ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL D
TESE DEFENDIDA POR Marcelo de Carvalho
Reis E APROVADA PE
COMISSÃO JULGADORA EM 03/12/98.
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**

**FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

# ESTUDO DA INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO POLIETILENO DE ULTRA ALTO PESO MOLECULAR

Autor: **Marcelo de Carvalho Reis**
Orientadora: Profa. Dra **Cecília A. C. Zavaglia**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de concentração: Materiais e Processos

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica

Campinas, 1997
S.P. Brasil

R277e
33104/BC
UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

DADE 30
CHAMADA:
T/UNICAMP
R277e
Ex.
MBO BC/ 33404
OC. 395/98
C D
RECO R$ 11,00
ATA 22/03/98
CPD

CM-00108349-8

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

R277e

Reis, Marcelo de Carvalho
Estudo da influência de parâmetros de processamento na resistência ao desgaste do polietileno de ultra alto peso molecular / Marcelo de Carvalho Reis.--Campinas, SP: [s.n.], 1997.

Orientadora: Cecília A. C. Zavaglia.
Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Polietileno. 2. Desgaste mecânico. 3. Plásticos - Moldagem. I. Zavaglia, Cecília A. C. . II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

**Tese de Doutorado**

# Estudo da Influência de Parâmetros de Processamento na Resistência ao Desgaste do Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular

Autor : Marcelo de Carvalho Reis
Orientador : Cecilia Amélia de Carvalho Zavaglia

Prof. Dr. Cecilia Amélia de Carvalho Zavaglia - Presidente
Universidade Estadual de Campinas - FEM - DEMA

Profa. Dra. Lauralice de Campos Franceschini Canale
Universidade Estadual de São Paulo - EESC

Prof. Dr. Amilton Sinátora
Universidade Estadual de São Paulo - EPUSP

Prof. Dr. Ettore Bresciani Filho
Universidade Estadual de Campinas - FEM - DEMA

Prof. Dr. Itamar Ferreira
Universidade Estadual de Campinas - FEM- DEMA

Campinas, 03 de dezembro de 1997.

À Renata pela paciência e carinho, minha mãe Irene e aos meus irmãos Orlando e Gustavo pelo incentivo.

## Agradecimentos

À professora Dra Cecília A. C. Zavaglia pela orientação e a grande colaboração que sempre me dedicou.

Ao Professor Dr. Itamar Ferreira pela concessão do espaço em seu laboratório.

Aos técnicos do DEMA: Rita Helena B. Jacon, Fábio Gatamorta e Laerte Struziatto.

Aos amigos José Luis Lisboa, Ângelo Capollari e Valéria Maria Rosa.

Aos colegas de departamento e em especial ao grupo de biomateriais: Eliana, Rubens, Sônia, Vanessa, Mayard, Ana Paula e Necésio.

Ao Orlando pela paciência com minha falta de tempo.

# Sumário

Resumo ..... i
Abstract ..... ii
Lista de figuras ..... iii

## Capítulo 1

Introdução ..... 1

## Capítulo 2

Articulações ..... 5

## Capítulo 3

Polietileno de Ultra Alto peso Molecular (PEUAPM) ..... 9
3.1 Processamento do PEUAPM ..... 10
3.1.1 Compactação a frio ..... 13
3.1.2 Aquecimento para plastificação ..... 17
3.1.3 Resfriamento sob pressão ..... 18

## Capítulo 4

Fundamentação em Tribologia ..... 20
4.1 Atrito ou fricção ..... 24
4.2 Desgaste ..... 31
4.2.1 Propriedades de superfície ..... 32
4.2.2 Propriedades volumétricas ..... 34
4.2.3 Tipos de desgaste ..... 36
4.2.3.1 Desgaste por adesão ..... 36
4.2.3.2 Desgaste por abrasão ..... 37
4.2.3.3 Desgaste por fadiga superficial ..... 39
4.2.3.4 Desgaste por corrosão ..... 39
4.2.3.5 Processos mistos ..... 40

## Capítulo 5

Tribologia dos materiais poliméricos ..... 42
5.1 Influência das características do agregado polimérico ..... 45
5.1.1 Influência da morfologia de cadeia ..... 45
5.1.2 Influência do peso molecular e sua distribuição ..... 48
5.1.3 Influência do grau de cristalinidade e alinhamento molecular ..... 50
5.2 Influência da composição e reatividade química do polímero ..... 53
5.3 Influência dos parâmetros do sistema tribológico ..... 55

## Capítulo 6

Materiais ..... 63
6.1 Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular ..... 63
6.2 Desenvolvimento de um dispositivo para processamento de PEUAPM ..... 66
6.3 Desenvolvimento de um dispositivo para ensaios de desgaste ..... 69
6.3.1 Sistema de ensaio ..... 70
6.3.2 Sistema motor – controle ..... 75
6.3.3 Tipo de movimento e velocidades entre as superfícies ..... 77
6.3.4 Pressão de contato entre as superfícies ..... 77
6.3.5 Presença de lubrificantes ..... 79
6.3.6 Acabamento superficial ..... 79

