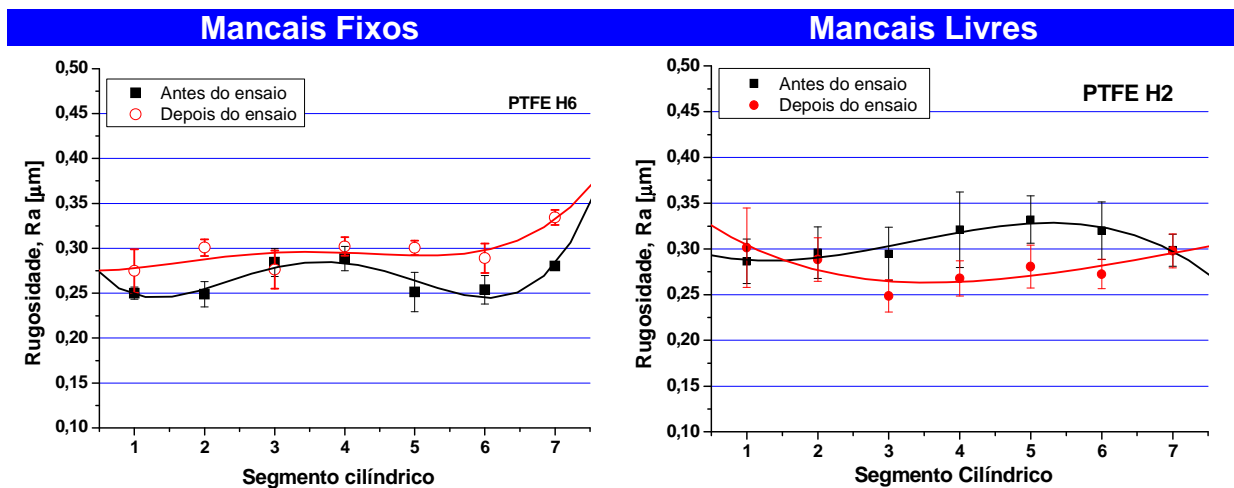
**Figura 80** – MEV da superfície desgastada de PTFE após ensaiar contra AISI 4140 em S7 com Mancais Livres

#### 4.2.2.4 Rugosidade

A rugosidade dos contracorpos metálicos, antes e após os ensaios contra o PTFE, é apresentada na Figura 78, para as condições MF e ML.

Na condição MF a rugosidade aumentou após os ensaios para todos os segmentos. Pode-se observar que o comportamento das curvas de ajuste polinomial, depois do ensaio, segue a mesma tendência de antes do ensaio (Figura 81(a)).

Observa-se que na condição de mancais livres a tendência foi invertida, os valores de Ra depois dos ensaios diminuíram, com exceção dos segmentos S1 e S7 (Figura 81(b)), sugerindo um processo de polimento.



**Figura 81** – Rugosidade Ra dos contracorpos antes e após os ensaios com PTFE-AISI 4140 (a) Mancais fixos (b) Mancais livres

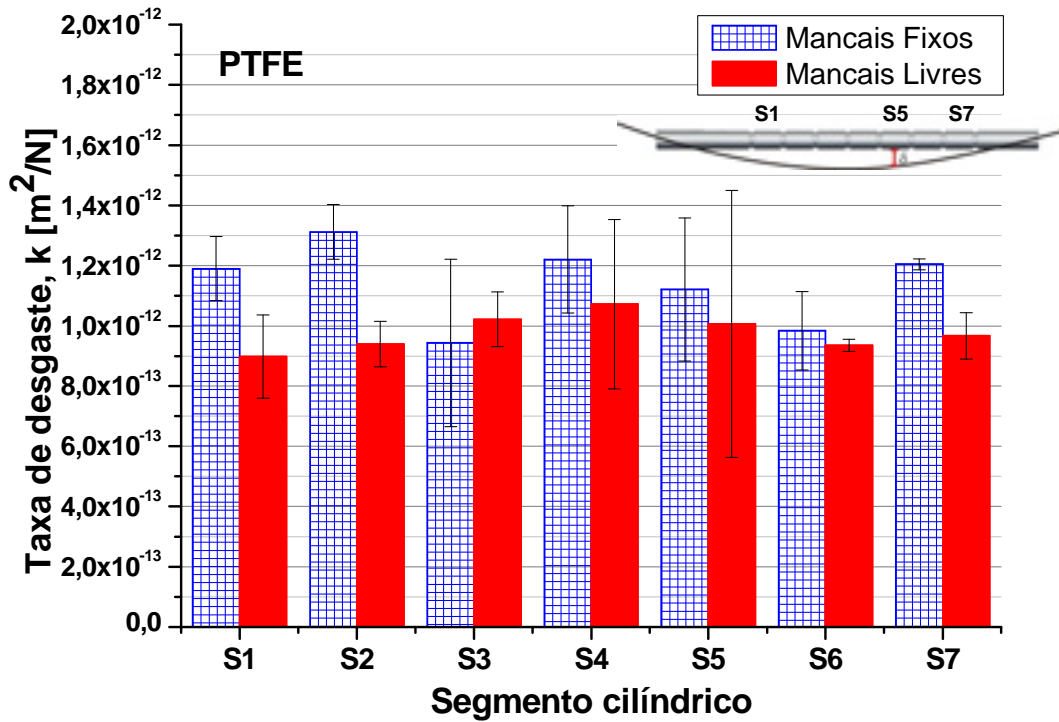
#### 4.2.2.5 Taxa de desgaste

Na Figura 82 são apresentadas as taxas de desgaste do PTFE após ensaiar contra o aço AISI 4140 na condição de mancais fixos para os sete segmentos cilíndricos (S1, S2,..., S7). Nota-se uma tendência a maiores valores com mancais fixos em relação aos livres, diferença essa, pequena, da ordem de  $0,5 \times 10^{-12}$ . Este comportamento está associado à distância de deslizamento real. Com mancais livres existiam momentos com e sem contato em função da vibração, desta forma, nesta condição a distância de deslizamento real era inferior a 1 km. Já com mancais fixos a vibração era mínima, logo a distância de deslizamento foi de 1 km como estipulado, de forma que o desgaste foi maior.

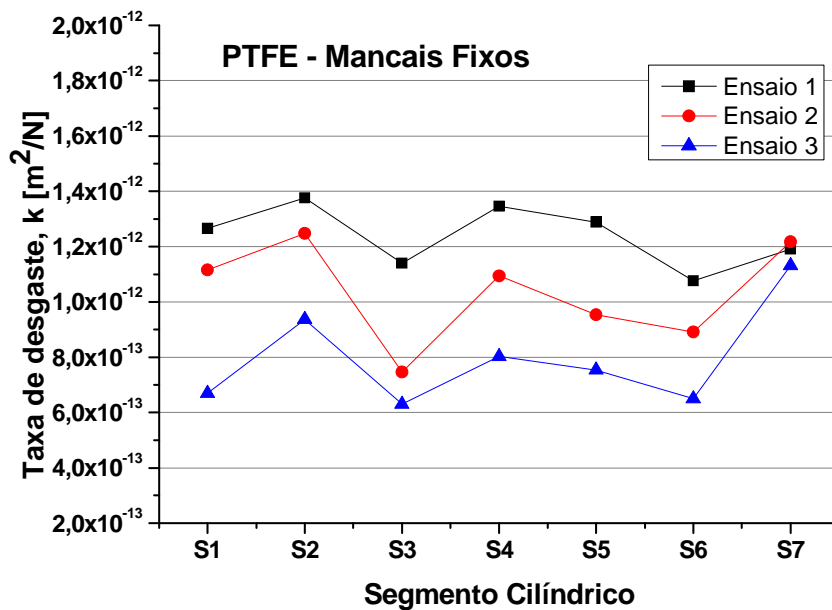
Na Figura 83 são apresentados os resultados de taxa de desgaste do PTFE após ensaios com mancais fixos e as repetições. Pode-se destacar que apesar de obterem-se valores distintos nas três repetições, a tendência de um segmento para o outro é a mesma, assim ao unirem-se os pontos gerou-se três curvas de mesma forma.

Tal evidência indica que a posição do PTFE em relação ao eixo, na condição de baixa vibração, exerce influência no seu desgaste.





**Figura 82** – Taxa de desgaste do PTFE após o ensaio contra o aço AISI 4140 com Mancais fixos e Mancais livres



**Figura 83** – Taxa de desgaste do PTFE após o ensaio contra o aço AISI 4140 com Mancais fixos

## Capítulo 5

### Discussão

*Neste capítulo são discutidos os resultados obtidos nos ensaios tribológicos.*

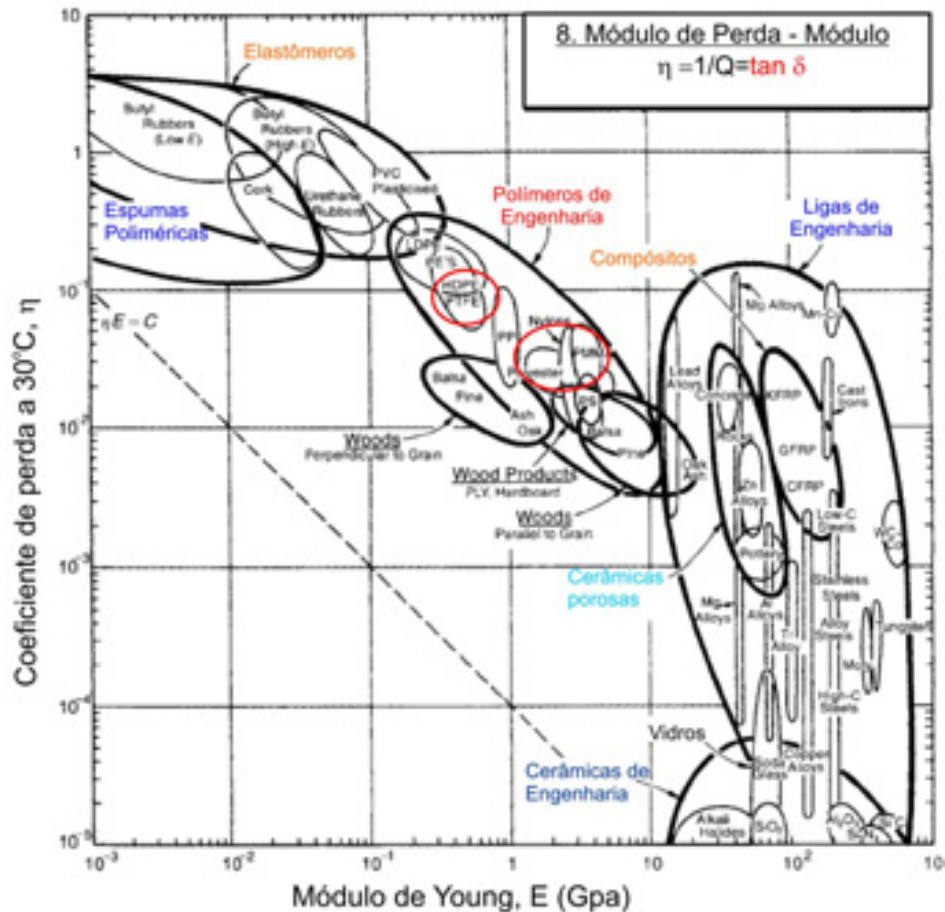
A influência da **rigidez** sobre o desgaste de dois polímeros, PTFE e PEEK com superfície plana (estacionária), submetidos ao contato com um cilindro metálico (rotativo) foi investigada a partir de diferentes escalas de flutuação da rigidez:

1) uma *escala macroscópica*, sedimentada pela condição dos mancais que suportam o contracorpo cilíndrico metálico (Mancais Fixos ou Livres);

2) uma *escala microscópica*, definida pela linha elástica resultante da deformação flexional do contracorpo,

**bem como** às condições de **amortecimento** de um polímero associadas à inclusão, ou não, de carga mineral e às suas respostas não-lineares do atrito, desgaste e lubrificação. Do ponto de vista tribológico essa carga mineral pode ser inserida através da geração de óxidos metálicos provenientes de reações triboquímicas entre constituintes do contracorpo metálico (Ferro e Cromo) e do corpo-de-prova e ambiente (oxigênio). Tal afirmação é fundamentada a partir da análise da superfície de desgaste do PEEK através de MEV, como apresentado no Capítulo 4.

A Figura 84 contém a carta 8 de Ashby (2000) e ilustra coeficiente de perda e módulo de Young de materiais. As magnitudes dessas grandezas distanciam-se em quase uma ordem de grandeza, relativamente ao PTFE e aos poliésteres. O Polieter-eter-cetona PEEK, não consta dos polímeros listados pelo Ashby.



**Figura 84** – Carta 8 de Ashby, associando o amortecimento interno, expresso pelo coeficiente de perda, com o módulo de Young de um material estrutural de Engenharia

Diferentes escalas têm sido utilizadas na avaliação do desgaste e na sua simulação numérica. Holmberg *et al.* (2007) mencionam que a análise do desgaste compreende diferentes escalas de tamanho conforme ilustrado na Figura 85. A presente pesquisa englobou as escalas da:

- 1) *Decitribologia*, avaliando aspectos associados ao desbalanceamento do contracorpo;
- 2) *Macrotribologia*, através das análises das tensões do contato polímero-metal;
- 3) *Microtribologia*, identificando mecanismos de desgaste originados pela passagem de asperezas do contracorpo sobre o polímero e;
- 4) *Nanotribologia*, através da análise de possíveis reações triboquímicas originadas pela quebra de cadeias moleculares poliméricas na interface do contato.

Nível	Processos	
1 m	Tribologia de Maquinário - Unitribologia desempenho, eficiência, confiabilidade, vida	
10 <sup>-1</sup> dm	Tribologia de componentes - Decitribologia torque, forças, vibrações, alinhamento	
10 <sup>-3</sup> mm	Tribologia de Contato - Macrotribologia pressão de contato de Hertz, EHD, pites	
10 <sup>-6</sup> μm	Tribologia de asperezas - Microtribologia fratura, deformação elástica e plástica, "debris", filme superficial	
10 <sup>-9</sup> nm	Tribologia Molecular - Nanotribologia moléculas, átomos, forças de Van der waals	

Figura 85 – Escalas de tamanho onde ocorrem processos de desgaste

## 5.1 Complacência – Rigidez (Compliance – Stiffness) e viscoelasticidade no contato Polímero-Metal

Uma superfície plana estacionária de um corpo-de-prova polimérico é submetida a um contato com um contracorpo metálico rotativo constituído por sete partições que constituem as pistas antagonistas rotativas, integrando um eixo cilíndrico metálico sob carga, de forma que a rigidez desses contatos varia na direção axial do eixo. Nesta situação, a dimensão do raio de contato  $a$  do polímero-metal é fortemente influenciada pelo ciclo de carregamento, conforme destacado por Greenwood e Johnson (2006). Estes autores demonstraram que, sob baixa frequência de carregamento  $\omega$ , a rigidez de um *contato viscoelástico* se comporta como esperado pelo modelo JKR (Johnson, Kendall e Robert) da Mecânica do Contato *para contatos elásticos*, descrito no Anexo 1. Porém, quando a frequência de carregamento é alta, a rigidez  $S^*$  é dada por

$$S^* = 2E^*_{\infty} a \quad (24)$$

onde  $E^*_{\infty}$  é o módulo relaxado do material e  $a$  é o raio do contato. Esta é a rigidez associada à indentação de um punção cilíndrico sobre uma superfície sólida elástica e é também a rigidez de um contato de Hertz na ausência de aderência.

Se a frequência de carregamento for alta de tal forma que a dimensão do contato permaneça inalterada, a rigidez do contato  $S^*$  é expressa por,

$$S^*(\omega) = 2aE^*(\omega) \quad (25)$$

Esta equação indica que para um material onde o módulo de Young é conhecido, medidas de rigidez dinâmica fornecem a dimensão do raio de contato  $a$  na frequência de

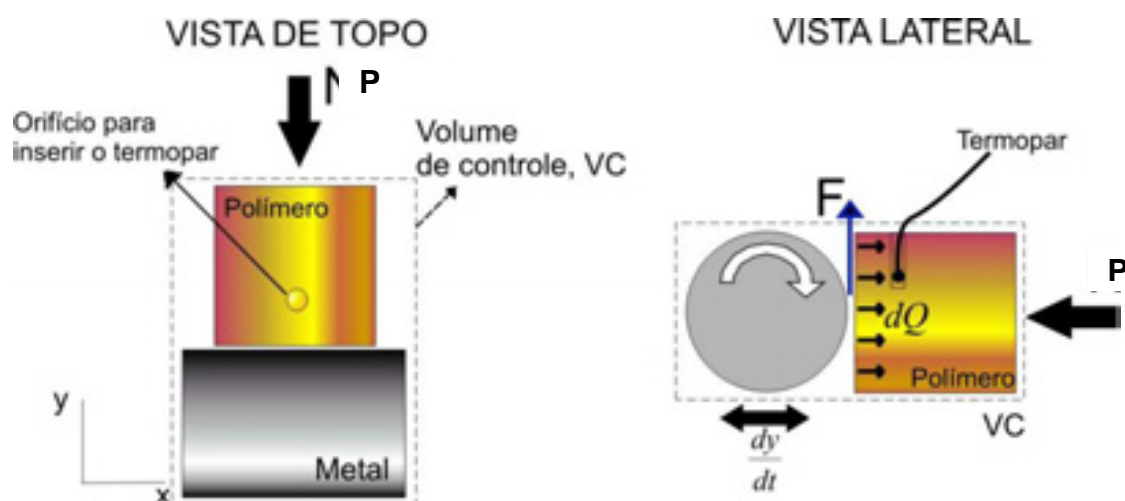
oscilação analisada. Segundo Sirghi e Rossi (2006) esta equação advem da equação de Sneddon de indentação elástica de corpos por indentador rígido.

A partir da equação (24) para o cálculo da rigidez no contato do metal com o sólido viscoelástico, apresentada por Greenwood e Johnson (2006), foi possível calcular a variação do raio de contato,  $a$ , durante o ensaio e, em seguida, a variação da pressão de contato.

## 5.2 Balanço de Energia no contato Polímero-Metal

Um corpo polimérico semicristalino de superfície plana sujeito ao contato de deslizamento com um contracorpo cilíndrico metálico tem sua *energia interna*,  $U$ , alterada. Tal alteração é o resultado do trabalho exercido por forças externas não-conservativas.

A energia interna de um polímero é a soma da energia cinética dos movimentos desordenados (microscópicos) de cada molécula que constitui o corpo e da energia potencial de interação entre as moléculas. Considerou-se o *volume de controle*, VC, como o par tribológico, esquematizado na Figura 86. Antes de iniciar o ensaio,  $\Delta T$  é igual a zero e o volume de controle está em equilíbrio termodinâmico, portanto a temperatura do corpo polimérico se iguala à temperatura ambiente.



**Figura 86** – Esquema do Volume de controle constituído pelo par polímero-metal

Danos originados a partir do contato polímero-metal materializam as irreversibilidades decorrentes do processo de degradação por cisalhamento e são uma

função da relação  $p_{\text{máx}}/k_{\text{shear}}$ , entre a pressão máxima de Hertz e o limite de escoamento do material.

Na investigação das trincas associadas à fadiga de contato, Medeiros (2002) destacou que há três variáveis *morfológicas* significativas a serem consideradas:

- 1) A relação entre a distância,  $z$ , entre as microtrincas subsuperficiais e a superfície, e a semi-espessura da trilha de contato,  $a$  (no caso presente  $z$  é substituído por  $y$ , conforme a Figura 86);
- 2) a morfologia da distribuição dessas microtrincas (*em série*, quando se distanciam uniformemente da superfície da pista e *em paralelo*, quando as microtrincas subsuperficiais ocorrem a distâncias diferentes da pista);
- 3) a distância entre as microtrincas subsuperficiais.

Durante o deslizamento do par polímero-metal, há a ação de uma força de atrito,  $F$ , função do coeficiente de atrito,  $\mu$  e da carga normal aplicada,  $P$ . A relação  $p/k_{\text{shear}}$  entre a pressão de contato,  $p$ , e o limite de escoamento do material,  $k_{\text{shear}}$ , associado ao nível de anisotropia do material e comportamento dinâmico do sistema tribológico ditam o escoamento local superficial, subsuperficial e de fluxo axial ou lateral durante o deslizamento. Esta relação  $p/k_{\text{shear}}$  está diretamente associada ao coeficiente de atrito,  $\mu$ , como destacado por Johnson, 1989, que, por sua vez, exerce influência sobre as trocas de energia endo e exotérmicas associadas ao contato polímero-metal no âmbito do volume de controle. Portanto, durante o ensaio de deslizamento, as flutuações de temperatura medidas a  $3,0 \pm 0,5$  mm do contato, o calor,  $dQ$ , proveniente do atrito é dissipado pelo volume de controle.

Forças de atrito dissipam energia e geram entropia. Além disso, desgaste irreversível muda a estrutura de um material. Estudos termodinâmicos sobre atrito e desgaste foram conduzidos nos anos 80 por Klamecki e Zmitrowicz, independentemente (Dai e Xue, 2009). Em 1984, Klamecki construiu um modelo de produção de entropia de deslizamento para estudar os mecanismos de dissipação de energia que agem em deformação plástica durante o deslizamento de dois corpos. Segundo este autor existem dois estados de produção de entropia. Em um estado, a produção de entropia é dominada por mudanças estruturais e no outro estado, pela geração de calor.

Recentemente diversos autores (BRYANTS, 2009; DAÍ e XUE, 2009) tem abordado o ponto de vista termodinâmico em discussões sobre atrito e desgaste, buscando associar estes dois fenômenos tribológicos à produção de entropia irreversível através de processos dissipativos interfaciais. Bryants (2009) destaca os principais

processos dissipativos que prevalecem em interfaces tribológicas, que são: adesão de superfícies e filmes superficiais, deformação plástica, fratura, mudança de fase, reações químicas, difusão, mistura e transferência de calor.

Após análise por microscopia MEV, microanálise EDS e medidas de temperatura, constatou-se que cada par polímero-metal estudado nesta Tese estava associado a mais de um processo dissipativo, onde cada polímero (PEEK ou PTFE) apresentava algum processo dissipativo que preponderava sobre os demais, em função dos mecanismos de desgaste atuantes. Sendo assim, são destacados no Quadro 7 os principais processos dissipativos encontrados em cada par, PEEK-Aço e PTFE-Aço.

PEEK – AISI 4140	PTFE – AISI 4140
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Reações químicas, associadas com desgaste oxidativo, com variação de entropia;</li> <li>- Deformação plástica associada a desgaste abrasivo, sulcamento e ou corte, com variação de entropia;</li> <li>- Adesão de superfícies e filmes associada com desgaste adesivo e atrito adesivo, com variação de entropia;</li> <li>- Presença de terceiro corpo na interface de contato, envolvendo variação de pressão e temperatura, e, portanto de entropia.</li> <li>- Transferência de calor, associada à difusão de calor <math>dQ</math> da região de alta temperatura para a região de baixa temperatura com variação de entropia.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Adesão de superfícies e filmes associada com desgaste adesivo e atrito adesivo, com variação de entropia;</li> <li>- Deformação plástica associada a desgaste abrasivo, sulcamento e ou corte, com variação de entropia;</li> <li>- Transferência de calor, associada a difusão de calor <math>dQ</math> da região de alta temperatura para a região de baixa temperatura com variação de entropia.</li> </ul>

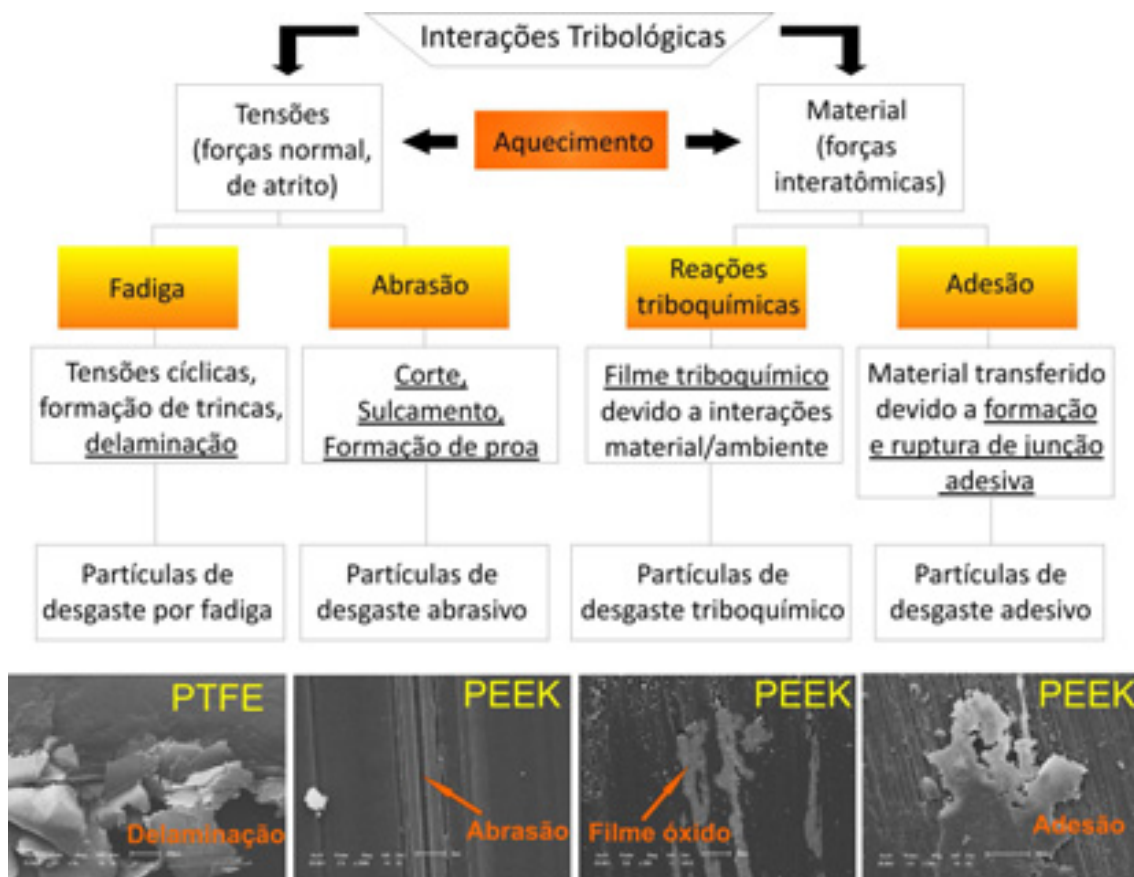
**Quadro 7** – Processos dissipativos destacados nos contatos polímero-metal

### 5.3 Mecanismos de Desgaste de Polímeros

Particularmente para polímeros, diferentes mecanismos de desgaste são agrupados principalmente em duas categorias: processos de desgaste coesivo e interfacial. No processo coesivo, o trabalho de atrito é dissipado em um volume relativamente grande adjacente à interface através da interação de forças superficiais e das tensões trativas resultantes ou simplesmente via interligação geométrica. O desgaste coesivo é

controlado, principalmente pelas *propriedades mecânicas* dos corpos interagindo. Diversos mecanismos de desgaste mecânicos podem ser inseridos nesta categoria, dentre eles, destacam-se o abrasivo, por fadiga e “fretting”.