## Capítulo 7

Procedimento experimental ..... 80
7.1 Moldagem dos corpos de prova ..... 80
7.2 Ensaios de desgaste ..... 82
7.2.1 Preparação do material ..... 81
7.2.2 Condições de ensaio para a verificação do desgaste em função da condição PV ..... 83
7.2.3 Condições de ensaio para os moldados a partir da variação do processamento ..... 85

## Capítulo 8

Resultados – Processamento ..... 86

## Capítulo 9

Resultados dos ensaios para a verificação do desgaste em função da condição PV ..... 102

## Capítulo 10

Discussão dos resultados dos ensaios para a verificação do desgaste em função da condição PV ..... 107

**Capítulo 11**

Resultados dos ensaios dos pinos moldados a partir da variação do processamento ..... 128

**Capítulo 12**

Discussão dos resultados dos ensaios dos pinos moldados a partir da variação do processamento ..... 131

**Capítulo 13**

Conclusões ..... 151

**Capítulo 14**

Sugestões para futuros trabalhos ..... 155

**Capítulo 15**

Referências Bibliográficas ..... 156

**Apêndice A1** ..... 166

**Apêndice A2** ..... 170

**Apêndice A3** ..... 173

**Apêndice A4** ..... 175

**Apêndice A5** ..... 177

**Apêndice A6** ..... 179

# Resumo

Reis, Marcelo de Carvalho, *Estudo da influência de parâmetros de processamento na resistência ao desgaste do Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular*, Universidade Estadual de Campinas, 1997 Tese de Doutorado

O Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular (PEUAPM) é o polímero mais utilizado como parte de próteses de articulações sinoviais humanas. Apesar de suas excelentes características quanto ao atrito e desgaste, este é justamente o fator limitador da vida útil de um sistema protético. Visando estudar como a variação de parâmetros de processamento influencia no desgaste do polímero, foi projetado e construído um dispositivos para moldagem do material e aperfeiçoado o projeto de um dispositivo para a realização de ensaios de desgaste.

Em uma primeira etapa da fase experimental foram realizados ensaios de desgaste com a variação das condições tribológicas, utilizando pinos usinados de chapas comercialmente disponíveis no mercado nacional, friccionados contra aço inoxidável 316 L, em presença de água. Os resultados desta etapa mostraram que a pressão de contato e a velocidade de deslizamento tem papeis importantes no desgaste do polímero. Em uma segunda etapa foram moldados pinos de PEUAPM em diferentes condições de pressão no processamento e diferentes granulometrias. Posteriormente foram ensaiados ao desgaste sob uma única condição tribológica. Os resultados desta etapa mostraram que a maneira como as pressões forem utilizadas no processamento podem influenciar no desempenho ao desgaste do polímero.

*Palavras chaves*

Polietileno, UHMW, desgaste, processamento

# Abstract

Reis, Marcelo de Carvalho, Study of the influence of the processing parameters in the wear resistence of the Ultra High Molecular Weight Polyethylene, State University of Campinas, 1997 Ph.D. thesis

The Ultra High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) is the most used human artificial joint polymer. In spite of its very good wear resistance properties the lifetime of the prosthetic system is limited by its wear. In order to study how the variation of the processing conditions influences the wear resistance of the plastic, a polymer molding and a wear test devices have been projected and constructed .

As a first step, wear tests have been conducted with the variation of the tribological conditions using pins machined from Brazilian commercial sheets. They have been frictioned against 316L stainless steel in water environment. The results of this first step have shown that contact pressure and sliding velocity have very important roles in the polymer wear. As a second step UHMWPE pins have been molded under different pressure conditions and with variation of the mean particle size. These pins have been frictioned under a single tribological condition. The results of these wear tests have shown that the way the pressure is used in the polymer processing may influence its wear resistance

Keywords

UHMW, Polyethylene, Wear, Processing

# Lista de figuras

Figura 2.1 Seção transversal de articulação de quadril humano ..... 7
Figura 2.2 Elementos básicos de uma prótese de quadril ..... 8
Figura 3.1 Curvas de compressibilidade para diferentes marcas de PEUAPM ..... 14
Figura 3.2 Relação de pressão transmitida pela aplicada contra o deslocamento normalizado para PP ..... 15
Figura 4.1 Proposta do comportamento ideal e possíveis variações quanto ao desgaste para um sistema tribológico ..... 22
Figura 4.2 Vista esquemática de duas superfícies, definindo área real de contato ..... 25
Figura 4.3 Esquema de duas esferas em contato ..... 27
Figura 4.4 Esquema de superfícies esférica e plana em contato em vários pontos ..... 28
Figura 4.5 Coeficientes de atrito dinâmico em função da pressão de contato ..... 29
Figura 4.6 Coeficientes de atrito dinâmico em função da pressão de contato ..... 29
Figura 4.7 Coeficientes de atrito dinâmico em função do carregamento normal para o par Alumínio – Aço ..... 30
Figura 4.8 Relação entre fator de desgaste e o recíproco do produto tensão e alongamento na ruptura para 18 polímeros friccionados contra aço ..... 34
Figura 4.9 Esquema de uma solda metalúrgica ..... 37
Figura 4.10 Esquema de uma junção por adesão ..... 37
Figura 4.11 Esquema de desgaste abrasivo por dois corpos ..... 38
Figura 4.12 Formação de sulcos no desgaste abrasivo ..... 38
Figura 4.13 Esquema do desgaste por abrasão por três corpos ..... 38
Figura 5.1 Esquema de mecanismos básicos de desgaste para os polímeros ..... 44
Figura 5.2 Modelo de deslizamento entre cadeias ..... 45
Figura 5.3 Exemplo de molécula com simetria – Polietileno ..... 46
Figura 5.4 Exemplo de molécula sem simetria – Poliestireno ..... 46

Figura 5.5 Coeficiente de atrito em função do peso molecular para o Polietileno .....49
Figura 5.6 Variação da resistência ao desgaste em função do peso molecular para PE .....49
Figura 5.7 Relação entre o coeficiente de atrito dinâmico e o desgaste em volume em função do grau de cristalinidade para o Polietileno .....51
Figura 5.8 Relação entre o coeficiente de atrito dinâmico e o desgaste em volume em função do grau de cristalinidade para o Poli(tetrafluoroetileno) .....52
Figura 5.9 Comportamento dos fatores de desgaste em função das pressões de contato para POM contra aço .....56
Figura 5.10 Relação entre as tensões de contato e os fatores de desgaste para o Polietileno ..57
Figura 5.11 Relação entre temperatura e tempo de operação em fricção para diferentes níveis de PV .....59
Figura 5.12 Relação entre fatores de desgaste e rugosidade de contra – superfície .....60
Figura 6.1 Distribuição dos tamanhos de partículas para UTEC 3540 e GUR 413 .....64
Figura 6.2 Microscopia óptica de partícula de UTEC 3540 .....64
Figura 6.3 Microscopia óptica de partícula de GUR 413 .....65
Figura 6.4 MEV de partículas de UTEC 3540 .....65
Figura 6.5 MEV de partículas de GUR 413 .....66
Figura 6.6 Esquema de montagem de ferramenta de moldagem .....68
Figura 6.7 Punção .....68
Figura 6.8 Conjunto de moldagem .....69
Figura 6.9 – Vista geral do equipamento de ensaio de desgaste desenvolvido .....70
Figura 6.10 Célula de ensaio.....71
Figura 6.11 Eixo inferior, barra de apoio e célula de carga .....71
Figura 6.12 Desenho esquemático do dispositivo de ensaio de desgaste .....73
Figura 6.13 Disco de ensaio suporte para fixação .....74
Figura 6.14 Disco e suporte fixados ao eixo – motor .....74
Figura 6.15 Ponta superior do eixo – motor .....75
Figura 6.16 Vista do eixo acionador e correia de transmissão .....76
Figura 6.17 Suporte com sensores para tacômetro e contador de ciclos .....76
Figura 6.18 Adaptador para pino de diâmetro 10 mm .....78
Figura 8.1 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento em 100 FQ .....87
Figura 8.2 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento em 200 FQ .....88
Figura 8.3 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento em 300 FQ .....88