Os processos de desgaste interfacial envolvem dissipação de trabalho de atrito em uma região muito mais estreita, gerando um grande aumento de temperatura local. Além das propriedades mecânicas, a química das superfícies deve ser levada em consideração para determinar a extensão do dano por desgaste. Filme transferido e desgaste químico ou corrosivo pertencem a esta categoria. Na Figura 87 baseada em Dasari *et al.* (2009) é apresentada uma compilação dos diferentes mecanismos de desgaste de polímeros destacando em sublinhado os identificados nos polímeros estudados na presente pesquisa e as imagens de MEV destes polímeros após os ensaios de deslizamento.

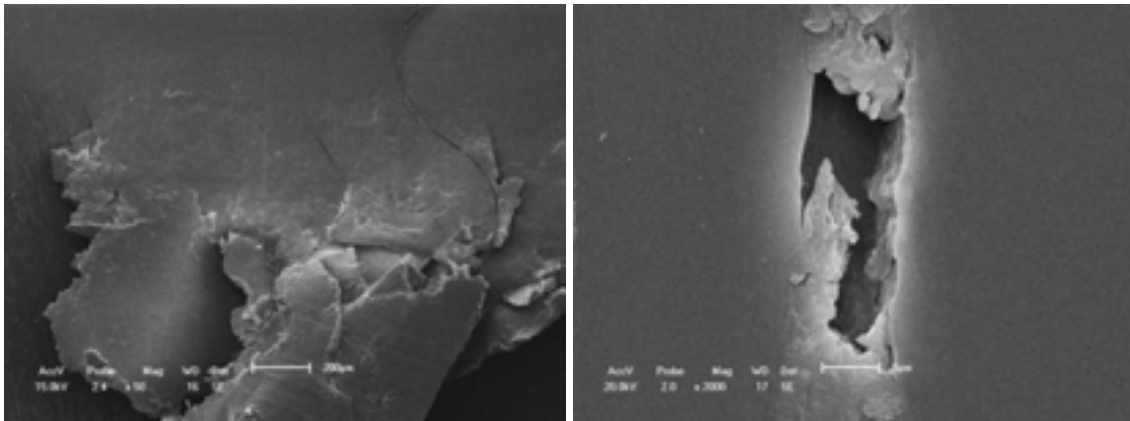


**Figura 87** – Interações tribológicas básicas levando a remoção de partículas de desgaste

*Desgaste por Fadiga:* ocorre em polímeros provavelmente como resultado da formação de trincas associadas com deformações predominantemente elásticas sob um grande número de ciclos de tensão, resultando em microlascamento, “spalling” (propagação de trincas subsuperficiais) e delaminação (Dong e Bell, 1999). Este mecanismo de desgaste

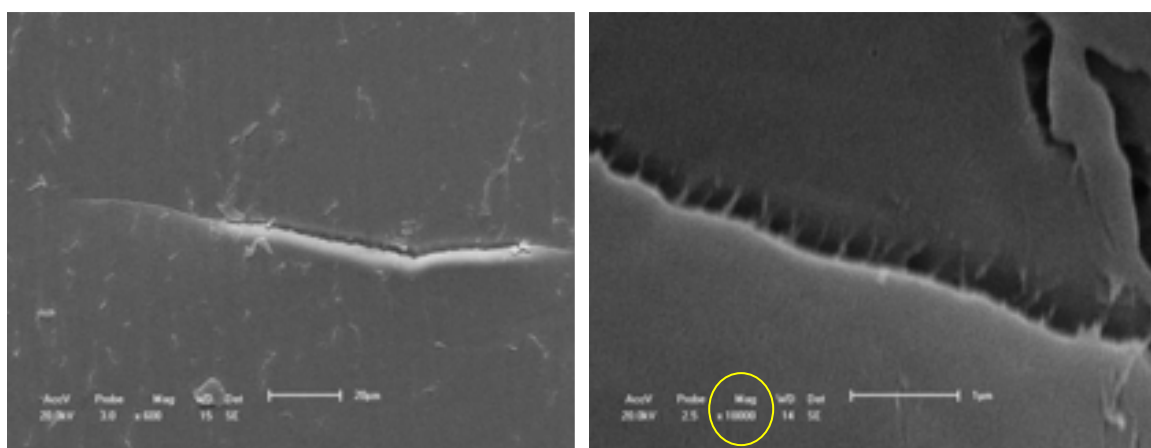


foi identificado no PTFE, na forma de delaminação e no PEEK, na forma de crateras, possivelmente oriundas do microlascamento (Figura 88).



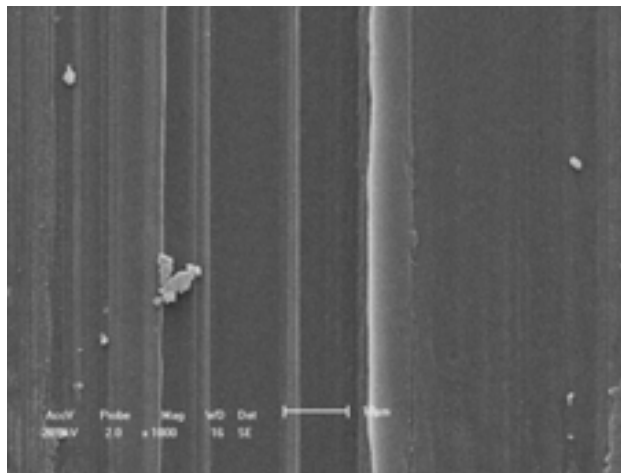
**Figura 88** – Imagens de MEV (a) PTFE após o ensaio destacando a delaminação (b) PEEK após o ensaio, destacando uma cratera

A delaminação do PTFE está associada, provavelmente, a um fenômeno conhecido por microfissuras (“*crazing*”) que antecede a fratura de polímeros termoplásticos. Segundo Callister (2000) e Canevarolo (2006) regiões de alto escoamento localizado favorecem a formação de microvazios interconectados por pontes fibrilares. A ação de tensão trativa leva ao alongamento e ruptura destas pontes e, como consequência, o coalescimento dos microvazios. Com o coalescimento tem início a formação de trincas. Microfissuras (“*Crazes*”) foram identificados através de imagens de MEV como apresentado na Figura 89. A continuação da ação da tensão após a trinca ter sido formada leva ao desprendimento de uma lamina desencadeando a delaminação.



**Figura 89** – Imagens de MEV de uma trinca identificada na superfície de desgaste do PTFE evidenciando possível ocorrência de microfissura (*crazes*) (a) 600x e (b) 18000x

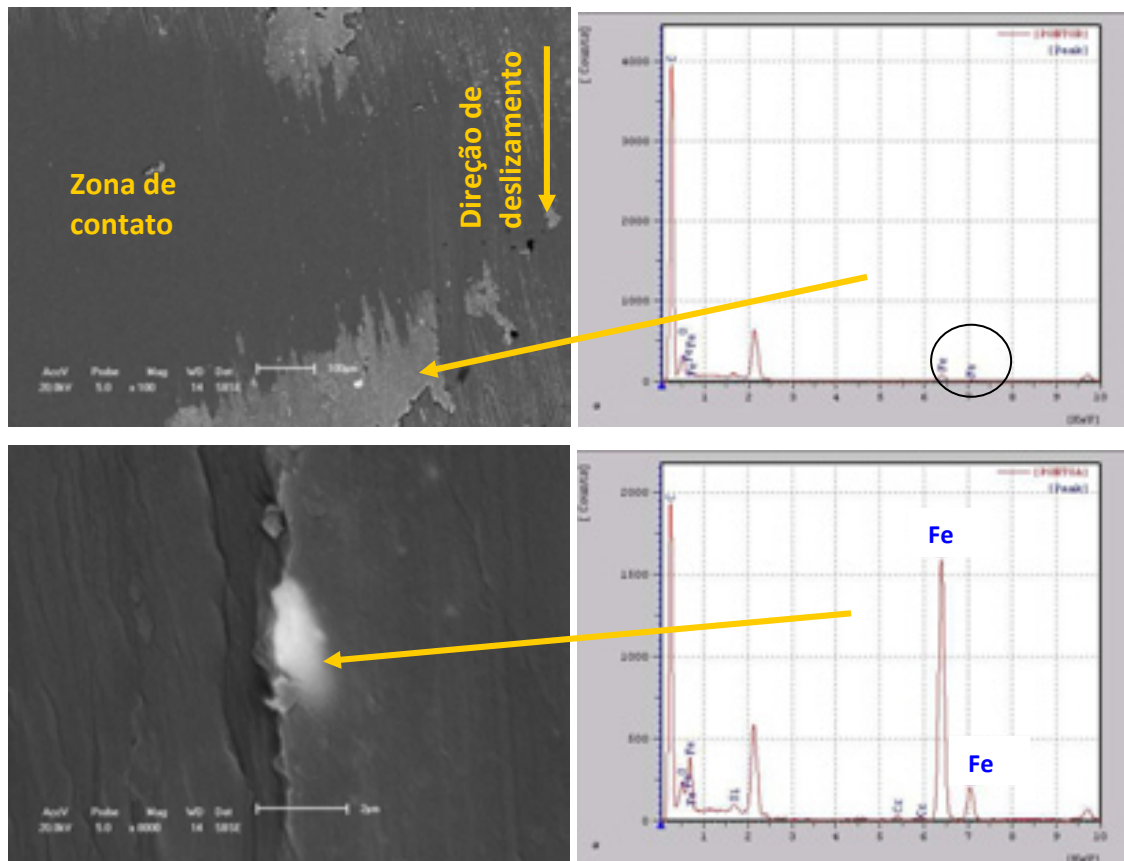
Desgaste abrasivo: causado pelas asperezas duras do contracorpo (*a dois corpos*) ou por partículas duras (geralmente referida como terceiro corpo, por isso chamado de *a três corpos*) entre as superfícies. Estas asperezas ou partículas penetram no polímero (mais mole) e removem material por microcorte, microsulcamento, ou processos cisalhantes (Dong e Bell, 1999). Os riscos na direção do deslizamento observados na superfície do PEEK após ensaiar contra o aço são indicativos de abrasão a dois corpos, Figura 90.



**Figura 90** – Imagem de MEV da superfície do PEEK após ensaiar no segmento S5 com mancais livres

Desgaste Triboquímico: originado por reações químicas que ocorrem entre os corpos em contato ou entre o polímero e o meio ambiente. Exemplos incluem a oxidação do polímero, hidrólise e dissolução. Tais reações podem levar a quebra de cadeias e degradação dos polímeros. A presença de partículas oxidadas e filme óxido na superfície do PEEK, após os ensaios realizados na presente pesquisa caracteriza este mecanismo, como apresentado na Figura 91. O PEEK tem em sua estrutura química molecular o oxigênio, dos grupos éteres ( $\text{—O—}$ ) e da cetona ( $\text{—C(=O)—}$ ), tal presença, juntamente com o calor interfacial originado pelo atrito, podem ter favorecido a intensa formação de filmes e partículas oxidadas resultando em quebra das cadeias poliméricas como mencionado por Dasari *et al.* (2009). Estudos de Friedrich *et al.* em 1999 sobre interações químicas polímero-metal indicaram a ocorrência de reações redox entre grupos funcionais poliméricos contendo oxigênio e metais com potencial redox como potássio, alumínio e cromo.

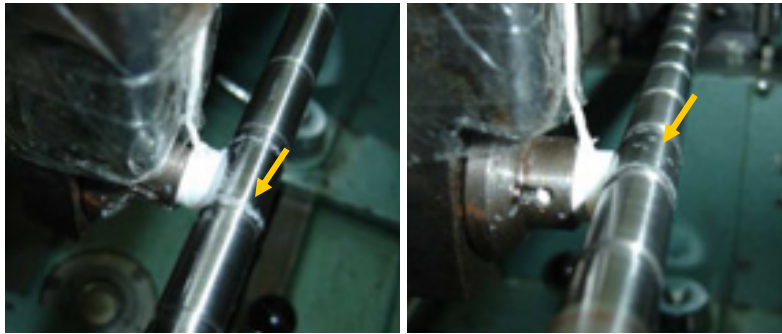
Vale destacar aqui que o fenômeno de formação de óxido não foi visualizado nos ensaios com PTFE.



**Figura 91** – Imagens em BSE de MEV e microanálise da superfície de PEEK após ensaio, destacando as regiões de coloração mais clara como óxido de ferro e cromo, constituintes do contracorpo AISI 4140

Desgaste adesivo: caracterizado pela presença de partículas de desgaste que se desprenderam e permaneceram no contato ou formaram um filme de polímero, sobre o contracorpo metálico (Figura 92), influenciando o atrito e o desgaste. No caso de polímeros, junções são formada por interações físicas e químicas que podem incluir ligações de van der Waals ou de hidrogênio que, de acordo com Briscoe *et al.* (1993), ocorrem possivelmente devido ao aquecimento na interface podendo chegar a fundir ou amolecer o polímero. Algumas teorias foram desenvolvidas para explicar o desgaste adesivo, conforme apresentado por Dasari *et al.* (2009):

- 1) Teoria Termodinâmica: a adesão ocorreu devido ao melhor molhamento de uma superfície sólida pelo polímero fundido;
- 2) Teoria química: credita à adesão a formação de ligações químicas na interface;
- 3) Teoria da camada de coesão fraca: que explica a ruptura da camada intermediária entre os sólidos.



**Figura 92** – Imagem do ensaio PTFE – AISI 4140, a seta destaca a aderência de PTFE sobre o contracorpo

Desta forma é possível dizer que os processos tribológicos produzem mudanças em ambos, geometria e composição do material na superfície do contato. Tais mudanças foram identificadas na presente pesquisa, onde o mecanismo tribológico predominante foi influenciado pela composição e estrutura molecular do polímero submetido ao contato como destacado por Holmberg *et al.* (2005).

## 5.4 Cálculo da Taxa de Desgaste de Polímeros

Hutchings (1992) menciona que quando duas superfícies são postas em contato sob movimento relativo, o desgaste ocorrerá, gerando um dano superficial e/ou subsuperficial em uma ou ambas as superfícies de contato, geralmente envolvendo perda progressiva de material. Na literatura observa-se a utilização da equação de Archard (26) para o cálculo da taxa de desgaste.

$$Q = K \frac{P}{H} \quad (26)$$

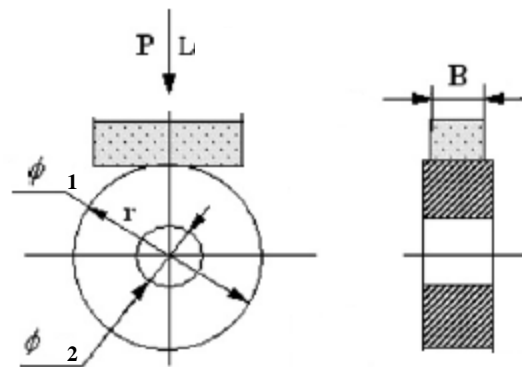
Onde  $Q$  é o volume de material desgastado pela distância de deslizamento,  $P$  é a carga normal,  $H$  é a dureza do material mais mole, e  $K$  é a constante de desgaste dos materiais.

Dois métodos têm sido utilizados para calcular o volume desgastado: (1) variação de massa (SAMYN e SCHOUKENS, 2008; SUMER *et al.* 2008; UNAL e MIMAROGLU, 2006;) e (2) medida da cratera de desgaste (WANG *et al.* 2009; ZHANG, 2008; CHEN, 2003; KHEDKAR *et al.* 2002).

No presente estudo foi observado através de MEV que o PTFE sofreu desgaste por delaminação, onde parte do material desgastado deixou o polímero e parte ficou presa nas bordas da zona de contato. Já o PEEK sofreu desgaste por reação triboquímica associada à formação de óxido de ferro que permaneceu na zona de contato, além disso,

observa-se material desgastado na saída da zona de contato. Infere-se, assim, que o resultado de variação de massa induz a erro no resultado do cálculo da taxa de desgaste.

Wang *et al.* (2009) calcularam a taxa de desgaste do polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) quando ensaiado na configuração apresentada na Figura 93. Eles utilizaram a Equação 27 para calcular o volume desgastado e a partir daí a equação de Archard para calcular a taxa de desgaste.



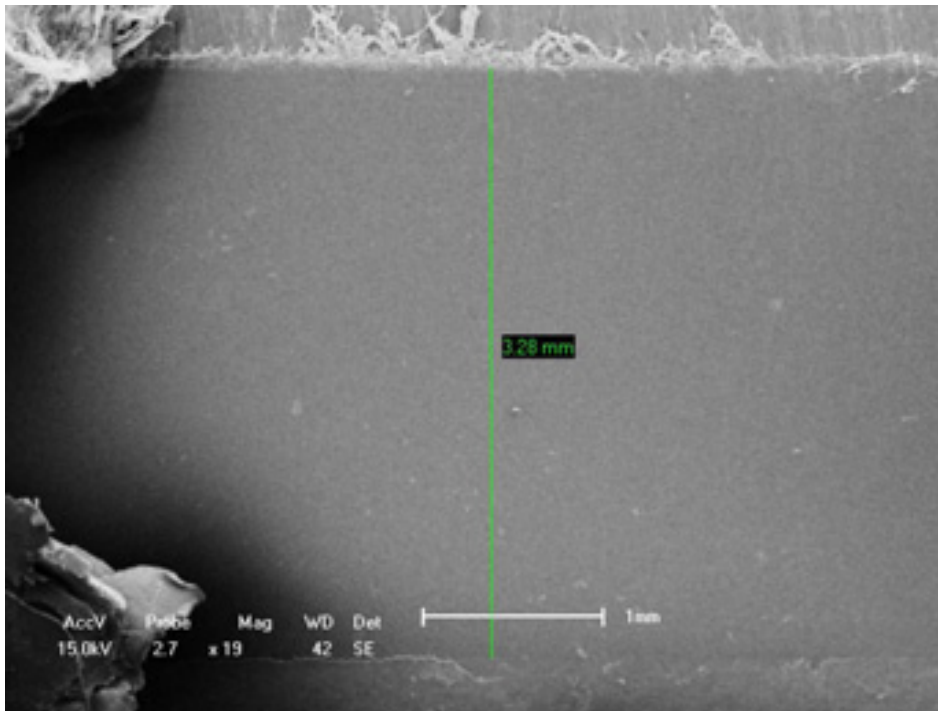
**Figura 93** – Diagrama esquemático do contato [fonte: Zhang *et al.*, 2009]

$$V = B \left[ r^2 \arcsen \frac{b}{2r} - \frac{b}{2} \sqrt{r^2 - \frac{b^2}{4}} \right] \quad (27)$$

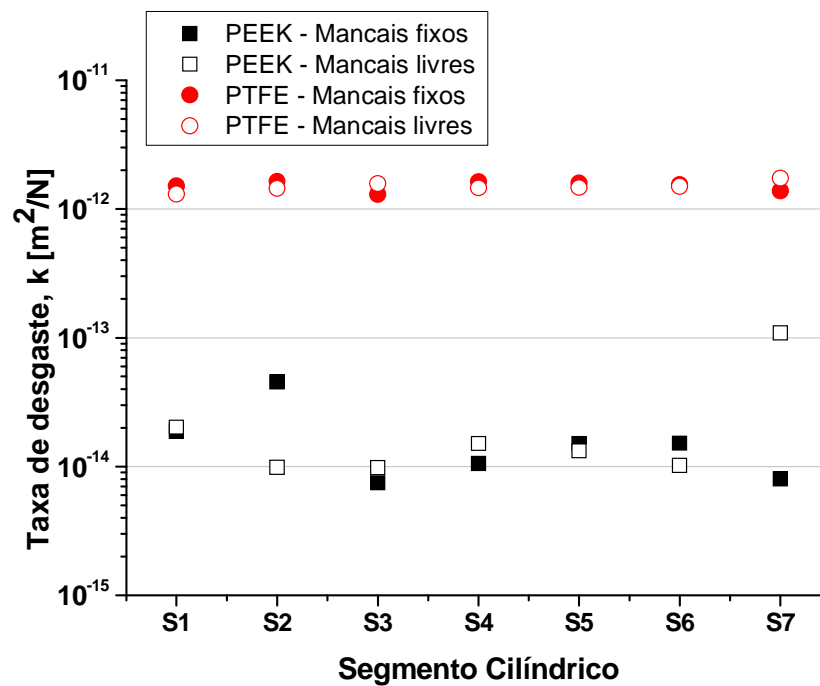
$$k = \frac{B}{PxL} \left[ r^2 \arcsen \frac{b}{2r} - \frac{b}{2} \sqrt{r^2 - \frac{b^2}{4}} \right] \quad (28)$$

Onde  $B$  é o comprimento da zona de contato,  $P$  é a carga normal,  $L$  é a distância de deslizamento,  $r$  é o raio do contracorpo metálico e  $b$  é a largura da trilha de desgaste.

Utilizando as equações 27 e 28, para calcular a taxa de desgaste do PTFE e do PEEK ensaiados nesta pesquisa, podem-se obter resultados mais confiáveis, já que não há mascaramento em decorrência do filme óxido aderido ou do material desgastado que permanece nas bordas dos polímeros. As medidas das áreas das crateras foram feitas através das imagens de MEV, como exemplificado na Figura 94. Os resultados são apresentados na Figura 95.

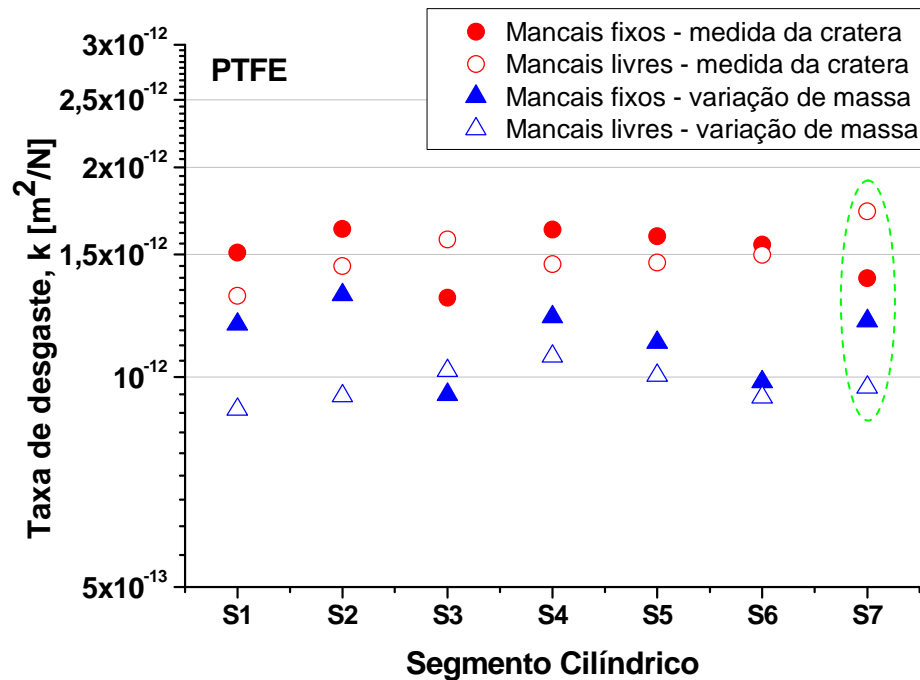


**Figura 94** – Imagem de MEV da superfície de desgaste do PTFE com a medida da largura da zona de contato



**Figura 95** – Taxa de desgaste calculada através da medida da cratera

Observa-se que através desta metodologia de cálculo do volume desgastado os valores de taxa de desgaste do PEEK encontram-se positivos, diferentemente dos obtidos através da variação de massa (Figura 62, no capítulo 4).



**Figura 96** – Comparação da taxa de desgaste calculada através da medida da cratera de desgaste e da variação de massa

A taxa de desgaste do PTFE calculada através da medida da cratera de desgaste foi maior que com a medida da variação de massa. Tal comportamento é explicado pela presença de lamina de este polímero na saída da zona de contato como observado na Figura 88(a) que, em função da pesagem, mascaram o cálculo do volume desgastado. Além disso, pode-se notar que a tendência dos valores em função do segmento é a mesma com exceção do segmento S7 como destacado na Figura 96. Isto confirma a correlação entre essas duas formas de cálculo da taxa de desgaste.

Na Tabela 23 são apresentados os valores de taxa de desgaste do PTFE e PEEK identificados na literatura, para cálculos através de variação de massa e de medida da cratera. Observa-se que, apesar de terem sido utilizadas condições diferentes em cada trabalho referenciado, os valores de taxa de desgaste são aproximados, ficando entre  $6 \times 10^{-13}$  e  $9 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{N}$  para o PTFE e  $1 \times 10^{-14}$  e  $3 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{N}$  para o PEEK, sendo os valores maiores correspondentes aos cálculos a partir da medida da cratera, como observado nesta Tese. Nota-se, também que os resultados obtidos nesta pesquisa (Figuras 95 e 96) estão próximos dos apresentados na literatura para os dois polímeros.

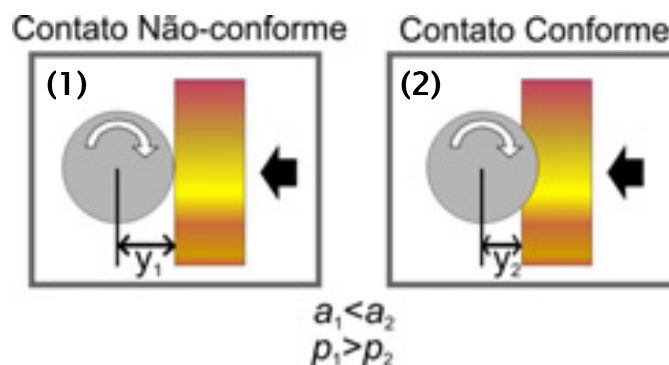
**Tabela 23** – Valores de taxa de desgaste do PEEK e PTFE extraídos da literatura

Taxa de desgaste [ $m^2/N$ ]			
Variação de massa		Medida da cratera	
PTFE	Sawyer <i>et al.</i> $6 \times 10^{-13}$ (Aço inox; 50 mm/s; 6,4 MPa; 1 km)		Chen <i>et al.</i> $9 \times 10^{-13}$ (Aço inox; 0,1 m/s; 200 N; 100m)
			Khedkar <i>et al.</i> $9 \times 10^{-13}$ (A 440C; 0,1 m/s; 5N; 1 km)
PEEK	Sumer <i>et al.</i> $1 \times 10^{-14}$ (AISI D2; 0,8 a 1,6 m/s; 2 a 5 MPa)	Zhang <i>et al.</i> $2 \times 10^{-14}$ (100Cr6; 1 m/s; 1 a 4 MPa; 20 h)	Zhang <i>et al.</i> $3 \times 10^{-14}$ (AISI 52100; 0,2 m/s; 9 N; 1 km)

## 5.5 Taxa de Aquecimento

As curvas de aquecimento do sistema apresentadas nas Figuras 41 e 63 (Capítulo 4), para o PEEK e o PTFE, respectivamente, evidenciam mudança de inclinação no decorrer dos ensaios, ou seja, há transição na taxa de aquecimento do sistema. Tal transição ocorre por volta dos primeiros 200 m de deslizamento e pode estar associada a três fatores:

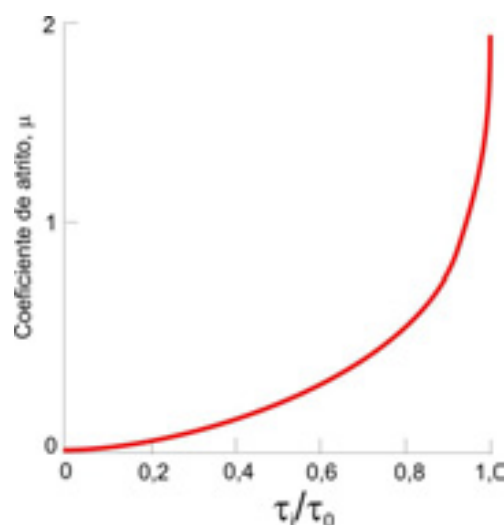
- 1) Transição de um contato não-conforme para um contato conforme (Figura 97), ou seja, de um contato cilindro-plano para um contato cilindro-cilindro invertido. Esse fenômeno é acompanhado de uma queda na pressão de contato, onde esta redução resulta em menor taxa de aquecimento do sistema;



**Figura 97** – Esquema mostrando transição de contato não-conforme para conforme ( $a_1$  e  $a_2$  são os raios de contato e  $p_1$  e  $p_2$  as pressões de contato nos instantes 1 e 2, esquerda e direita, respectivamente)



- 2) Alinhamento das cadeias poliméricas na direção do deslizamento conduzindo a uma menor resistência ao deslizamento e, conseqüentemente, menor taxa de aquecimento;
- 3) A terceira hipótese é baseada na presença de um *filme interfacial* e sua implicação sobre a dissipação de calor e o coeficiente de atrito. Stachowiak e Batchelor (1996) destacam os efeitos de filmes superficiais, por exemplo, de óxidos sobre a temperatura na zona de contato. Se o filme sólido é bom condutor então a temperatura superficial será baixa, caso contrário, esta aumentará. Quando o filme de óxido se forma sobre a superfície do PEEK a condutividade é elevada em uma ordem de grandeza em relação ao polímero, desta forma o aquecimento é reduzido. Já Hutchings (1992) menciona que a presença de um filme interfacial com resistência ao cisalhamento inferior a do substrato reduz o coeficiente de atrito,  $\mu$ , conforme apresentado na Figura 98, que relaciona  $\mu$  a razão  $\tau_i/\tau_0$ . Nesta figura observa-se que uma interface apenas 10% mais fraca que o substrato é suficiente para reduzir  $\mu$  em torno de uma unidade e, conseqüentemente, acarreta em menor taxa de aquecimento. Portanto, a região de transição na taxa de aquecimento do PEEK pode estar associada ao início de geração de óxido sobre este material como evidenciado através das imagens de MEV (Figura 91). Já o PTFE, com sua característica de formar lamina de baixa resistência ao cisalhamento, como destacado no capítulo 4, apresenta uma transição na taxa de aquecimento em decorrência da presença destes filmes na interface do contato, resultando em menor taxa de aquecimento.

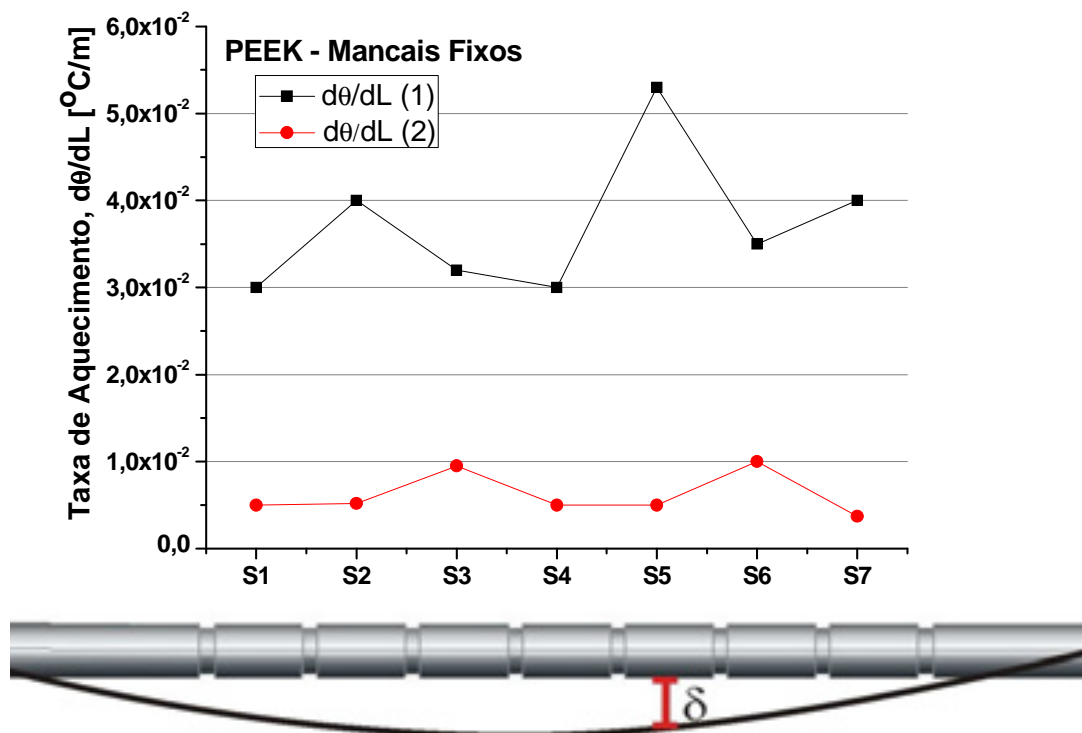


**Figura 98** – Variação do coeficiente de atrito,  $\mu$ , com a razão entre a resistência ao cisalhamento da interface e aquela do material do substrato ( $\tau_i/\tau_0$ ) (baseado em HUTCHINGS, 1992)

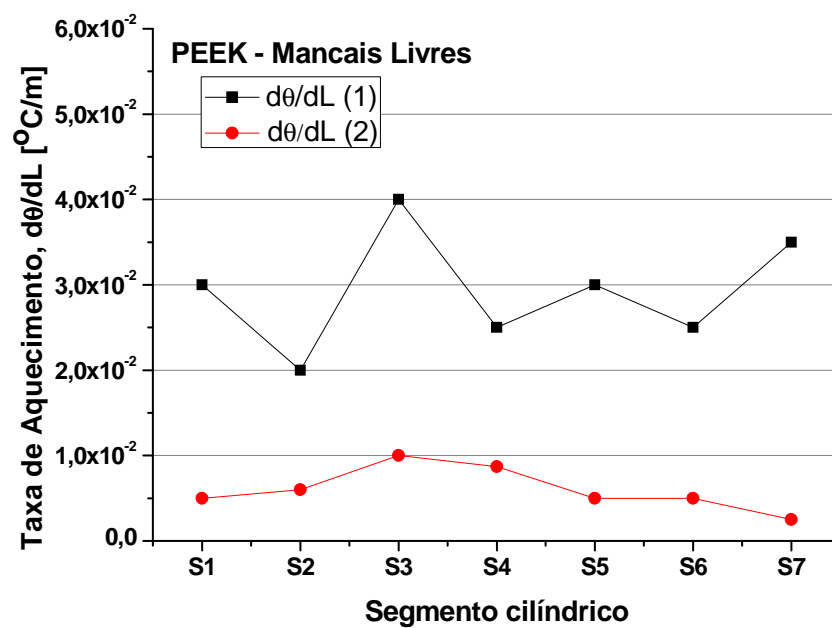
*Este resultado sugere que os dois polímeros estudados, PEEK e PTFE, quando submetidos ao contato de deslizamento contra um aço liga AISI 4140 comportam-se como um autolubrificante devido à formação de filme interfacial.* Tal comportamento já tem sido bem evidenciado e referenciado na literatura para o PTFE, diferentemente para o PEEK, onde não se encontra discussão sobre esse tema.

As taxas de aquecimento são apresentadas nas Figuras 99, 100, 101 e 102 para os dois polímeros estudados nas condições de mancais fixos e livres. Os maiores valores representados por  $d\theta/dL$  (1), dizem respeito à taxa de aquecimento inicial e em por  $d\theta/dL$  (2), a taxa de aquecimento após a transição, para cada segmento do contracorpo.

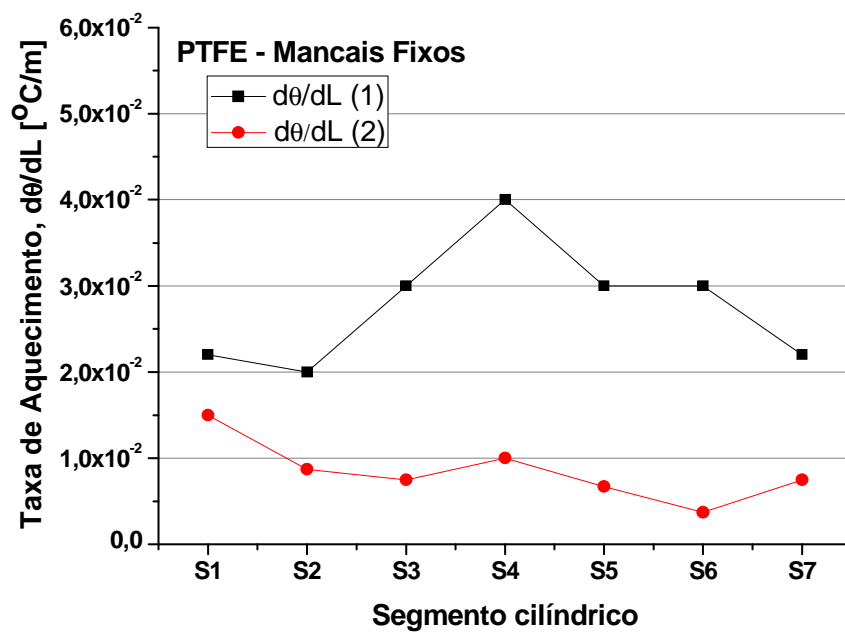
Observa-se que a diferença nas duas taxas de aquecimento do sistema foi de uma ordem de grandeza, da ordem de  $10^{-2}$  para  $d\theta/dL$  (1) e de  $10^{-3}$  para  $d\theta/dL$  (2). O PTFE ensaiado na condição de mancais livres apresentou menores taxas de aquecimento (Figura 102).



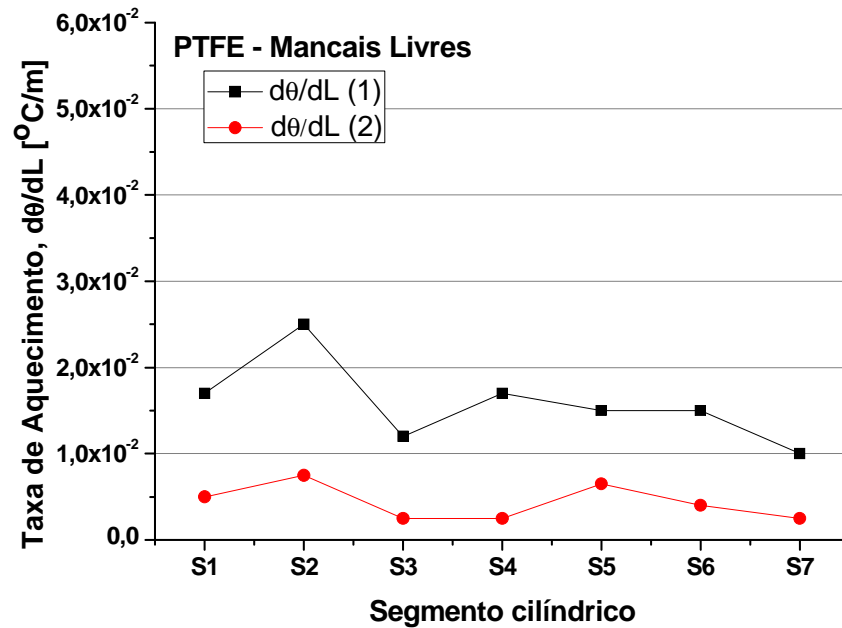
**Figura 99** – Taxas de aquecimento nos ensaios com PEEK na condição e Mancais Fixos



**Figura 100** – Taxas de aquecimento nos ensaios com PEEK na condição e Mancais Livres



**Figura 101** – Taxas de aquecimento nos ensaios com PTFE na condição e Mancais Fixos



**Figura 102** – Taxas de aquecimento nos ensaios com PTFE na condição e Mancais Livres

Os autores Stachowiak e Batchelor (1996) discutem a aplicação do cálculo da temperatura de contato utilizando as leis de conservação de energia e transferência de calor para um contato com lubrificação Elastohidrodinâmica (EHD). Eles destacam a importância de se conhecer esses valores de temperatura, pois, afetam não apenas as características de lubrificação EHD, mas também desgaste e atrito a seco através da formação de óxido. Esses autores expressam o calor gerado pelo atrito em função do coeficiente de atrito, carga e velocidade e destacam o *número Peclet* como um critério adimensional que permite a diferenciação entre os vários regimes de velocidade. Este parâmetro é expresso pela equação (29).

$$L = \frac{Ua}{2\chi} \quad (29)$$

Onde  $L$  é o *número de Peclet*,  $U$  é a velocidade de um dos sólidos [m/s],  $a$  é a dimensão do contato [m] e  $\chi$  é a difusividade térmica [m<sup>2</sup>/s].

O *número de Peclet* é um indicador da penetração de calor no substrato dos sólidos em contato, ou seja, descreve se há tempo suficiente para a distribuição de temperatura do contato se difundir dentro do sólido estacionário, que no caso deste trabalho é o polímero.

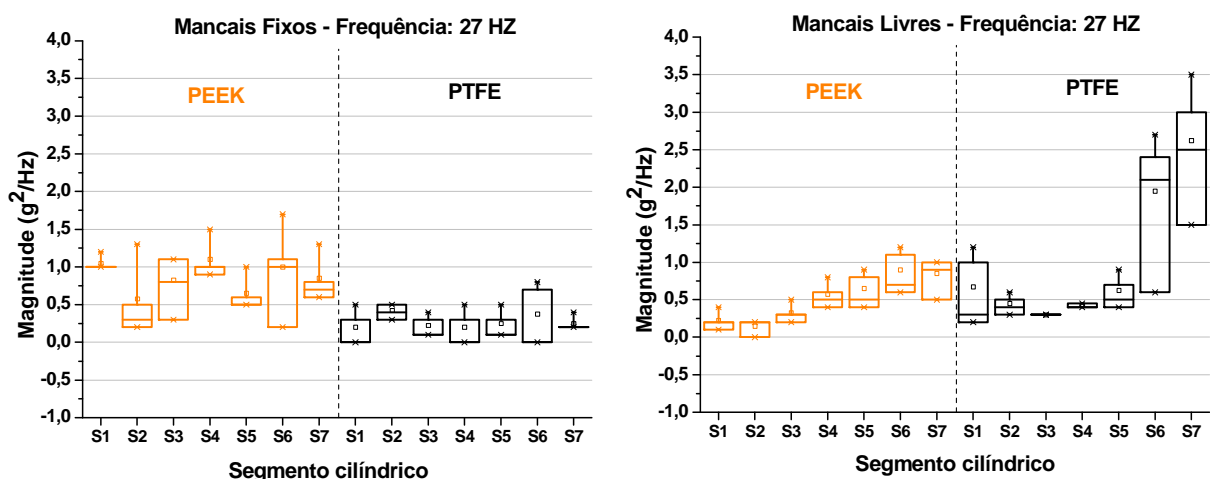
## 5.6 Análise Dinâmica em Ensaio de deslizamento a Seco

A vibração de um sistema pode ser influenciada por diversos fatores, onde a rigidez é considerada um dos mais importantes relacionados ao atrito e ao desgaste. Visando comprovar esta relação foram realizados ensaios de deslizamento com variação na posição dos mancais que suportavam o contracorpo (eixo cilíndrico). Desta forma eles assumiam as posições de mancais fixos ou livres e o eixo cilíndrico podia ter a liberdade de se mover perpendicularmente ao contato ou não. Os espectros de DEP obtidos nos ensaios de deslizamento indicaram que as componentes espectrais eram originadas da frequência natural do sistema. As principais frequências associadas a esse sistema foram: 27, 54, 881 e 900 Hz.

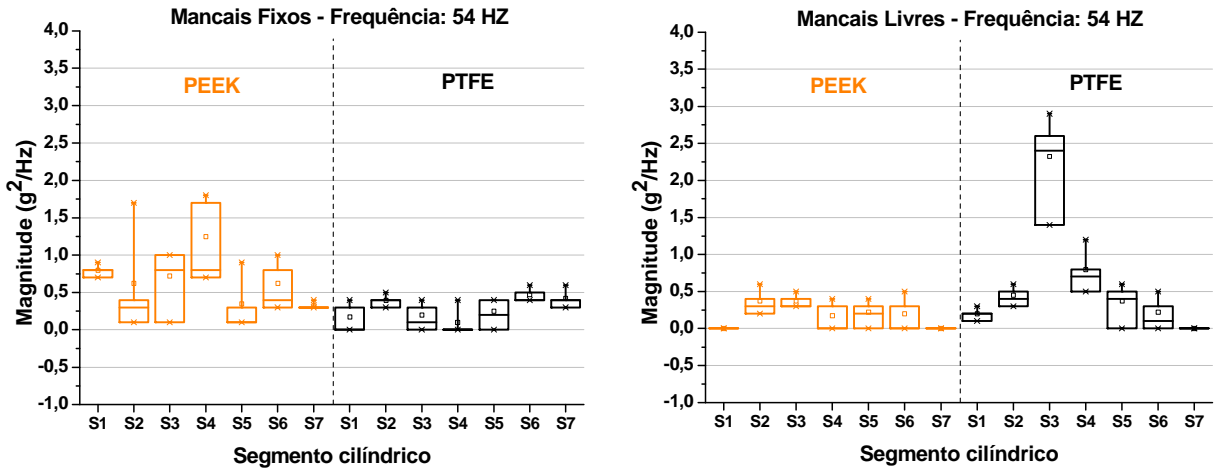
Com o carregamento do ensaio notou-se variação na intensidade dos picos relacionados a estas frequências. Bergantin *et al.* (2003) também fez tal observação quando analisando a resposta do sinal dinâmico em ensaios de deslizamento a seco de materiais metálicos.

As frequências 27 e 54 Hz estão relacionadas à velocidade de rotação do eixo e seu harmônico, respectivamente.

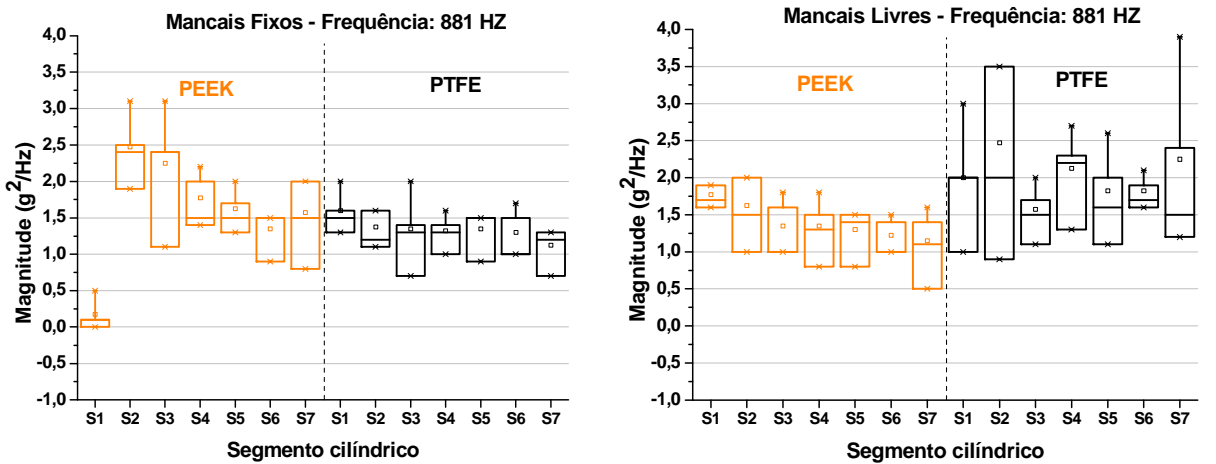
A variação na intensidade dos picos relacionados às principais frequências identificadas nos espectros de DEP é apresentada nas Figuras 103-106 confrontando as condições dos mancais (Fixos ou Livres) e os materiais ensaiados (PEEK e PTFE).



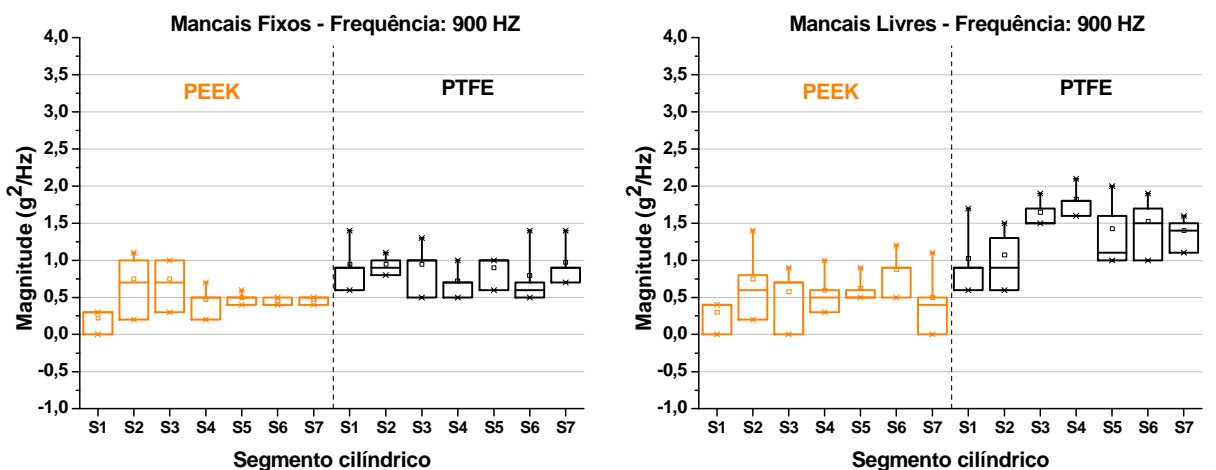
**Figura 103** – Comparação da variação na intensidade do pico de 27 Hz identificado nos espectros de DEP



**Figura 104** – Comparação da variação na intensidade do pico de 54 Hz identificado nos espectros de DEP



**Figura 105** – Comparação da variação na intensidade do pico de 881 Hz identificado nos espectros de DEP



**Figura 106** – Comparação da variação na intensidade do pico de 900 Hz identificado nos espectros de DEP

Observa-se que para o PEEK, a condição dos mancais exerceu pouca influência na variação da intensidade dos picos, porém com o PTFE essa condição se inverteu, com

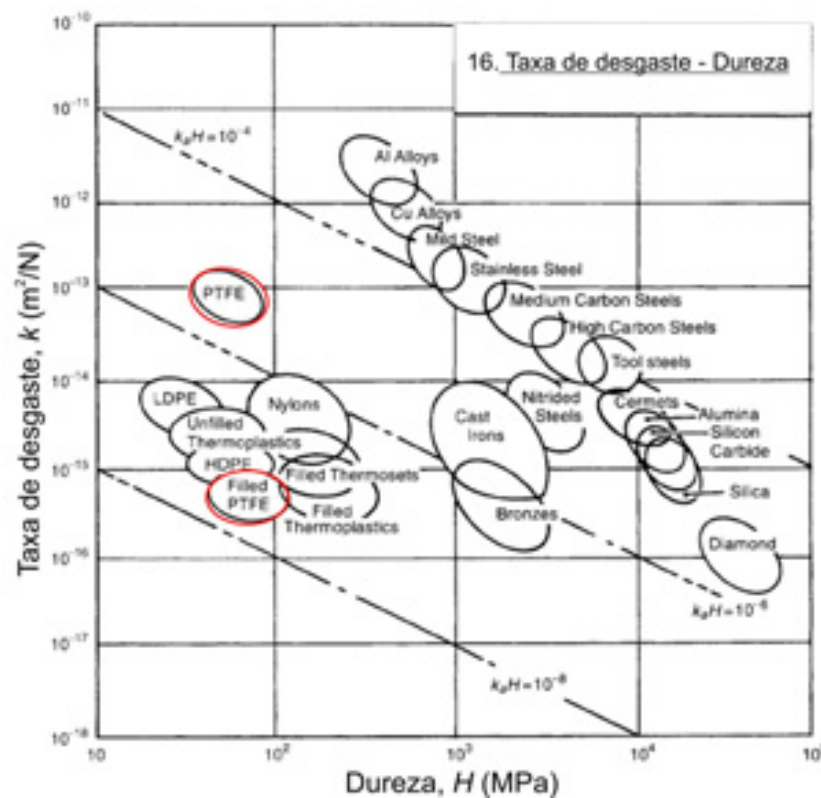
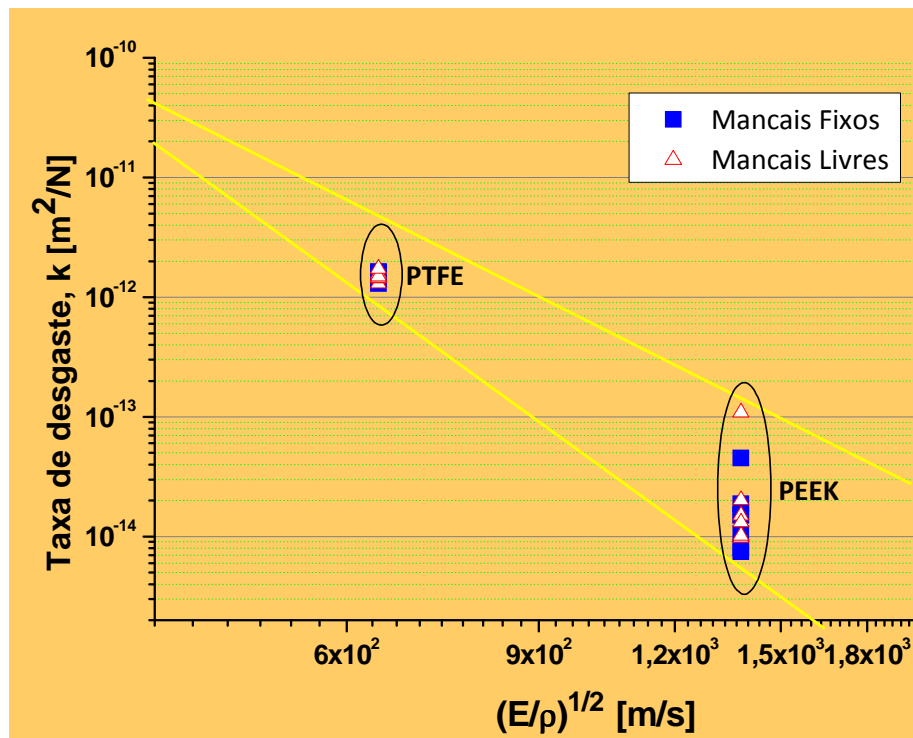
mancais livres a variação da intensidade dos picos foi maior em todas as frequências. Além disso, percebe-se outra tendência, com mancais fixos os picos referentes ao PEEK apresentavam maior variação de intensidade, já com mancais livres eram os picos referentes ao PTFE que apresentavam maior variação de intensidade.

Acredita-se que este comportamento possa estar associado à rigidez do material. A vibração do sistema na condição de mancais livres não se sobrepôs a rigidez do PEEK que é três vezes maior que a rigidez do PTFE. Desta forma, nos ensaios com PTFE e mancais livres observou-se maior variação na intensidade dos picos.

## 5.7 Taxa de desgaste *versus* $(E/\rho)^{1/2}$

A Figura 107 contrapõe valores apresentados por Ashby em relação àqueles obtidos neste trabalho relativos à taxa de desgaste do PTFE e PEEK deslizando contra aço. Mapeou-se a taxa de desgaste desses dois polímeros, sua tendência central e dispersão, versus o parâmetro  $(E/\rho)^{1/2}$ , proporcional à velocidade de propagação de uma onda elástica longitudinal em um material sólido, parâmetro este, destacado na carta 1 de Ashby mostrada na Figura 18 (Capítulo 2).

Ashby (2000) apresenta uma faixa de variação para a taxa de desgaste dos polímeros deslizando contra aço entre  $10^{-13}$  m<sup>2</sup>/N para o PTFE e  $10^{-16}$  m<sup>2</sup>/N para o PTFE com carga mineral deslizando contra aço. Os resultados obtidos neste trabalho utilizando-se a bancada experimental e o método desenvolvidos nesta Tese demonstraram uma (a) intensificação na taxa de desgaste do PTFE em uma ordem de grandeza relativamente aos valores de Ashby e (b) insensibilidade da taxa de desgaste do PTFE à condição fixa ou livre dos mancais. Por outro lado, a susceptibilidade do polímero PEEK às excentricidades impostas pelos mancais livres mostrou-se uma ordem de grandeza maior que aquela do PTFE e pode ser representada pelo *outlier* a  $10^{-13}$  m<sup>2</sup>/N, quando a tendência central observada na taxa de desgaste do PEEK submetido aos ensaios foi da ordem de  $10^{-14}$  m<sup>2</sup>/N.



**Figura 107** – (a) Taxa de desgaste dos polímeros PTFE e PEEK obtidos nas condições utilizadas neste trabalho em função de  $(E/\rho)^{1/2}$ ; (b) Carta de Ashby com valores de taxas de desgaste para materiais estruturais da Engenharia

Duas recomendações se impõem aos Engenheiros de Materiais a partir dessas evidências: (1) deve-se *necessariamente* considerar a condição dinâmica dos mancais



em um sistema tribológico ao se discutir a taxa de desgaste de um polímero face à adição de cargas minerais à sua composição; (2) na ausência de carga mineral ao PTFE, a condição dinâmica dos mancais em um sistema tribológico pode ser considerada irrelevante no que concerne à sua taxa de desgaste.

## *Capítulo 6*

### *Conclusões*

O presente estudo nas condições descritas permitiu:

- Desenvolver uma correlação entre: taxa de desgaste e o parâmetro  $(E/\rho)^{1/2}$ , representativo da velocidade de propagação de onda longitudinal em um sólido;
- Identificar diferentes mecanismos de desgaste nesse sistema como fadiga, abrasão, reação triboquímica e adesão, e distinguir o mecanismo preponderante em cada polímero, como:
  - PEEK: Reações triboquímicas, identificadas através da presença de partículas e filmes óxidos;
  - PTFE: Fadiga, caracterizada pela delaminação.
- Constatar o comportamento autolubrificante dos dois polímeros estudados, evidenciado através das medidas de temperatura. Tal constatação exalta o melhor desempenho do PEEK em aplicações de deslizamento contra aço liga AISI 4140, ao invés do PTFE, já que os dois possuem comportamentos autolubrificantes similares, porém o PEEK é mais resistente ao desgaste que o PTFE.
- Comparar metodologias distintas para cálculo da taxa de desgaste dos polímeros através da variação de massa dos corpos-de-prova após os ensaios e através da medida da cratera de desgaste impressa na superfície dos polímeros, onde constatou-se que a técnica de medida da variação de massa, muito utilizada por diversos pesquisadores, conduz ao mascaramento nos resultados;
- Validar um método experimental de análise da influência da rigidez de um sistema tribológico polímero-metal, em bancada desenvolvida para este fim:
  - 1) Constatar uma correlação entre as respostas do Aquecimento, Velocidade Global de Vibração e Mecanismos de desgaste;
  - 2) Distinguir Mecanismos de desgaste para o PEEK e PTFE originados devido às suas características estruturais distintas;

3) Demonstrar a eficácia da Microscopia Eletrônica de Varredura, EDS, TG, DSC, DMA na avaliação de propriedades e da superfície e subsuperfície dos materiais poliméricos.

- Identificar diferentes Processos Dissipativos nos contatos PEEK-aço e PTFE-aço associados aos diferentes mecanismos de desgaste observados e ao processo de transferência de calor durante os ensaios;
- Constatar que a viscoelasticidade dos polímeros exerceu influência sobre a resposta de vibração do sistema, verificada através dos gráficos de densidade espectral de potência da aceleração. Verificou-se que a vibração do sistema na condição de mancais livres não se sobrepôs a rigidez do PEEK que é três vezes maior que a rigidez do PTFE;

### ***Sugestão para Trabalhos Futuros***

- Investigar a resposta de compósitos tipo PEEK + PTFE, PTFE grafitado, poliamida grafitada aplicados a guias de deslizamento de sistemas mecatrônicos;
- Correlacionar comportamentos tribológicos com análises DSC, TG, DTA, DMA de polímeros;
- Correlacionar comportamentos tribológicos com comportamento dinâmico de corpos-de-prova de materiais poliméricos e contracorpos de outros materiais;
- Desenvolver uma correlação cruzada entre os parâmetros coletados durante os ensaios.

## *Referências Bibliográficas*

ANDERSSON, P.B.U.; KROPP, W. Time domain contact model for tyre/road interaction including nonlinear contact stiffness due to small-scale roughness. *Journal of Sound and Vibration*, 2008.

ASHBY, M. F. **Materials Selection in Mechanical Design**. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2000. 502p.

ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. **Engineering Materials**. 2. ed. Oxford: Elsevier Science. Volume 2, 1999. 381p.

ATTILA OLÁH. Contact Mechanics of Polymer Interfaces: New Approaches in Testing and Control of Adhesion. **Ph.D. Thesis**, University of Twente, Enschede, The Netherlands 2004. ISBN 90-365-2105-X

BAYER, Raymond G. (ed). **Effect of the mechanical stiffness and vibration on wear**. Anais de um simpósio realizado em Montreal patrocinado pelo comitê G-2 da ASTM sobre erosão e desgaste, 1995.

BEKHET, N. E. Tribological behaviour of drawn polypropylene. *Wear*, v. 236, p. 55–61, 1999.

BERGANTIN, R. *et al.* Dynamic Signal Analyses in Dry Sliding Wear Tests. *J. of the Braz. Soc. of Mech. Sci. & Eng.* v. XXV, n. 3, July-September 2003.

BHUSHAN, B. (Ed) **Modern tribology handbook**. Capítulo 3. Florida: CRC Press, 2001. volumes 1.

\_\_\_\_\_(Ed). **Modern tribology handbook**. Capítulo 13. Florida: CRC Press, 2001. volumes 1.

\_\_\_\_\_(Ed). **Handbook of Micro/Nanotribology**. Capítulo 4. Boca Raton: CRC Press LLC, 1999

Biblioteca Virtual do Estudante Brasileiro. Análise de Vibrações. Disponível em: <HTTP://www.bibvirt.futuro.usp.br/content/download/6255/50859/file>. Acesso em 20 de Julho de 2009

BRISCOE, B.J.; STUART, B.H.; SEBASTIAN, S.; TWEEDALE, P.J. *Wear*, v. 162, p. 407, 1993.

BRYANT, M. D. Entropy and Dissipative Processes of Friction and Wear. *FME Transactions*, v. 37, p. 55-60, 2009

BRYDSON, John A. **Plastics Materials**. 7. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999. 920p.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 5 ed. New York: John Wiley & Sons, 2000.

CANEVAROLO Jr, S. V. **Ciência dos polímeros**. 2. ed. São Paulo: Artliber Editora, 2006. 275p.

CHAU, K.W. Contact dynamics of a step-loaded viscoelastic solid. *J.Phys.D: Applied Physics*. v. 39, p. 712-720, 2006.

CHEN, G.X.; ZHOU, Z.R. Time–frequency analysis of friction-induced vibration under reciprocating sliding conditions. *Wear*, v. 262, p. 1–10, 2007.

CHEN, W.X. *et al.* Tribological behavior of carbon-nanotube-filled PTFE composites. *Tribology Letters*, v. 15, n. 3, October 2003.

CHOWDHURY, M. A.; HELALI, M. M. The effect of frequency of vibration and humidity on the wear rate, *Wear*, v. 262, p.198-203, 2007.

\_\_\_\_\_. The effect of amplitude of vibration on the coefficient of friction for different materials. *Tribology International* v. 41, p. 307–314, 2008.

CROWFORD, R. J. **Plastics Engineering**. 3. ed. Oxford: Elsevier Science, 1998. 505p.

DA SILVA, L. V.; NASCIMENTO, I. V.; SANTOS, F. O. P.; LIMA DA SILVA, R. C.; MEDEIROS, J. T. N. Desgaste por deslizamento de polímeros contra aço-liga. Anais do 64º Congresso Anual da ABM, 2009.

DAI, Z. D. ; XUE Q. J. Progress and development in thermodynamic theory of friction and wear. *Sci China Ser E-Tech Sci*, v. 52, n. 4, p. 844-849, Apr. 2009.

DASARI, A.; YU, Z.-Z; MAI,Y.-W. Fundamental aspects and recent progress on wear/scratch damage in polymer Nanocomposites. *Materials Science and Engineering R*, v. 63, p. 31–80, 2009.

DASARI, A. On toughening and wear/scratch damage in polymer nanocomposites. A thesis submitted in fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy at the University of Sydney. 2007.

DE LIMA, W. B.; MARTINS, R. M.; SANTOS, F. O. P.; LIMA DA SILVA, R. C.; MEDEIROS, J. T. N. Desgaste de aços de hastes polidas de UB sob deslizamento alternado em borrachas HNBR. Anais do 64º Congresso Anual da ABM, 2009.

DEGRANGE, J.M. *et al.* Influence of viscoelasticity on the tribological behaviour of carbon black filled nitrile rubber (NBR) for lip seal application. *Wear*, v. 259, p. 684–692, 2005.

DERJAGUIN, B.V.; MULLER, V.M.; TOPOROV, Y.P. Effect of contact deformations on the adhesion of particles. *Journal of Colloid and Interface Science* 53. v. 2, p. 314–326, 1975.

DONG, H.; BELL, T. State-of-the-art overview: ion beam surface modification of polymers towards improving tribological properties. *Surface and Coatings Technology*, v. 111, p. 29–40, 1999.

FLANNERY, M. *et al.* Analysis of wear and friction of total knee replacements Part I. Wear assessment on a three station wear simulator. *Wear*, v. 265, p. 999–1008, 2008.

FRANKLIN, S.E.; DE KRAKER, A. Investigation of counterface surface topography effects on the wear and transfer behaviour of a POM–20% PTFE composite. *Wear*, v. 255, p. 766–773, 2003.

FRANKLIN, S. E. Wear experiments with selected engineering polymers and polymer composites under dry reciprocating sliding conditions. *Wear*, v. 251, p. 1591–1598, 2001.

FRIEDRICH, J. F. *et al.* Chemical reactions at polymer surfaces interacting with a gas plasma or with metal atoms —their relevance to adhesion. *Surface and Coatings Technology* 116–119 (1999) 772–782

GREENWOOD, J.A.; JOHNSON, K.L. Oscillatory loading of a viscoelastic adhesive contact. *Journal of Colloid and Interface Science*, v. 296, p. 284–291, 2006.

GREENWOOD, J.A.; WILLIAMSON, J.B.P. Contact of nominally flat surfaces. *Proc. Royal Society London, A*, v. 295, p. 300–330, 1966.

GREENWOOD, J.A.; WU, J.J. Surface Roughness and Contact: An Apology. *Meccanica* 36: 617–630, 2001.

GRIERSON, D. S.; FLATER, E. E.; CARPICK, R. W. Accounting for the JKR–DMT transition in adhesion and friction measurements with atomic force microscopy. *J.Adhesion Sci. Technol*, v. 19, n. 3–5, p. 291–311, 2005.

HALLING, J. TRIBOLOGY: SCIENCE AND PRACTICE. *Physics in Technology*. May 1977. Paginação irregular.

HOLMBERG, K. *et al.* Friction and wear of coated surfaces — scales, modelling and simulation of tribomechanisms. *Surface & Coatings Technology*, v. 202, p. 1034–1049, 2007.

HUGH, J. MC *et al.* Relationship between the Mechanical and Ultrasound Properties of Polymer Materials. ECNDT 2006 - We.2.2.1

HUTCHINGS, Ian M. **Tribology** - Friction and Wear of Engineering Materials. 1. ed. Cambridge: Edward Arnold, 1992.

JACOBS, O.; JASKULKA, R.; YAN, C.; WU, W. On the effect of counterface material and aqueous environment on the sliding wear of various PEEK compounds. *Tribology Letters*, v. 18, n. 3, March 2005.

JOHNSON, K. L. Mechanics of adhesion. *Tribology International* Vol. 31, No. 8, pp. 413–418, 1998

- \_\_\_\_\_. **Contact Mechanics**. Cambridge: Cambridge University Press, 1989. 452p.
- JOHNSON, K. L.; GREENWOOD, J. A. An Adhesion Map for the Contact of Elastic Spheres. *Journal of Colloid and Interface Science*. V. 192, p. 326–333, 1997.
- JOHNSON, K.L.; KENDALL, K.; ROBERTS, A.D. Surface energy and the contact of elastic solids. *Proc. Royal Society London, A*, v. 324, p. 301-320, 1971.
- KHEDKAR, J.; NEGULESCU, I.; MELETIS, E. I. “Sliding wear behavior of PTFE composites”, *Wear*, (2002)Vol. 252, pp. 361–369
- KURTZ, S. M.; DEVINE, J. N. Review: PEEK biomaterials in trauma, orthopedic, and spinal implants. *Biomaterials*, v. 28, p. 4845–4869, 2007.
- KURTZE, G. *Física y técnica de la lucha contra el ruido*. Bilbao: Ediciones URMO, 1969. p. 41-113, *apud* MEDEIROS, 2002.
- LAI, Y.H. *et al.* On the PEEK composites reinforced by surface-modified nano-silica. *Materials Science and Engineering A*, v. 458, p. 158–169, 2007.
- LEI, C. *et al.* Space charge distribution and crystalline structure in quenched polytetrafluoroethylene. *European Polymer Journal*, v. 43, p. 4523–4529, 2007.
- LI, F.; HU, K.; LI, J. “Zhao The friction and wear characteristics of nanometer ZnO filled Polytetrafluoroethylene”, *Wear*, Vol. 249, pp. 877–882, 2002.
- LIMA DA SILVA, R. C. *et al.* Desgaste por deslizamento de polímeros contra aço-liga. Anais do 64º Congresso Anual da ABM, 2009.
- LIMA DA SILVA, R. C.; SANTANA, J. S.; MEDEIROS, J. T. N.; A Study on the sliding wear behaviour of PTFE composites for application in oil seals. Em: Congresso da Sociedade Brasileira de Pesquisa em Materiais – V SBPMat 2006, Florianópolis, Novembro, 2006.
- LIMA DA SILVA, R. C.; SILVA, J. B.; MEDEIROS, J. T. N. Sliding contact metal – polymer with variable stiffness. Anais do I Congresso Friction Wear and Wear Protection, Aachen/AL, Abril, 2008.
- \_\_\_\_\_. Wear rate fluctuation of a sliding system polymer-steel under the effect of fixed and free journal bearings. Em: *19th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM 2007*, Brasília. Anais (CD-ROM) do 19th Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, Brasília, November, 2007.
- LIMA DA SILVA, R. C.; SILVA, C. H.; MEDEIROS, J. T. N. Is there delamination wear in polyurethane? *Wear*. V. 263, p. 974-983, 2007.
- LUDEMA, Kenneth C. **Friction, wear, lubrication**: a textbook in tribology. Florida: CRC Press, 1996.
- MEDEIROS, J. T. N. Fadiga de contatode discos metálicos não-conformes submetidos a ensaios a seco de rolamento cíclico; **Tese de doutorado** apresentada a Escola

Politécnica da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Doutor em Engenharia, 2002. 2 Vol.

MENNA, A. R. Detecção de falhas em mancais de rolamento por análises de vibração em banda larga: um caso prático de aplicação em uma população de equipamentos rotativos. **Dissertação de Mestrado** apresentada a Universidade Federal do Rio Grande do Sul para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, 2007

MULLER, V. M.; YUSHCHENKO, V. S.; DERJAGUIN, B. V. On the influence of molecular forces on the deformation of an elastic sphere and its sticking to a rigid plane, *Journal of Colloid and Interface Science*. v. 77 (1), p. 91–101, 1980.

MYERS, C. J. Tribology: Science in motion. *Physics in Technology*. Março de 1975. Paginação irregular.

NASCIMENTO, I. V.; DA SILVA, L. V.; MEDEIROS, J. S.; LIMA DA SILVA, R. C.; MEDEIROS, J. T. N. Contact sphere-plan polymer-metal: theory x experiment. Proceedings of COBEM 2009.

NASCIMENTO, I. V.; SOUZA, J. R.; DA SILVA, L. V.; MEDEIROS, J. S.; LIMA DA SILVA, R. C.; MEDEIROS, J. T. N. Análise comparativa da absorção de energia de impacto em materiais poliméricos. Anais do CBECIMAT 2008.

PENG, Z.; KESSISSOGLU, N.J.; COX, M. A study of the effect of contaminant particles in lubricants using wear debris and vibration condition monitoring techniques. *Wear*, v. 258, p. 1651–1662, 2005.

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.

QUINN, F. J. Tribology. *Physics Education*. Abril de 1977. Paginação irregular.

RAM, Arie. **Fundamentals of Polymer Engineering**. New York: Plenum Press, 1997. 237p.

ROBICHAUD, J. M. Reference Standards for Vibration Monitoring and Analysis. <http://www.bretech.com/reference>. Acesso em 18/02/2009)

RODRIGUES, A. A. Investigação das características tribológicas e ambientais de termoplásticos de engenharia especiais para uso em materiais de atrito. **Tese de Doutorado** apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Doutor em Engenharia, 2007.

SAKAMOTO, W. K. Dielectric spectroscopy and thermally stimulated discharge current in PEEK film. *Ecl. Quím.*, São Paulo, v. 28, n.2, p. 49-54, 2003.

SAMYN, P.; SCHOUKENS, G. The effect of processing method on dry sliding performance of polyimides at high load/high velocity conditions. *European Polymer Journal*, v. 44, p. 716–732, 2008.



SAWYER, W. G. *et al.* A study on the friction and wear behavior of PTFE filled with alumina nanoparticles. *Wear*, v. 254, p. 573–580, 2003.

SILVA, C. H. Degradação de UHMWPE e de POM devido à ação tribológica contra aço inoxidável e alumina. **Tese de doutorado** apresentada a Escola Politécnica de São Paulo, para obtenção do título de Doutor em Engenharia, 2003.

SILVA, L. V.; SOUZA, J. R.; LIMA DA SILVA, R. C.; MEDEIROS, J. T. N. Avaliação do desgaste de poliuretano submetido a ensaios de deslizamento. Anais do V Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Salvador, Agosto, 2008.

\_\_\_\_\_. Deslizamento a seco do PEEK e PTFE contra aço-liga. Anais do 18º Congresso Brasileiro de Ciência e Engenharia de Materiais, Porto de Galinhas/PE, Novembro, 2008.

SIRGHI, L.; ROSSI, F. Adhesion and elasticity in nanoscale indentation. *Applied Physics Letters*, v. 89, 243118, 2006.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**. Butterworth-Heinemann, 1996. 744p.

SUH, N.P. The delamination theory of wear. *Wear*, v. 25, p. 111–124, 1973.

SUMER, M.; UNAL, H.; MIMAROGLU, A. Evaluation of tribological behaviour of PEEK and glass fibre reinforced PEEK composite under dry sliding and water lubricated conditions. *Wear xxx* (2008) xxx–xxx.

UNAL, H.; MIMAROGLU, A. Lubrication Friction and Wear Characteristics of PEEK and its Composite under Water. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. v. 25, p. 1659, 2006.

VAENKATESAN, V.; VELLINGA, W.P.; MEIJER, H.E.H. Investigating Interfacial behavior of PDMS using an Advanced JKR Apparatus, *Internal Poster* (2005) (<http://www.mate.tue.nl/mate/showempcompl.php/4>)

VELLINGA, W.P.; MEIJER, H.E.H.; VAENKATESAN, V. Interfacial Studies on PDMS using an Advanced JKR Apparatus, *Internal Poster* (2004) (<http://www.mate.tue.nl/mate/showempcompl.php/4>)

WANG, J.; YAN, F.; XUE, Q. Friction and Wear Behavior of Ultra-High Molecular Weight Polyethylene Sliding Against GCr15 Steel and Electroless Ni–P Alloy Coating Under the Lubrication of Seawater. *Tribology Letter*, v. 35, p. 85–95, 2009.

WU, K.-C.; YOU, H.-I. Determination of solid material elastic modulus and surface energy based on JKR contact model. *Applied Surface Science*, v. 253, p. 8530–8537, 2007.

XIANG, D.; GU, C. A study on the friction and wear behavior of PTFE filled with ultra-fine kaolin particulates. *Materials Letters* 60, p. 689–692, 2006.

XU, D.; LIECHTI, K. M.; RAVI-CHANDAR, K. On the modified Tabor parameter for the JKR–DMT transition in the presence of a liquid meniscus. *Journal of Colloid and Interface Science*, v. 315, p. 772–785, 2007.

ZEUS TECHNICAL WHITEPAPER. PEEK vs Metal: Why the plastic is better. Copyrights 2005.

ZHANG, G.; SCHLARB, A.K. Morphologies of the wear debris of polyetheretherketone produced under dry sliding conditions: Correlation with wear mechanisms. *Wear*, v. 266, p. 745–752, 2009.

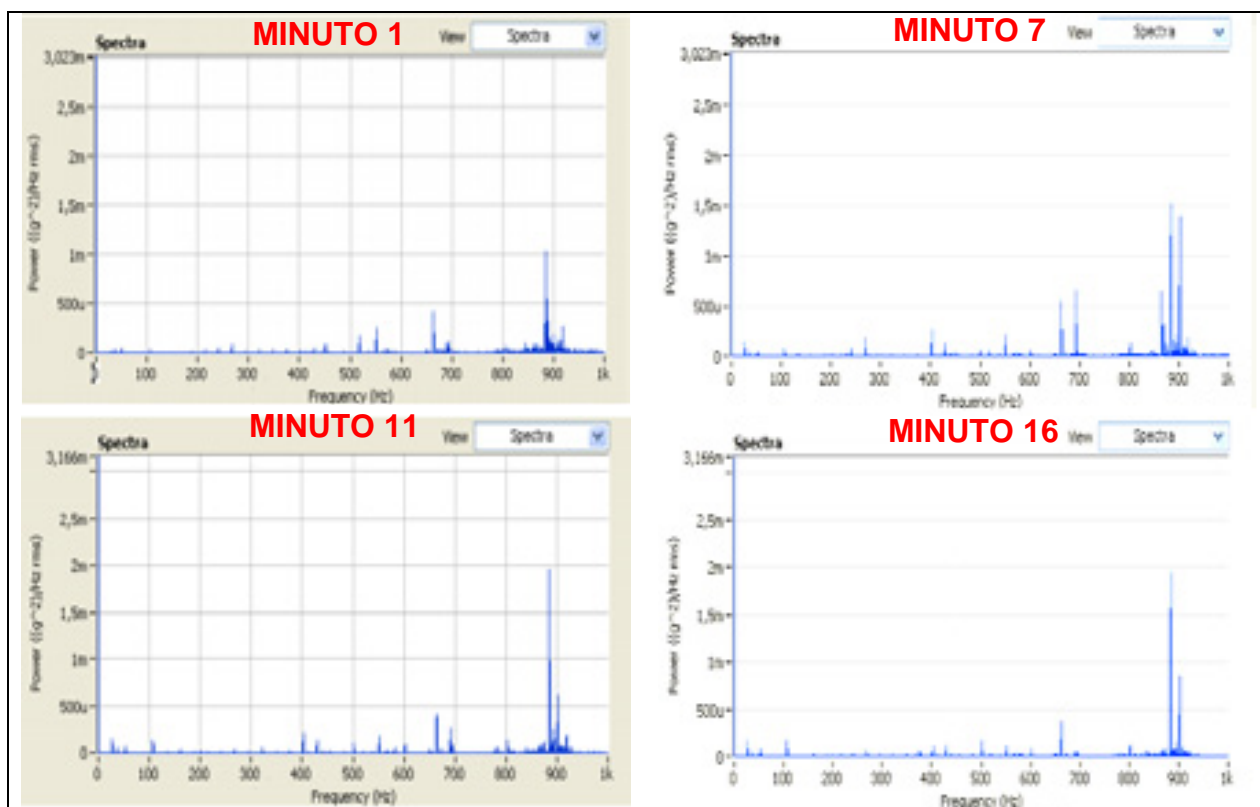
ZHANG, G. *et al.* Temperature dependence of the tribological mechanisms of amorphous PEEK (polyetheretherketone) under dry sliding conditions. *Acta Materialia*, 2008.

ZSIDAI, L. Friction and thermal effects of engineering plastics sliding against steel and DLN-coated counterfaces. *Tribology Letters*, v. 17, n. 2, 2004

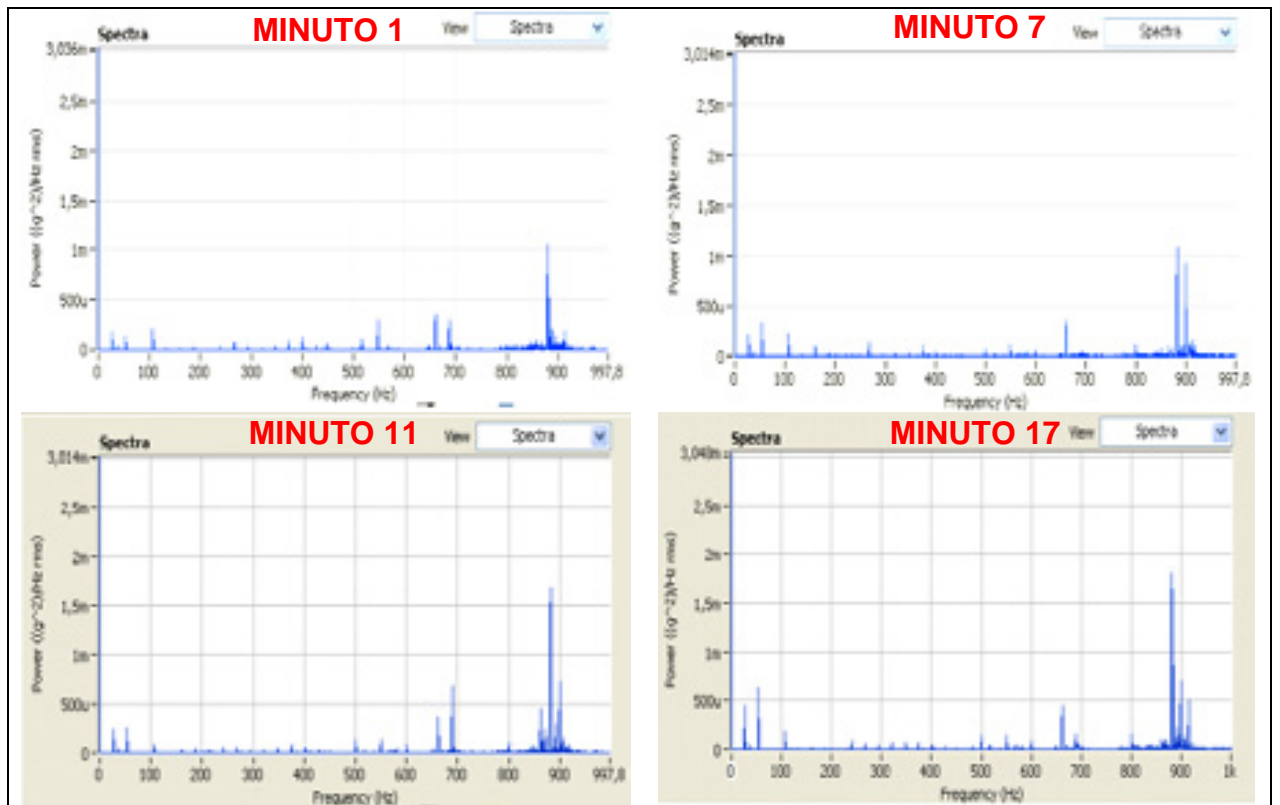
ZUM GAHR, Karl-H, **Microstruture and wear of materials**. New York: Elsevier Science Publischer, 1987. 560p.

## Apêndice A

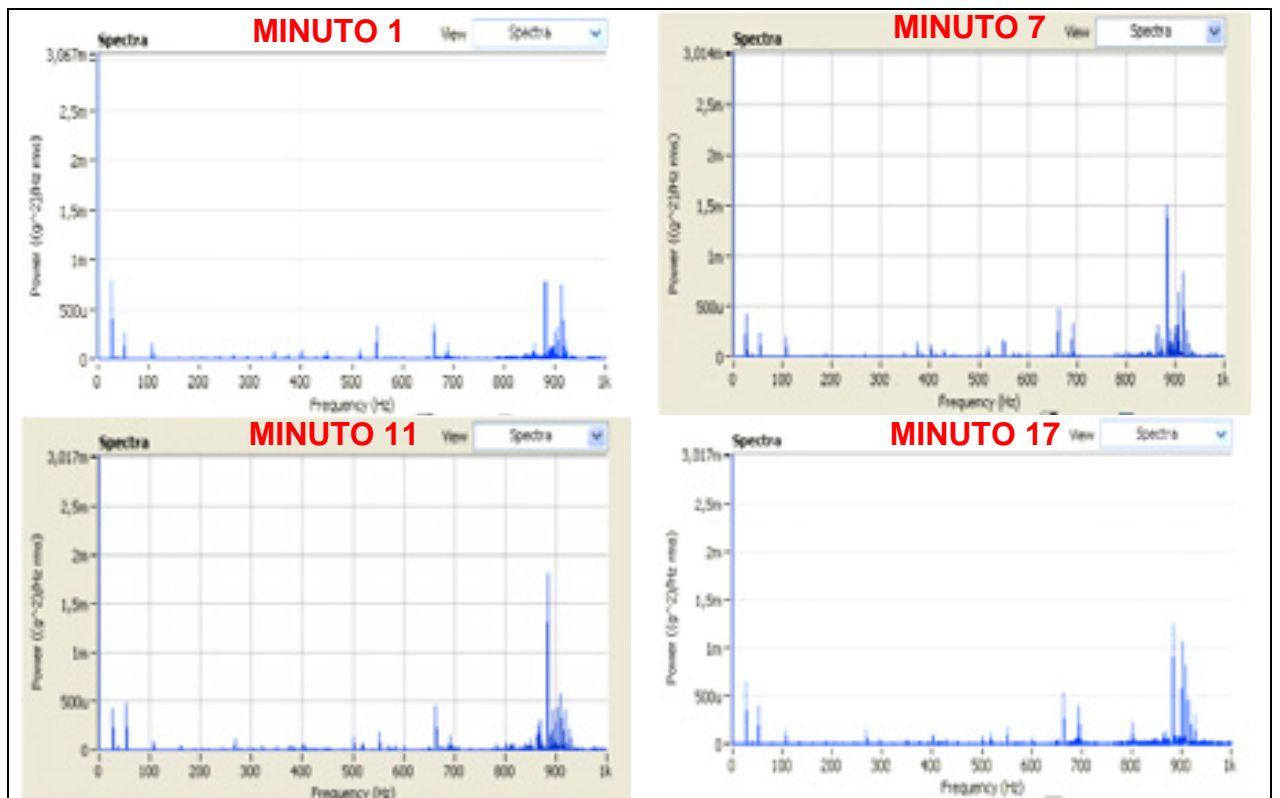
### Densidade Espectral de Potência



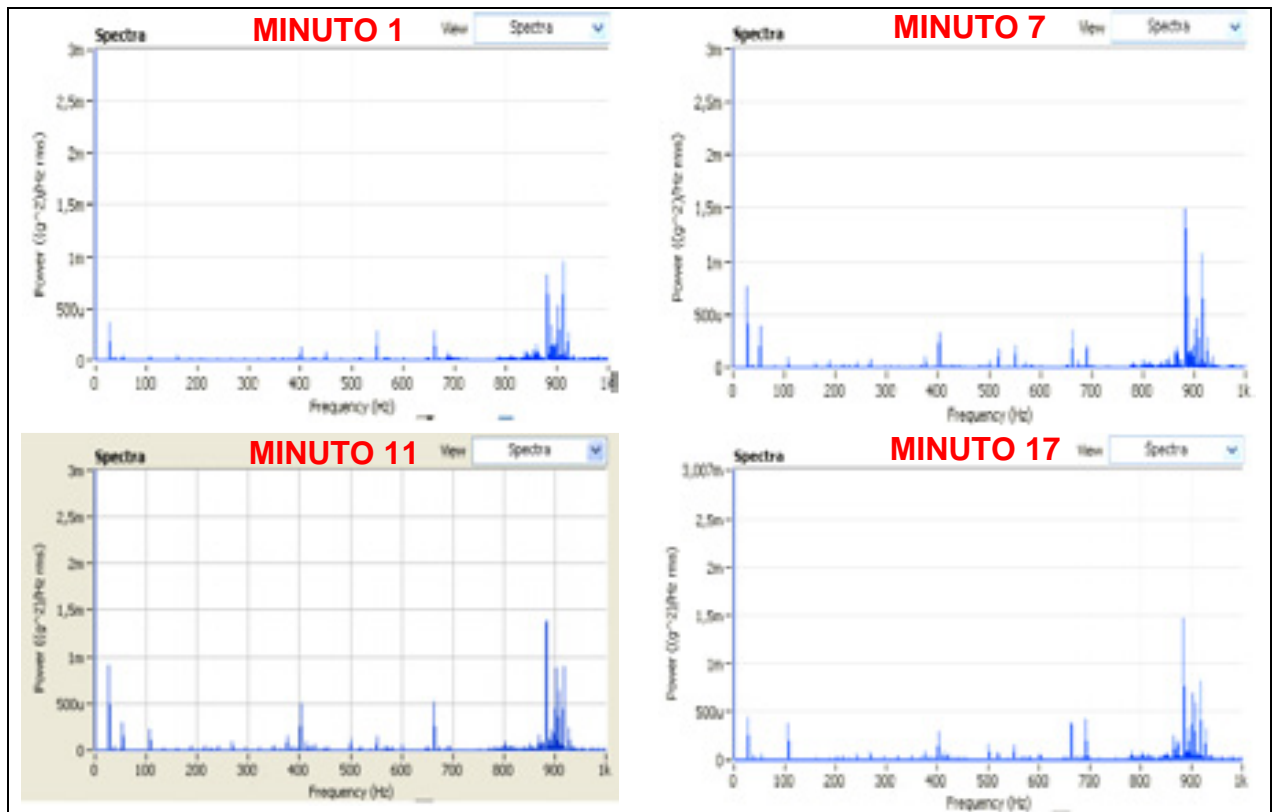
Quadro 8 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S2



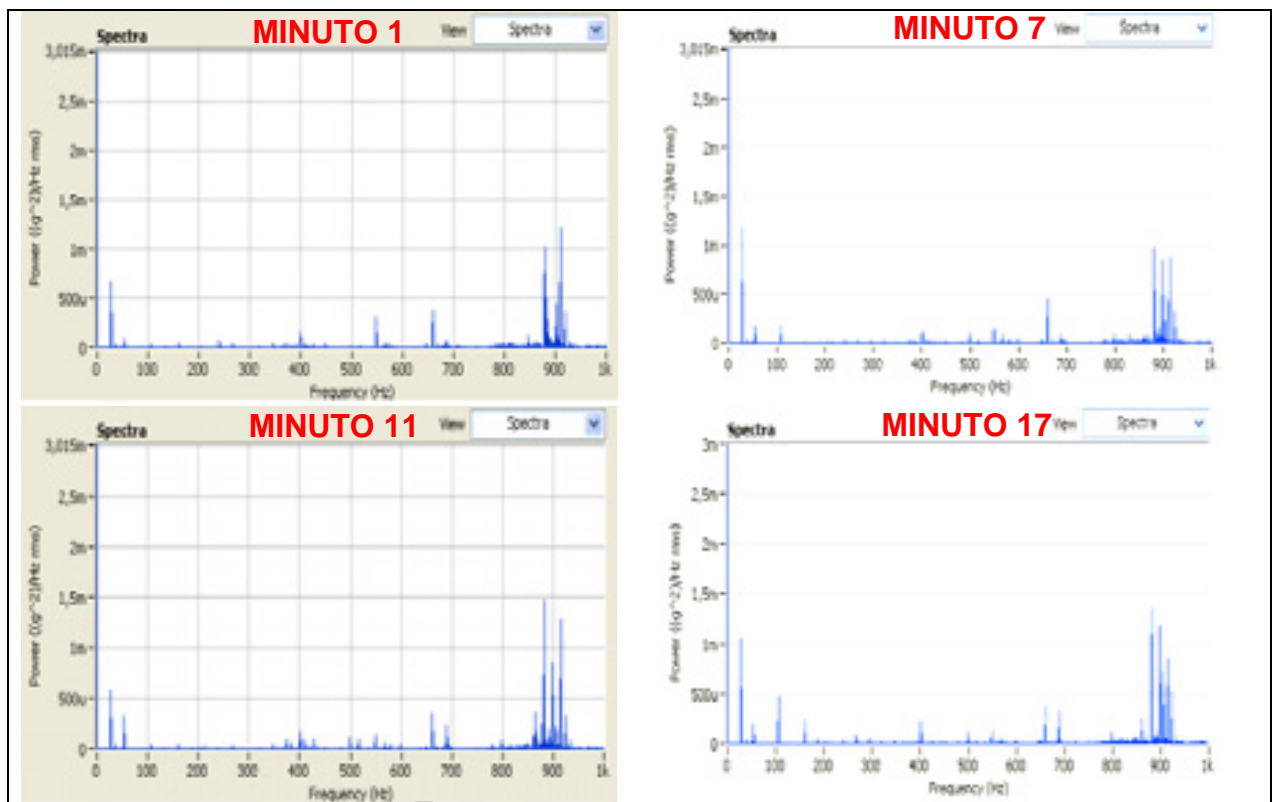
Quadro 9 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S3



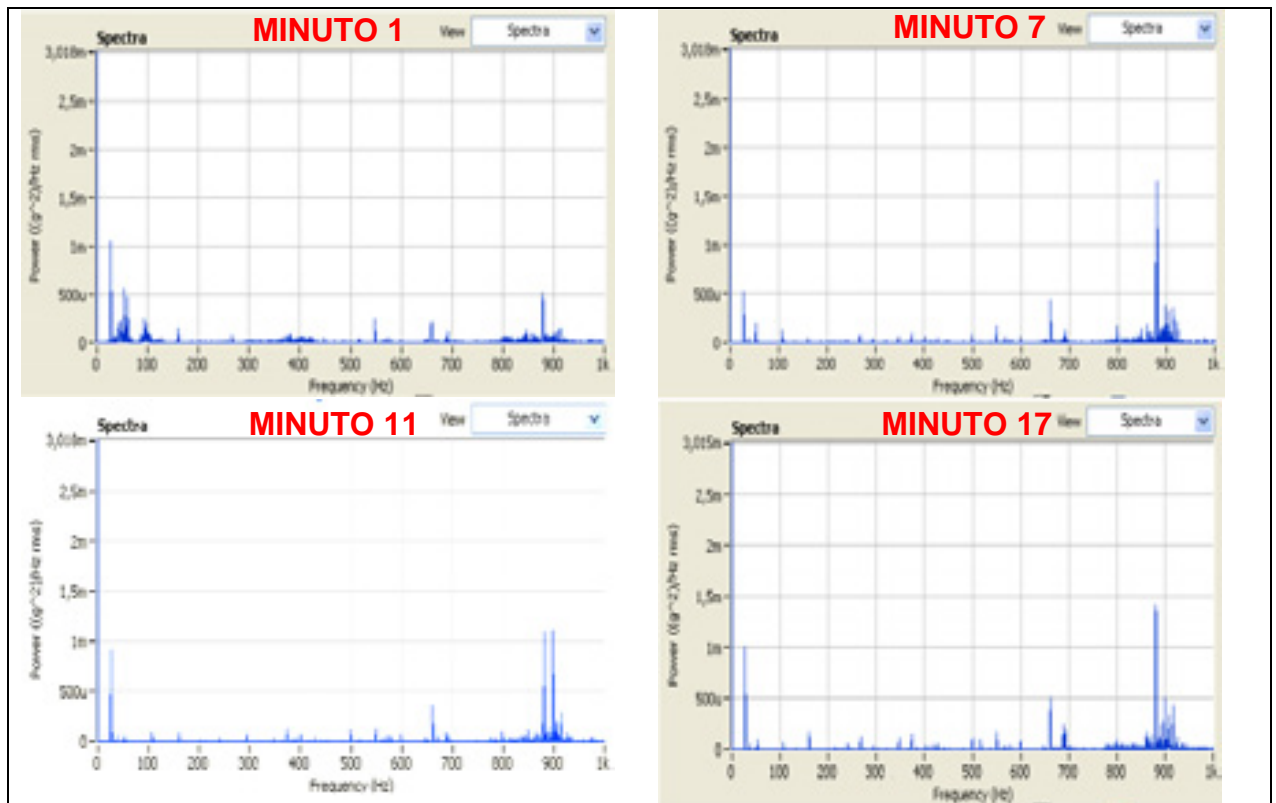
Quadro 10 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S4



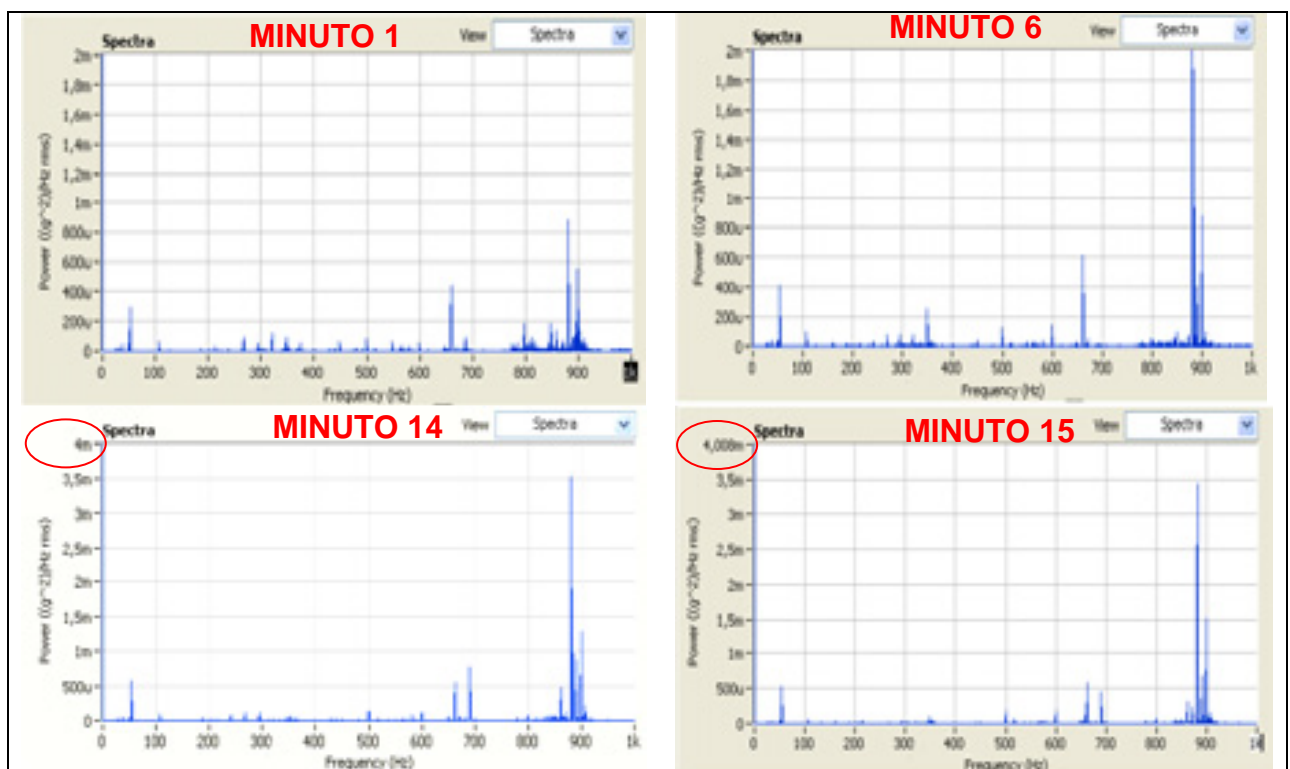
Quadro 11 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S5



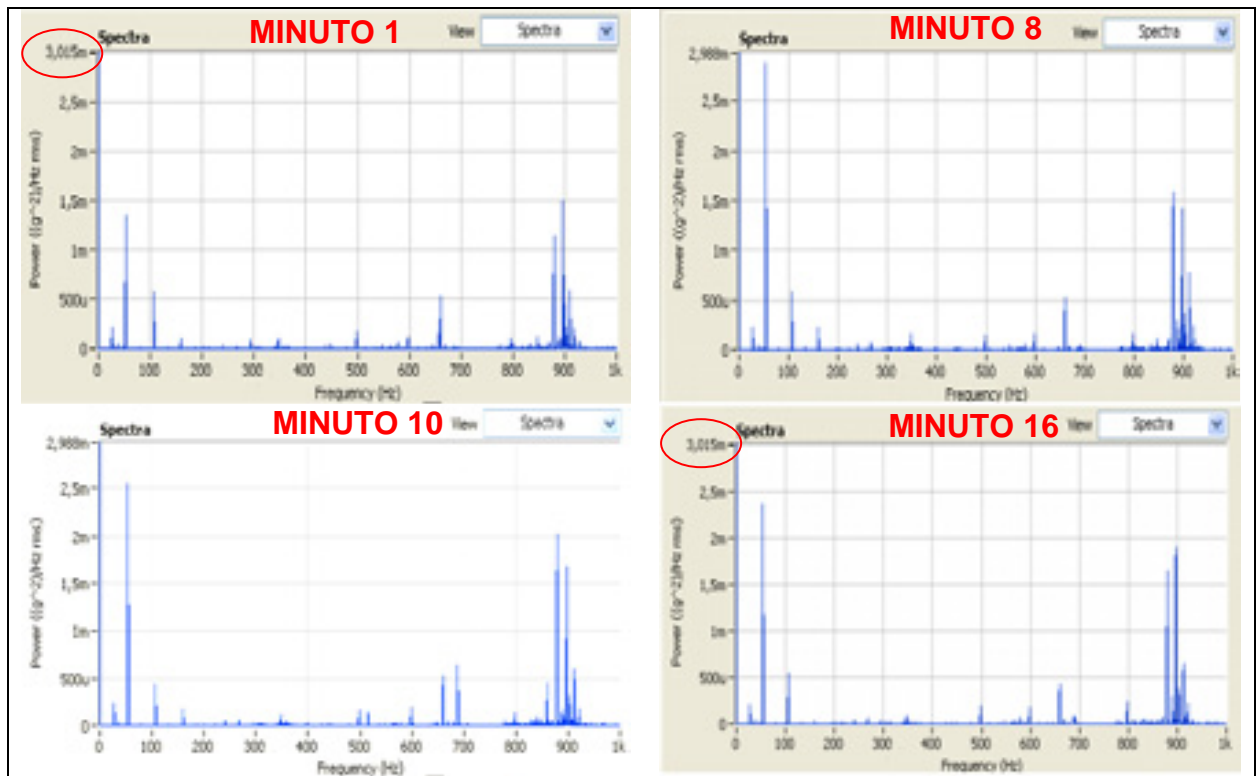
Quadro 12 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S6



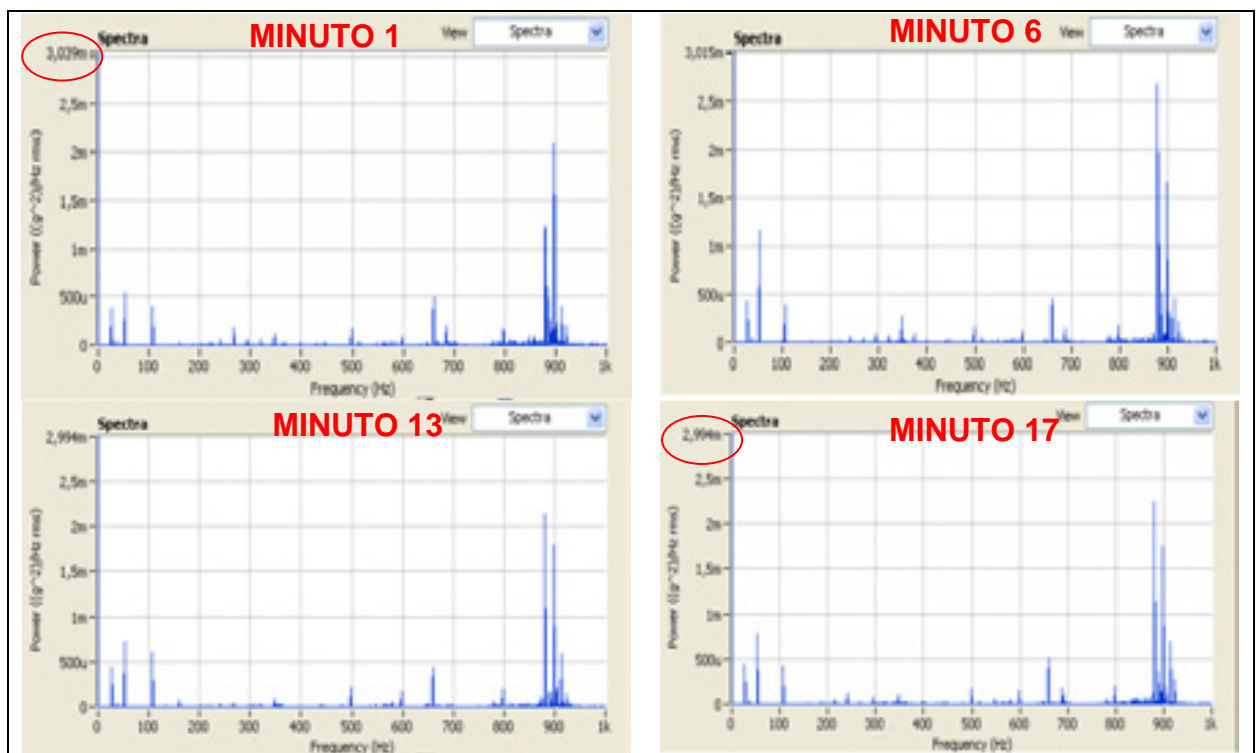
Quadro 13 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Livres (H4), segmento S7



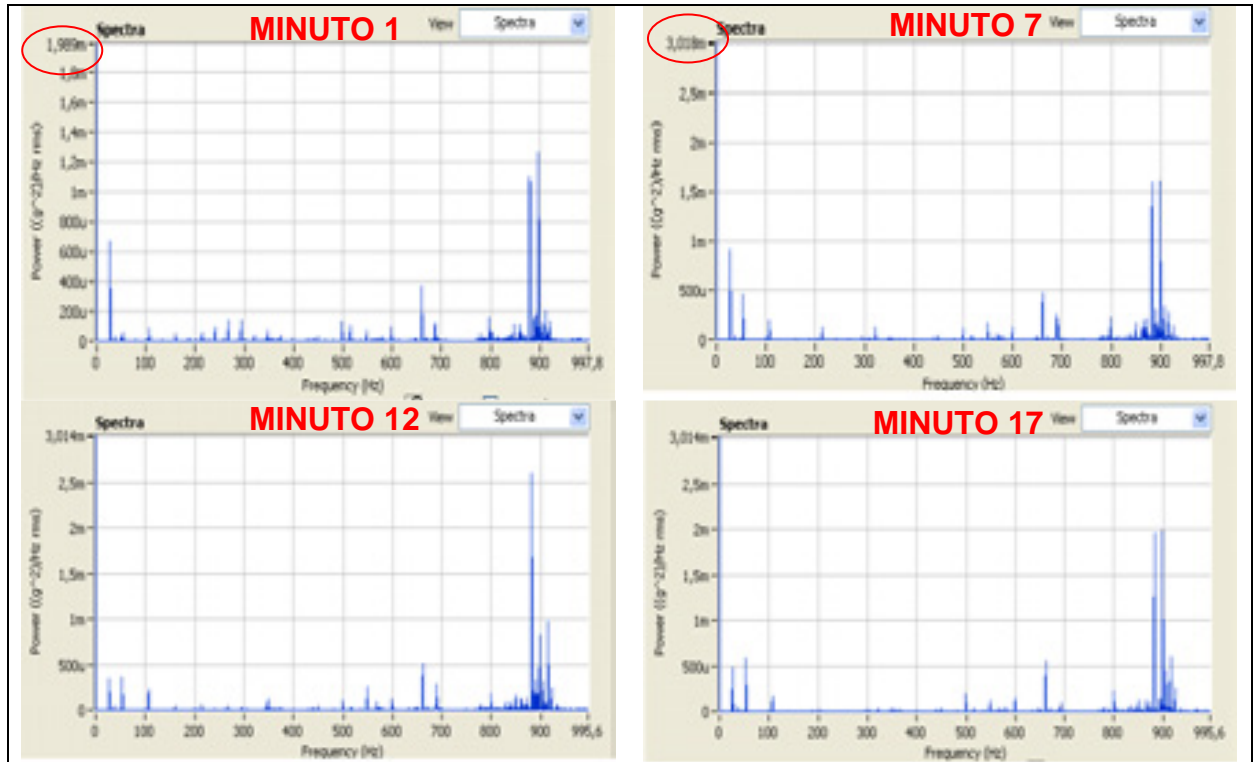
Quadro 14 – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S2



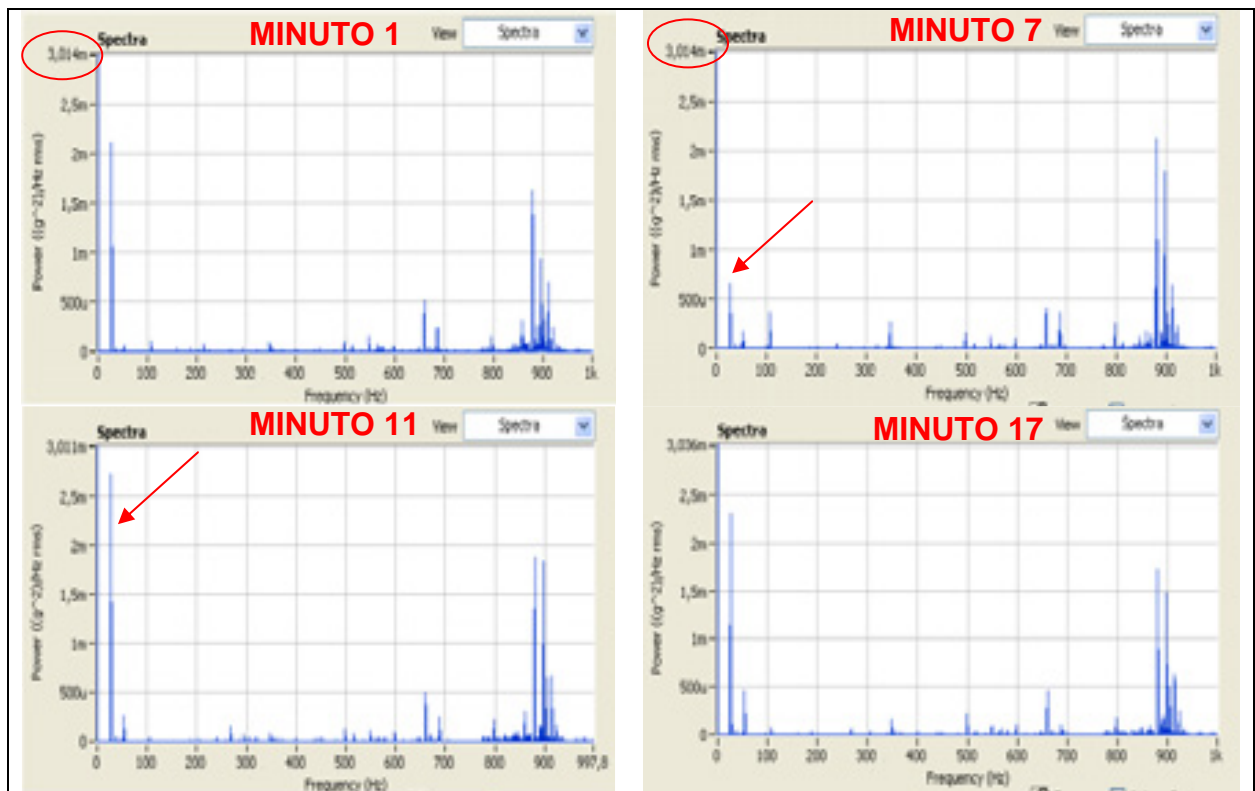
**Quadro 15** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S3



**Quadro 16** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S4

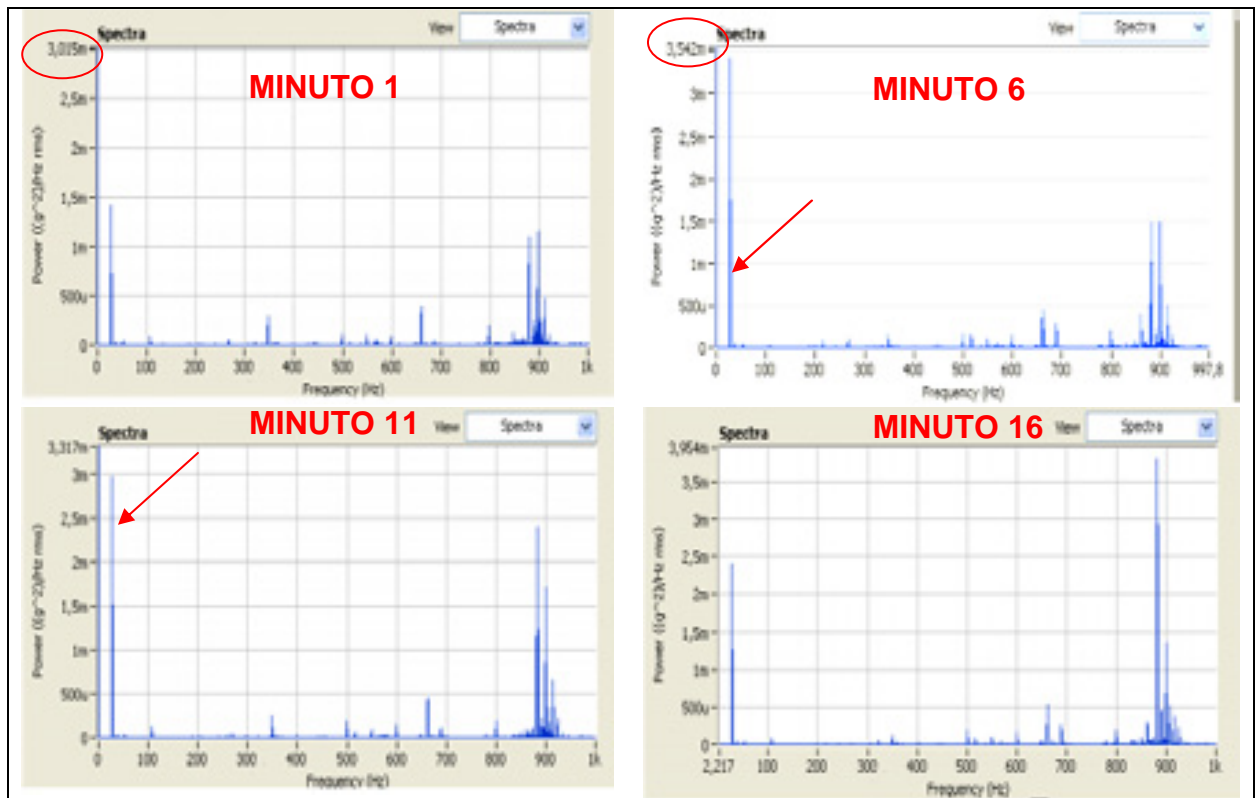


**Quadro 17** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S5

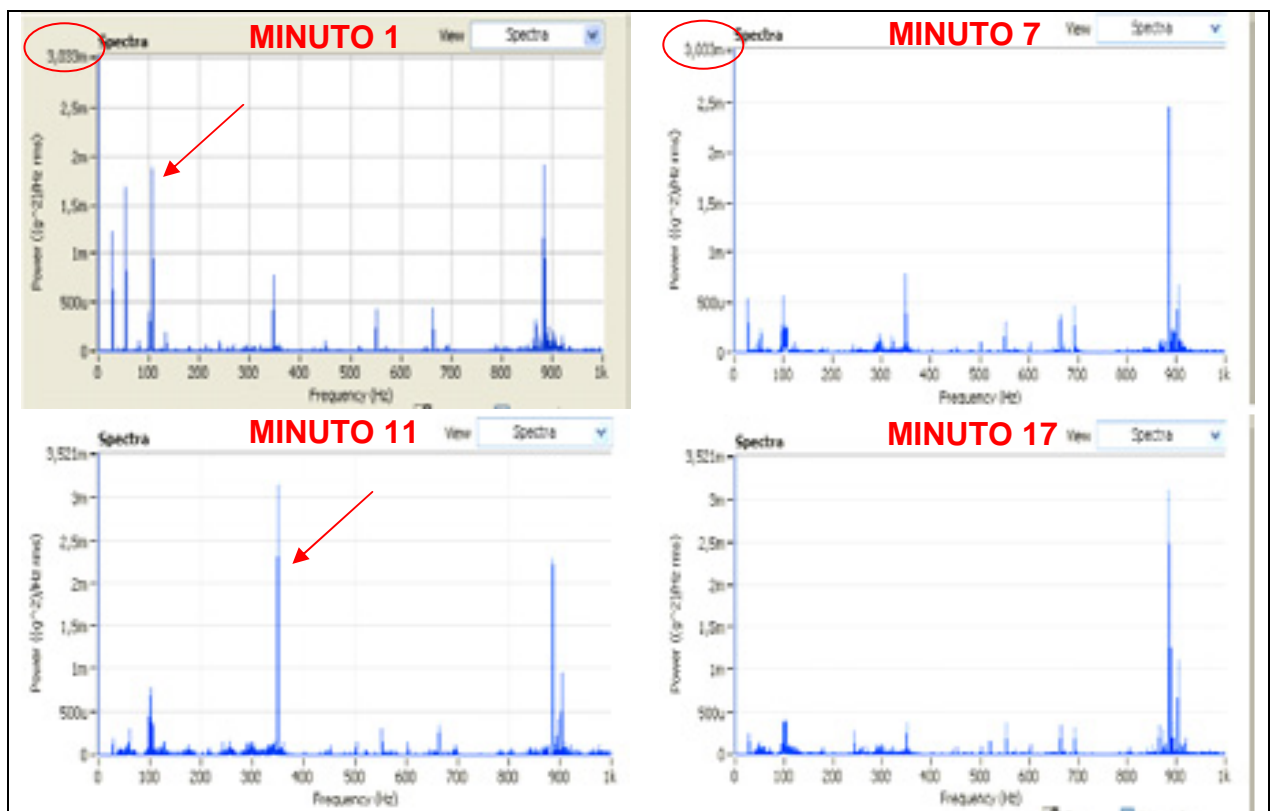


**Quadro 18** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S6

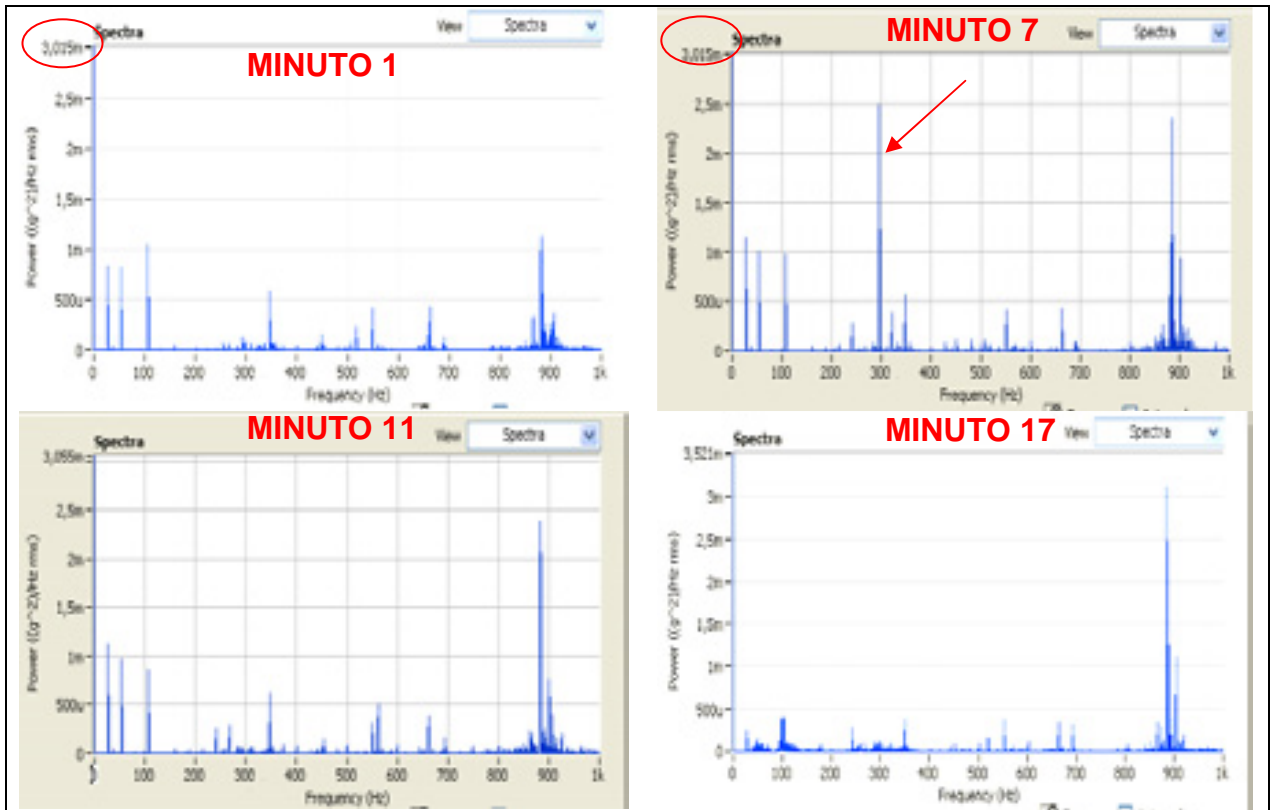




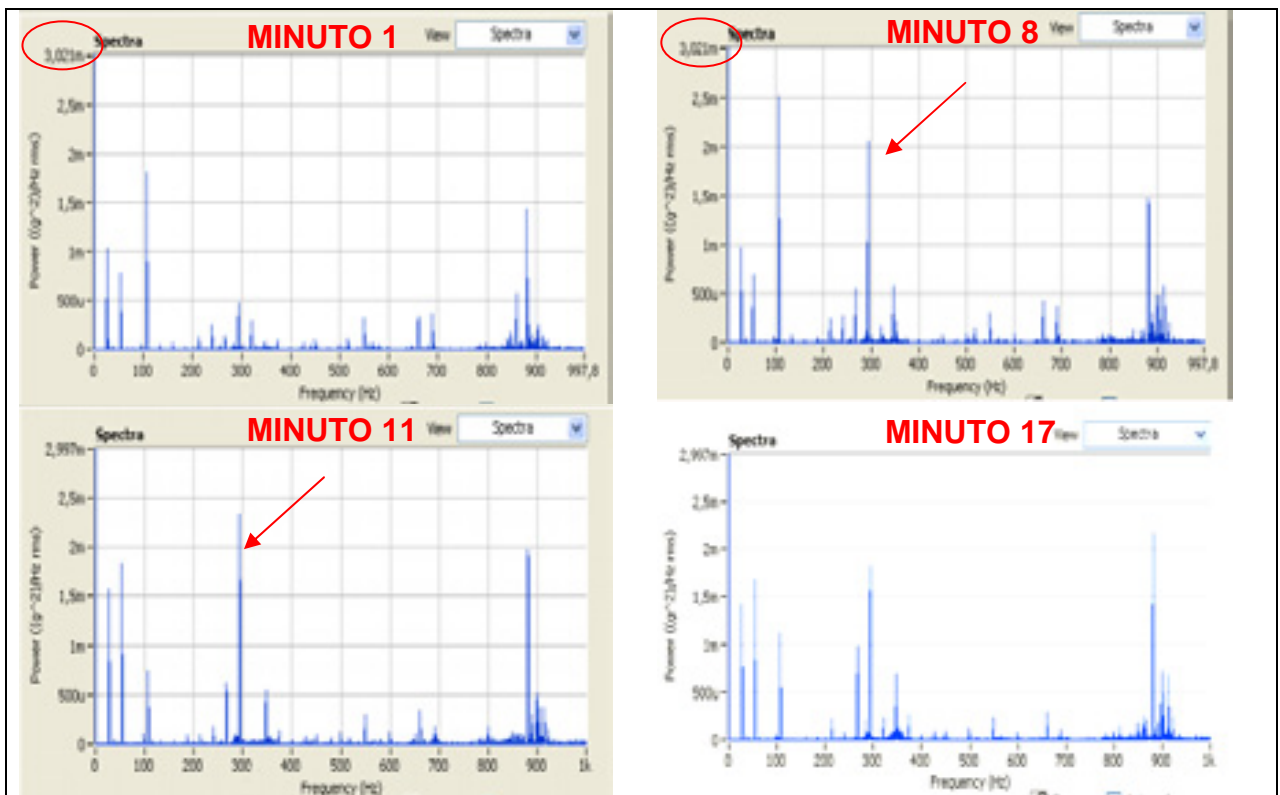
**Quadro 19** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Livres (H4), segmento S7



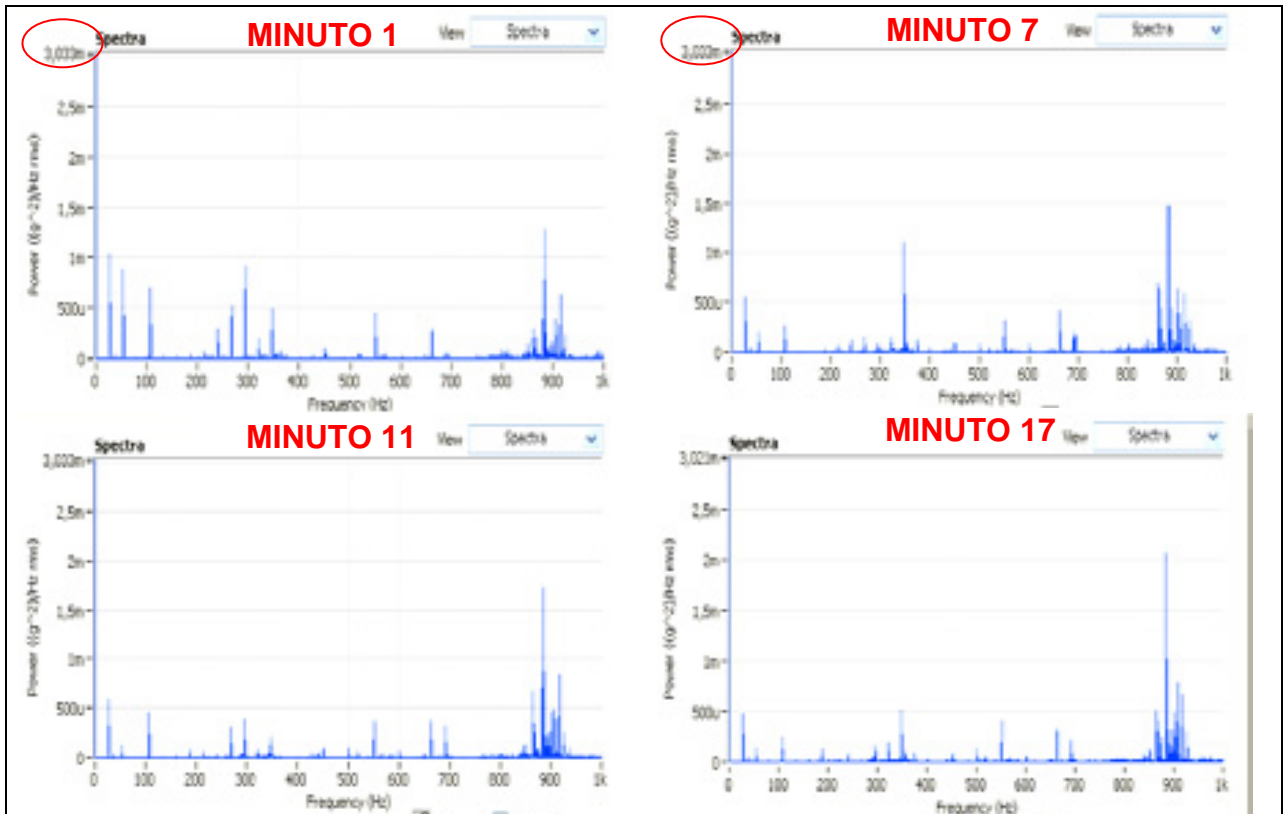
**Quadro 20** – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S2



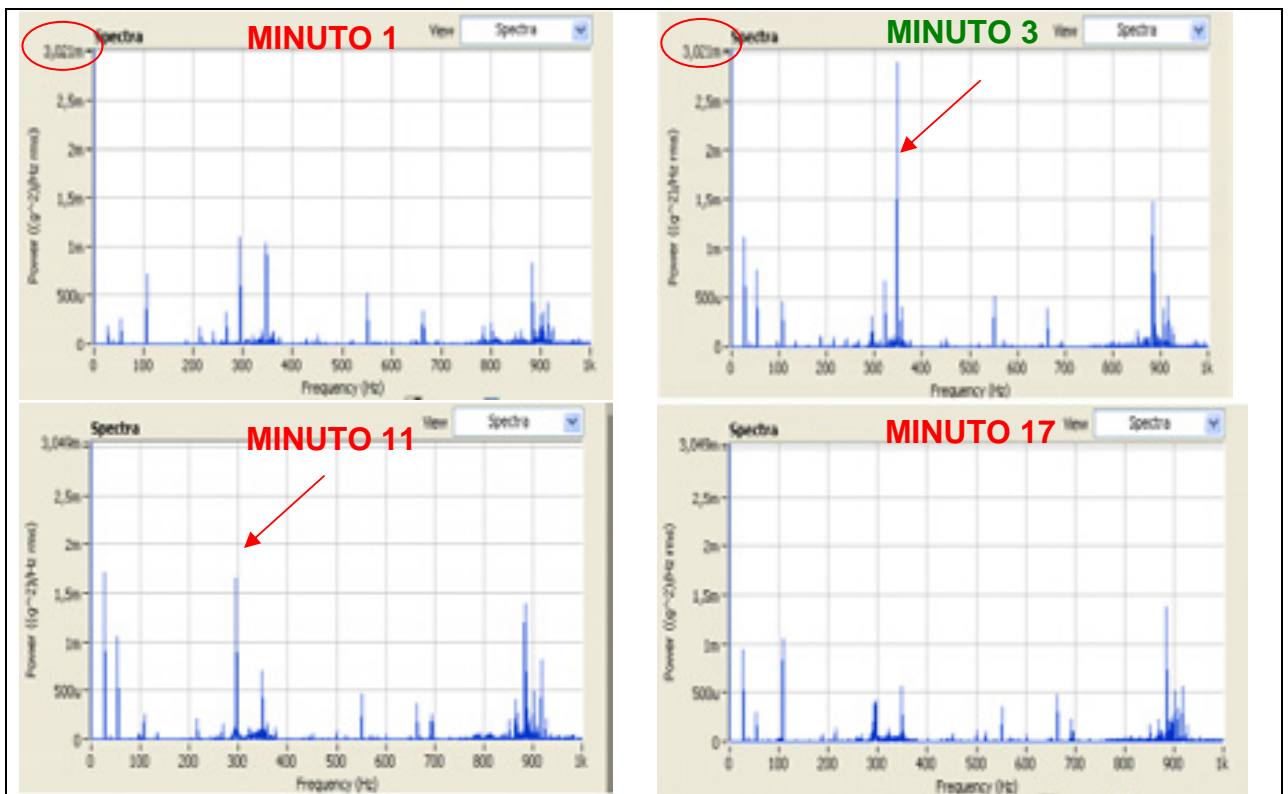
**Quadro 21** – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S3



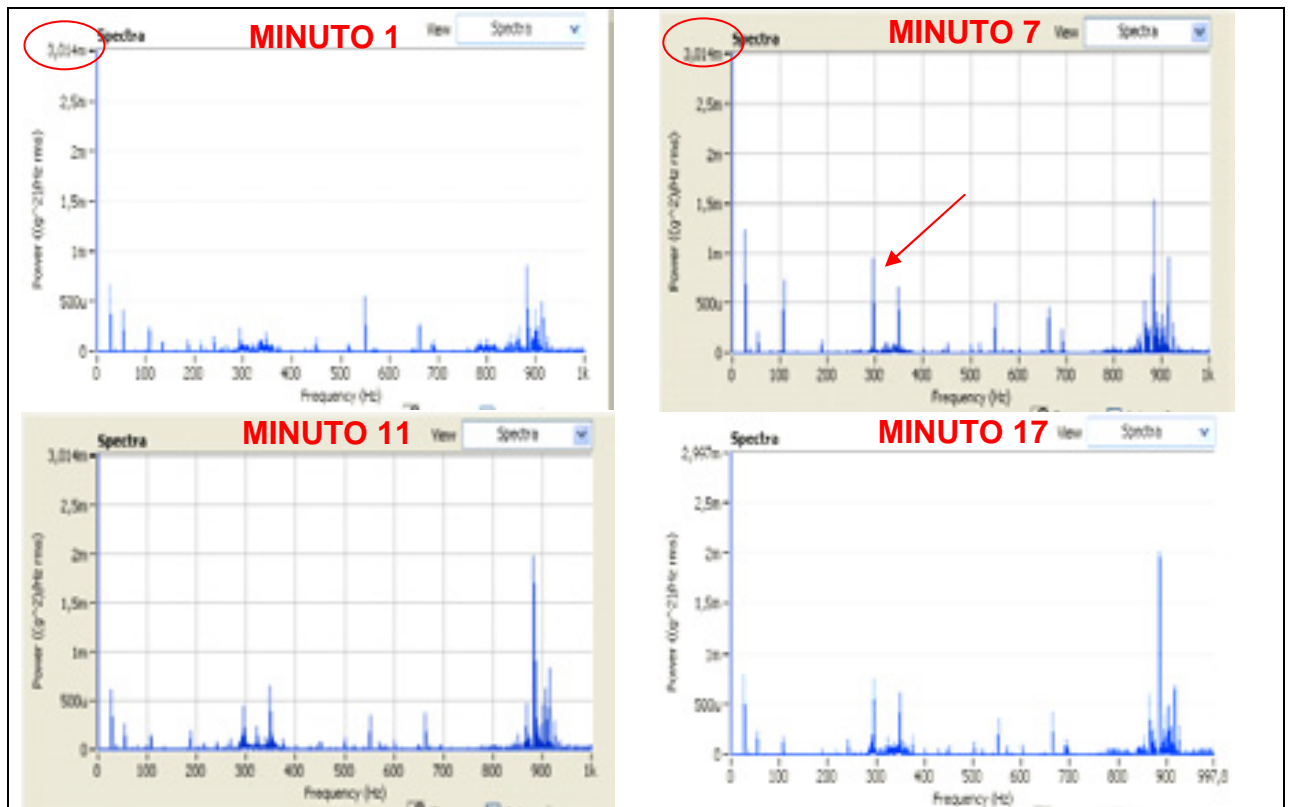
**Quadro 22** – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S4



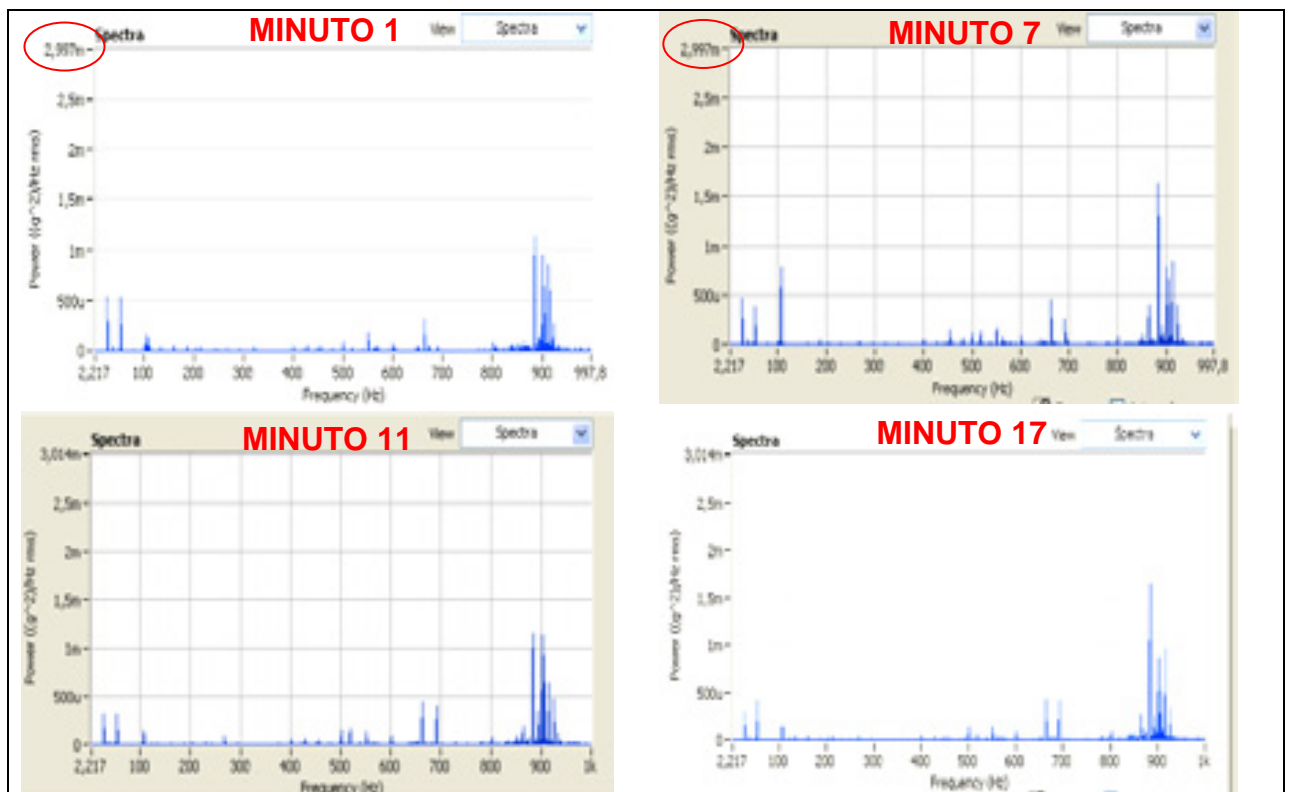
Quadro 23 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S5



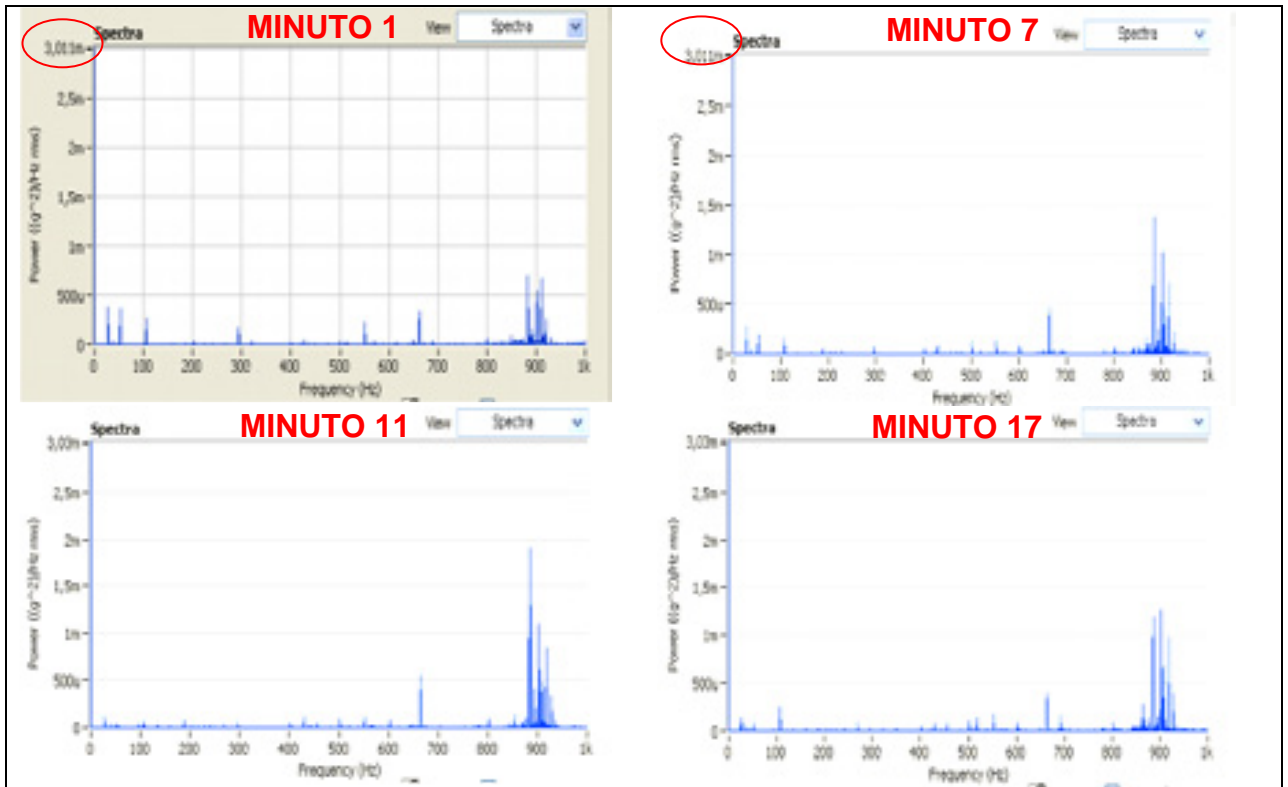
Quadro 24 – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S6



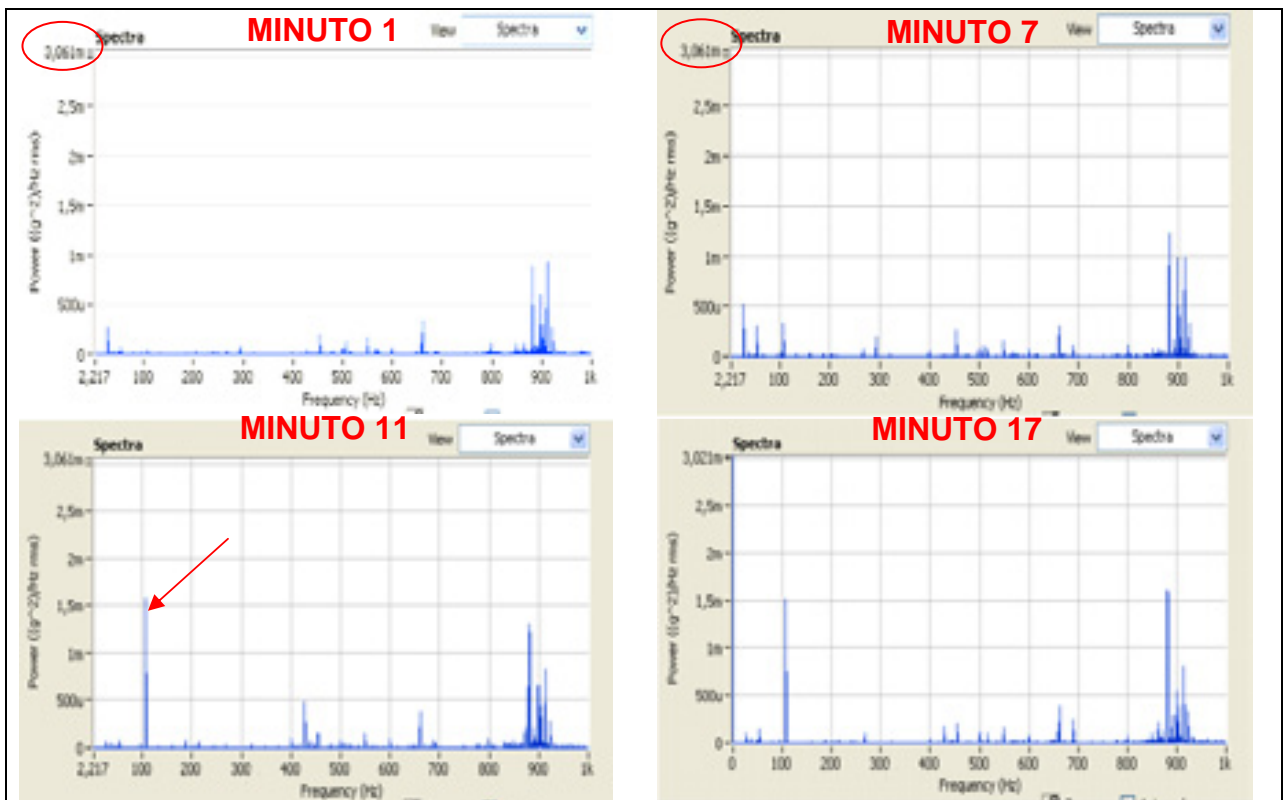
**Quadro 25** – Espectros dos ensaios com PEEK, Mancais Fixos (H7), segmento S7



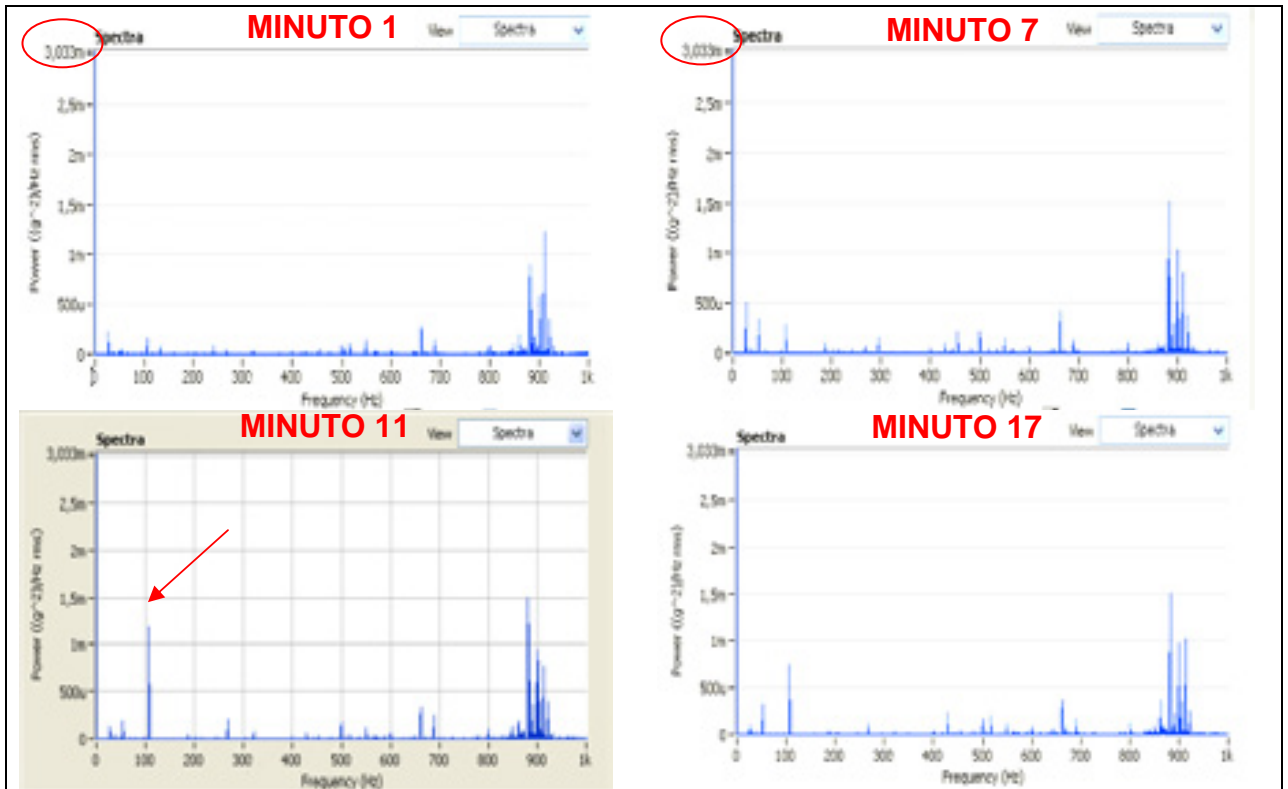
**Quadro 26** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S2



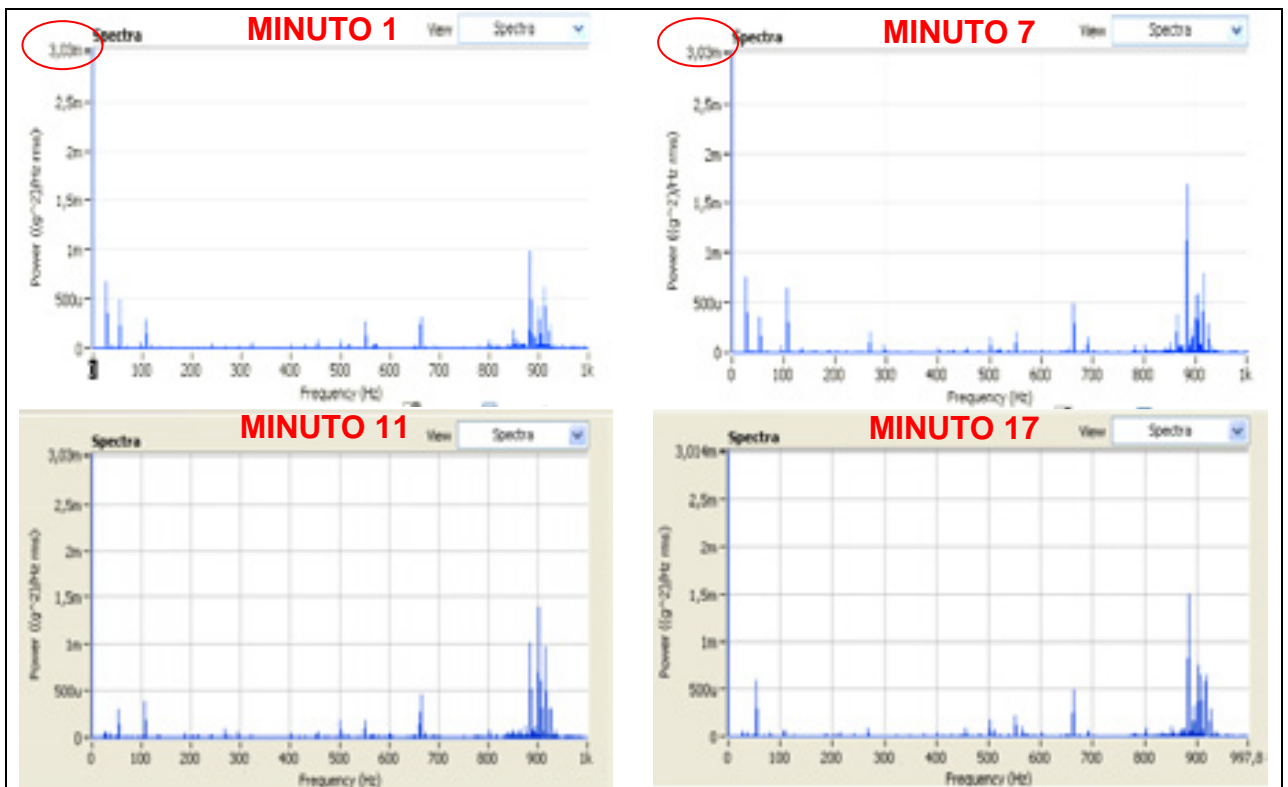
Quadro 27 – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S3



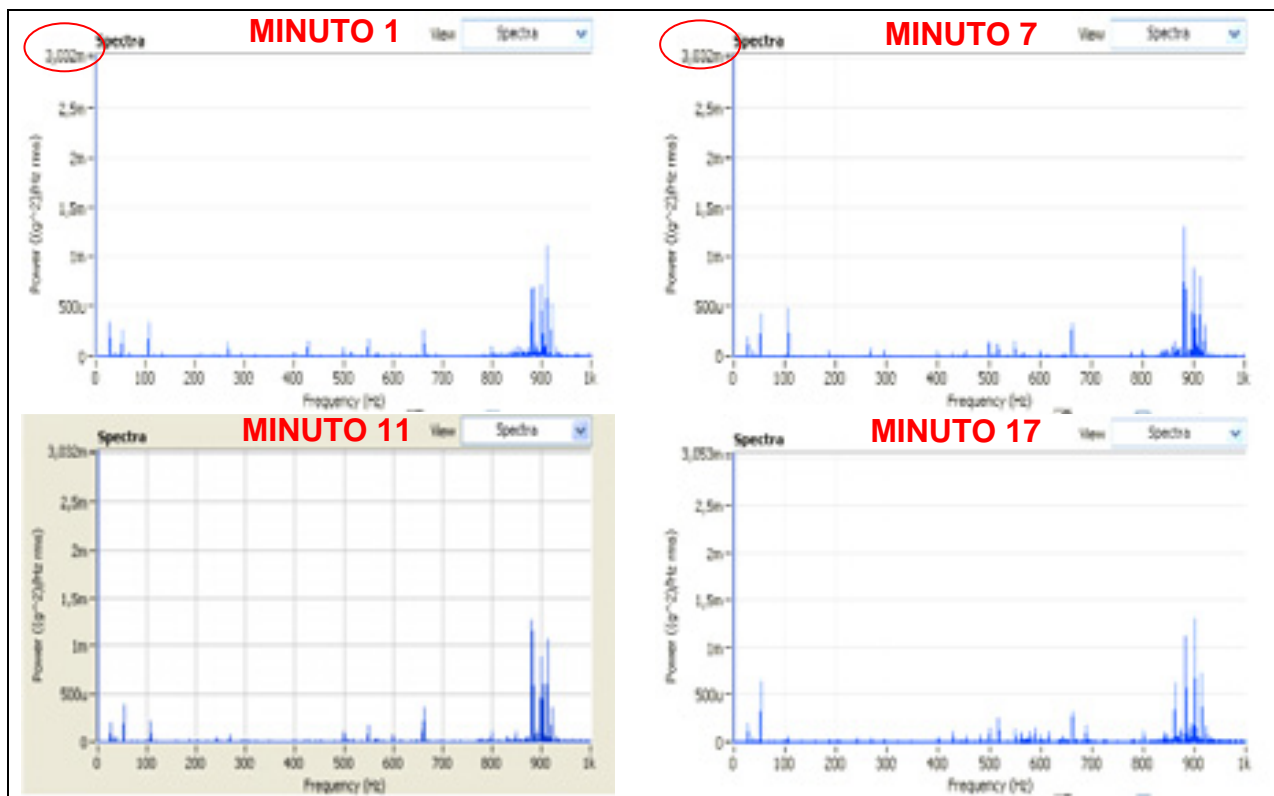
Quadro 28 – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S4



Quadro 29 – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S5



Quadro 30 – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S6



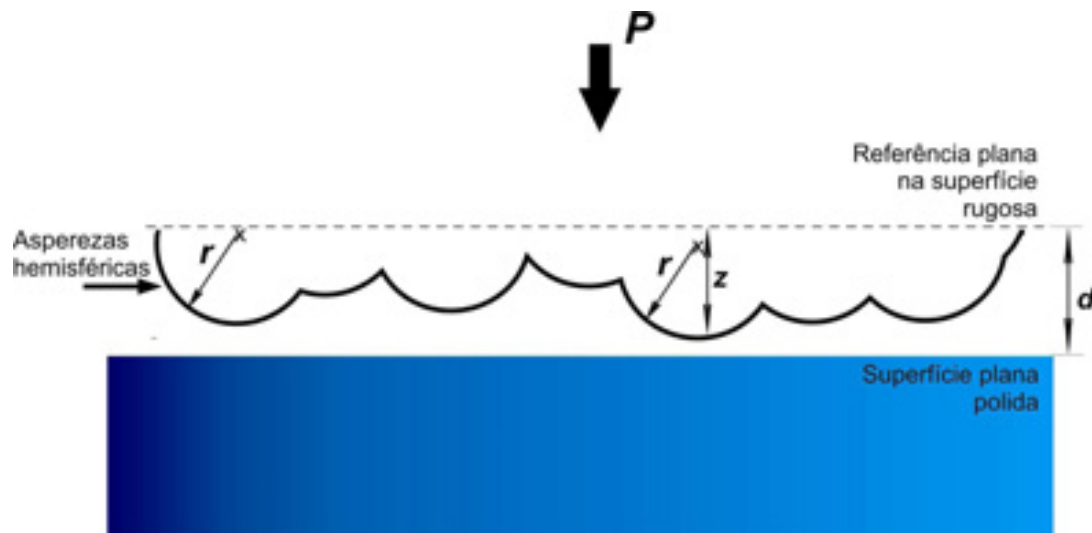
**Quadro 31** – Espectros dos ensaios com PTFE, Mancais Fixos (H6), segmento S7

## Anexo 1

### Modelos da Mecânica do Contato

#### Modelo Greenwood-Williamson (GW)

O modelo GW, desenvolvido em 1966 por Greenwood e Williamson, introduziu a variável topografia à teoria de Hertz, mantendo assim a suposição de deformação elástica sob carga. Esse modelo é descrito por [18 e 20] em seus livros sobre tribologia e mecânica do contato. De acordo com esses autores o modelo assume que a superfície é composta de asperezas hemisféricas todas contendo mesmo raio de curvatura  $r$  (Figura 108).



**Figura 108** – Modelo do contato entre uma superfície rugosa e uma superfície plana onde as asperezas são hemisféricas de raio  $r$ ,  $P$  é a carga normal,  $d$  é a separação entre o plano de referência e a superfície plana e  $z$  é a altura de uma asperza acima do plano de referência

A altura de uma asperza individual acima de um plano de referência é  $z$ . Se a separação entre o plano de referência e uma superfície plana oposta é  $d$ , menor que  $z$  então as asperezas estão sendo elasticamente comprimidas e suportarão uma carga  $P$  como predito por HERTZ:

$$P = \frac{4}{3} Er^{1/2} (z - d)^{3/2} \quad (29)$$



As alturas das asperezas são estatisticamente distribuídas. A probabilidade de uma aspereza particular ter uma altura entre  $z$  e  $z+dz$  será  $\varphi(z)dz$  onde  $\varphi(z)$  é uma função que descreve a distribuição de alturas das asperezas.

A probabilidade que uma aspereza esteja em contato com uma superfície plana oposta é a probabilidade de sua altura ser maior que a separação,  $d$ :

$$prob(z > d) = \int_d^{\infty} \varphi(z) dz \quad (30)$$

Se há um total de  $N$  asperezas sobre a superfície, então o numero esperado de contatos,  $n$ , será dado por:

$$n = N \int_d^{\infty} \varphi(z) dz \quad (31)$$

então, de acordo com a teoria de Hertz de contato elástico entre esfera-plano, a área de contato é

$$a = \pi R P = \pi R (z - d) \quad (32)$$

e a carga total suportada por todas as asperezas,  $P_t$ , será

$$P_t = \frac{4}{3} N E r^{1/2} \int_d^{\infty} (z - d)^{3/2} \varphi(z) dz \quad (33)$$

O modelo GW é baseado na suposição que todas as asperezas têm o mesmo raio de curvatura  $r$ , como mencionado anteriormente. Desta forma, o modelo requer que as superfícies tenham asperezas de mesma escala de comprimento. Levando em consideração essa suposição Majumdar e Bhushan fazem uma crítica ao modelo em um handbook editado pelo próprio Bhushan (1999) [29], onde eles questionam se as superfícies reais seguem esse comportamento.

Seguindo um raciocínio dentro do contexto dessa crítica os autores mencionam que materiais policristalinos têm uma distribuição de tamanho de grão estreita, podendo se encaixar a exigência imposta pelo modelo GW, já que esses materiais podem ter superfícies com asperezas oriundas de um único grão. Também, processos de usinagem, como torneamento ou laminação podem produzir superfícies texturizadas que contenham sulcos feitos pelo movimento das ferramentas e, portanto, essas superfícies serão anisotrópicas e seu perfil pode condizer com a descrição do modelo GW. Em ambos os casos existe uma escala de comprimento dominante na superfície – o tamanho de grão para a superfície de um material policristalino ou a textura para uma superfície

usinada. Majumdar e Bhushan concluem que a suposição de raio de aspereza constante do modelo GW sugere que o modelo é aplicável quando as superfícies contêm uma escala de comprimento dominante.

Entretanto quando uma superfície contém múltiplas escalas de comprimento sem nenhuma escala dominante, o modelo GW não pode ser aplicável.

Em 2001 Greenwood e Wu [30] publicaram um artigo fazendo apologia a um modelo proposto por Archard em 1957 o qual descreveu que uma área de contato poderia ser explanada através do conceito de protuberância sobre protuberância sobre protuberância. Greenwood e Wu concluem sua apologia afirmando que a introdução do termo “pico” apresentada no modelo GW de 1966 como um ponto mais alto entre sua vizinhança dentro de um intervalo amostral foi um erro, porém um erro necessário para o desenvolvimento de análises sobre perfis de rugosidade. Portanto, segundo eles, picos não são asperezas: contar ou medir picos não fornece nada sobre numero ou forma de asperezas superficiais.

A partir dessa apologia pode-se dizer que o pioneiro na introdução da variável topografia à teoria de Hertz foi Archard em 1957 e não Greenwood e Williamson em 1966 como mencionado no inicio desse tópico.

## Modelo JKR

Em 1971, Johnson, Kendall e Robert (JKR) [22] propuseram uma teoria para a deformação sólido-sólido, na qual inseriam a ação de forças superficiais. Grierson *et. al* (2005) [28] comentam que eles foram motivados pelos erros obtidos em medidas experimentais das áreas de contato utilizando a teoria de Hertz. A análise de formação de contato entre duas esferas elásticas tão bem como um sistema elástico esfera-plano mostrou que em situações sem aplicação de carga a teoria de Hertz falha.

Anos após o desenvolvimento de seu modelo, Johnson (1998) [31] descreve o modelo JKR em um artigo intitulado “*Mecânicas da adesão*”. No modelo é considerado que o raio de contato  $a$  depende da carga aplicada  $P$  e do trabalho de adesão  $W$ , o qual contém o efeito das forças superficiais. A partir desse conceito derivou-se uma equação para descrever o raio de contato entre uma esfera e um plano contemplando a ação da adesão:

$$a = \left( \frac{R}{K} \left( P + 3W\pi R + \sqrt{6W\pi R P + (3W\pi R)^2} \right) \right)^{1/3} \quad (34)$$

onde  $W$  é o trabalho de adesão e o módulo elástico é dado por

$$K = \frac{3}{4} \left[ \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right] \quad (35)$$

Características desta teoria incluem uma área de contato diferente de zero quando a carga normal aplicada é zero, como também, uma carga normal mínima estável para manter a área de contato diferente de zero. Esta carga mínima é chamada de “*pull-off force*” ou carga crítica  $P_c$ , e é dada por:

$$P_{c(JKR)} = -\frac{3}{2} \pi WR \quad (36)$$

Atualmente autores como Vaenkatesan *et. al* (2005) [32] e Vellinga *et. al* (2004) [33] projetaram e desenvolveram um equipamento para estudar a adesão segundo o modelo JKR. Com esse equipamento eles têm estudado o atrito dinâmico de materiais poliméricos e a influência da pressão de contato sobre os mesmos.

### Modelo DMT

Em 1975, Derjaguin, Muller e Toporov (DMT) [23] derivaram uma outra expressão para incluir a adesão no contato de corpos elásticos. O modelo DMT assume que o perfil de contato deformado permanecia o mesmo da teoria de Hertz, mas com uma carga maior devido à adesão. Grierson *et. al* (2005) [28] em um artigo sobre medida de adesão e atrito usando um microscópio de força atômica descrevem alguns modelos da Mecânica do Contato, dentre eles o DMT, onde apresentam as equações referentes a esse modelo:

$$a = \left( \frac{R}{K} (P + 2\pi WR) \right)^{1/3} \quad (37)$$

agora a carga crítica,  $P_c$ , é dada por

$$P_{c(DMT)} = -2\pi WR \quad (38)$$

Segundo Johnson (1998) [31] e Johnson E Greenwood (1997) [34] os modelos JKR e DMT foram considerados competitivos, o que levou a um caloroso debate entre Cambridge e Moscou. A situação foi resolvida por Tabor em 1976, o qual sugeriu que os dois modelos eram aplicados a extremos opostos de um parâmetro de transição,  $\mu r$ ,

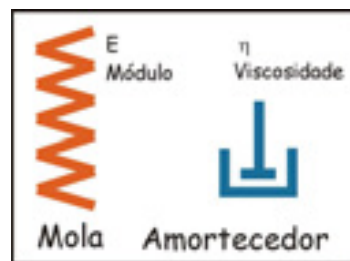
$$\mu_T \equiv \left( \frac{RW^2}{E^* z_o^3} \right)^{1/3} \quad (39)$$

onde  $z_o$  é o espaçamento de equilíbrio entre as duas superfícies e esse parâmetro,  $\mu_T$ , pode ser interpretado como a razão da deformação elástica na faixa de ação das forças adesivas. Assim grandes valores de  $\mu_T$  correspondem a sólidos complacentes de raio grande onde se aplica o modelo JKR para descrever, precisamente, a área de contato. Já pequenos valores desse parâmetro correspondem a sólidos rígidos de raio pequeno onde a área de contato é determinada pelo modelo DMT. O regime intermediário entre os extremos do parâmetro  $\mu_T$ , foi modelado posteriormente por Muller *et. al* em 1980 (modelo MYD) [35] como mencionado por Johnson (1998) [31]. Eles mostraram que a magnitude de carga crítica (pull-off force)  $P_c$  varia do valor DMT ( $-2\pi WR$ ) quando  $\mu_T \rightarrow 0,1$  para o valor JKR  $-1,5\pi WR$  quando  $\mu_T \rightarrow 5$ .

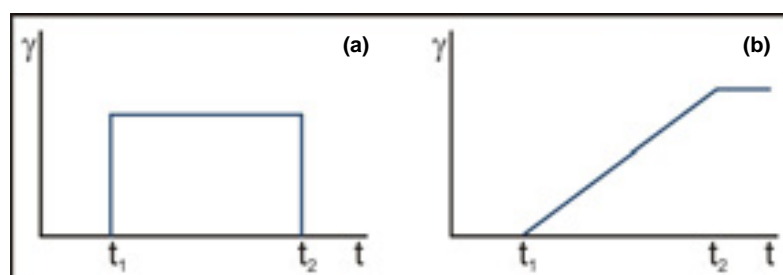
## Anexo 2

### Modelos Matemáticos para o Comportamento Viscoelástico

Uma interpretação física muito utilizada para simular o comportamento viscoelástico é ilustrada através de modelos mecânicos ou eletrônicos. Na simulação mecânica, uma mola representa um sólido Hookeano ou elástico, enquanto um pistão se movendo em um cilindro preenchido com um líquido viscoso (amortecedor) representa o líquido Newtoniano (Figura 109). Assim, a deformação do sólido (mola) é completamente recuperável, enquanto a do líquido (amortecedor) é irrecuperável e é convertida em calor, como esquematizado na Figura 110. Neste esquema uma tensão é aplicada no momento  $t_1$  e removida no momento  $t_2$ . Isto significa que a energia elástica é conservada e recuperada quando a tensão é removida, já a energia viscosa é dissipada (RAM, 1997).

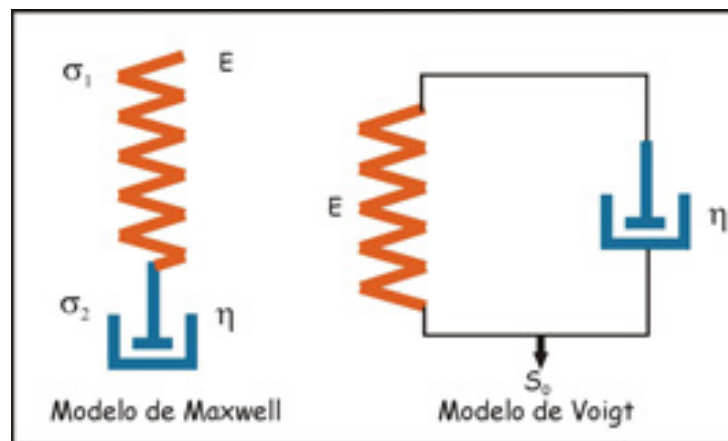


**Figura 109** – Modelos mecânicos para sólidos (mola) e líquidos (amortecedor) (RAM, 1997)



**Figura 110** – (a) deformação de um sólido elástico (b) deformação de um líquido newtoniano, a tensão constante (RAM, 1997)

Dois modelos são utilizados para descrever a combinação linear dos dois elementos mecânicos mencionados acima (mola e amortecedor): o *modelo de Maxwell*, que faz uma combinação linear em série e o *modelo de Voigt-Kelvin* (comumente chamado de modelo de Voigt), que representa uma combinação em paralelo dos elementos (Figura 111) (RAM, 1997).



**Figura 111** – Modelos viscoelásticos (CROWFORD, 1998; RAM, 1997)

A análise dos dois modelos é apresentada na Tabela 24. No modelo de Maxwell os dois elementos são submetidos à mesma tensão e sofrem deformações distintas (elementos em série). Já no modelo de Voigt os elementos em paralelo são forçados a sofrer a mesma deformação e para isso a tensão absorvida por cada elemento é distinta.

Embora o modelo de Maxwell seja aceito como uma aproximação do comportamento a relaxação de um material viscoelástico, ele é inadequado na descrição do comportamento a fluência e a recuperação. Seguindo nesse raciocínio observa-se na Tabela 24 que no modelo de Voigt o comportamento quanto à relaxação não é bem descrito, já que um material viscoelástico sempre sofre relaxação.

Devido às limitações observadas nos modelos de Maxwell e Voigt a combinação destes dois modelos é utilizada. A resposta para a fluência, a relaxação e a recuperação é a soma das equações descritas na Tabela 24.

**Tabela 24** – Análise dos modelos matemáticos de Maxwell e Voigt para descrever o comportamento viscoelástico

	Equações de equilíbrio	
	Maxwell	Voigt
Tensão aplicada	$\sigma = \sigma_1 = \sigma_2$	$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2$
Deformação	$\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$	$\varepsilon = \varepsilon_1 = \varepsilon_2$
<b>Equação de governo</b>	$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{E} \dot{\sigma} + \frac{1}{\eta} \sigma$	$\sigma = E\varepsilon + \eta \dot{\varepsilon}$
Fluência (tensão constante)	$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{\eta} \sigma$ <i>Taxa constante de deformação com o tempo</i>	$\varepsilon = \frac{\sigma_0}{E} \left[ 1 - e^{-\frac{E}{\eta} t} \right]$
Relaxação (deformação constante)	$\sigma = \sigma_0 e^{-t/T_R}$ <i><math>T_R</math> é o tempo de relaxação: <math>T_R = \eta/E</math></i>	$\sigma = E\varepsilon$ <i>Não há relaxação</i>
Recuperação (remoção da tensão)	<i>Não há recuperação</i>	$0 = E\varepsilon + \eta \dot{\varepsilon}$ $\varepsilon = \varepsilon' e^{-\frac{Et}{\eta}}$