Figura 8.4 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento em 400 FQ .....89
Figura 8.5 Deslocamento de punção na condição FQ .....91
Figura 8.6 Energia gasta para a compactação na condição FQ .....91
Figura 8.7 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento em 300 FNQ .....92
Figura 8.7 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento em 600 FNQ .....93
Figura 8.8 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento em 1000 FNQ .....93
Figura 8.10 Deslocamento de punção na condição FNQ .....95
Figura 8.11.Energia gasta para a compactação na condição FNQ .....95
Figura 8.12 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento com pó de granulometria fina .....96
Figura 8.13 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento com o pó de granulometria média .....97
Figura 8.14 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento com o pó de granulometria grossa .....97
Figura 8.15 Diagrama Força x Deslocamento para o processamento com GUR 413 .....98
Figura 8.16 Deslocamento de punção comparando os resultados da variação da granulometria e o material .....98
Figura 8.17 Energia gasta para a compactação comparando os resultados da variação da granulometria e o material .....99
Figura 8.18 Curva de distribuição granulométrica do PEUAPM UTEC 3540 e do GUR 413 com a indicação dos pontos de corte do tamanho de partícula .....100
Figura 10.1 Fatores de desgaste (K) em função da condição PV de 240 a 800 .....108
Figura 10.2 Fatores de desgaste (K) em função da condição PV de 240 a 1550 .....108
Figura 10.3 Médias dos fatores de desgaste e intervalo de confiança para PV de 240 a 1550 .....109
Figura 10.4 Proposta do comportamento do fator de desgaste versus velocidade de deslizamento .....110
Figura 10.5 Média dos fatores de desgaste e curva de tendência polinomial .....111
Figura 10.6 Fatores de desgaste (K) em função da condição PV para UTEC 2540 .....112
Figura 10.7 Médias dos fatores de desgaste e intervalo de confiança para UTEC 2540 .....112
Figura 10.8 Comparação entre os fatores de desgaste para UTEC 3540 e 2540 .....113
Figura 10.10 MEV da superfície de um disco usado como contra – superfície .....114

Figura 10.11 Fatores de desgaste de cada pressão de contato em função da variação das velocidades de deslizamento ..... 115
Figura 10.12 Fatores de desgaste de cada velocidade de deslizamento em função da variação das pressões de contato ..... 116
Figura 10.13 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 240 ..... 118
Figura 10.14 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 480 ..... 118
Figura 10.15 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 720 ..... 118
Figura 10.16 Sulcos de diferentes tamanhos e desgaste por adesão nos picos das irregularidades de usinagem – PV 480 ..... 119
Figura 10.17 MEV de superfície ensaiada sob PV 240 ..... 119
Figura 10.18 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV400 ..... 120
Figura 10.19 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 800 ..... 120
Figura 10.20 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 1200 ..... 120
Figura 10.21 Superfície ensaiada sob PV 800 com padrão típico de desgaste abrasivo e adesivo ..... 120
Figura 10.22 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 550 ..... 121
Figura 10.23 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 1100 ..... 121
Figura 10.24 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 1550 ..... 121
Figura 10.25 Sulco gerado por abrasão em superfície ensaiada sob PV 1550 ..... 121
Figura 10.26 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 550 de pino moldado com UTEC 2540 ..... 122
Figura 10.27 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 1100 de pino moldado com UTEC 2540 ..... 122
Figura 10.28 Microscopia óptica de superfície de ensaio sob PV 1550 de pino moldado com UTEC 2540 ..... 122
Figura 10.29 MEV de superfície ensaiada sob PV 550 para UTEC 2540 ..... 122
Figura 10.30 MEV de superfície ensaiada sob PV 550 para UTEC 2540, vista ampliada de sulco de abrasão ..... 123
Figura 10.31 MEV de superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540, mostrando sulco de desgaste abrasivo ..... 124
Figura 10.32 MEV se superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540, mostrando ondulação resultante da usinagem ..... 124

Figura 10.33 MEV se superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540, mostrando ondulação causada pelo processo de desgaste ..... 125
Figura 10.34 MEV se superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540, mostrando micro ondulações que existem na superfície das ondulações maiores ..... 125
Figura10.35 MEV se superfície ensaiada sob PV 1550 para UTEC 2540 mostrando cavidades geradas durante o processo de desgaste ..... 126
Figura 10.36 Diagrama de barras com as entalpias de fusão das superfícies de desgaste e respectivas referências para UTEC 3540 e 2540 ..... 127
Figura 12.1 Fatores de desgaste K' dos pinos moldados na condição de processamento tipo FQ ..... 131
Figura 12.2 Desgaste médio e intervalo de confiança para pinos moldados na condição de processamento tipo FQ ..... 132
Figura 12.3 Fatores de desgaste K' dos pinos moldados na condição de processamento tipo FNQ ..... 133
Figura 12.4 Desgaste médio e intervalo de confiança para pinos moldados na condição de processamento tipo FNQ ..... 134
Figura 12.5 Fatores de desgaste K' dos pinos moldados a partir da variação dos intervalos de distribuição granulométrica ..... 135
Figura 12.6 Desgaste médio e intervalo de confiança para pinos moldados a partir da variação dos intervalos de distribuição granulométrica ..... 135
Figura 12.7 Curva de distribuição granulométrica do PEUAPM UTEC 3540 e do GUR 413 com a indicação dos pontos de corte do tamanho de partícula ..... 137
Figura 12.8 Fatores de desgaste K' para diferentes moldados processados na condição 200 FQ ..... 138
Figura 12.9 Comparação das energias gastas no processamento entre os pós de diferentes granulometrias, a resina GUR 413 e o pó convencional (UTEC 3540) ..... 139
Figura 12.10 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 100 FQ ..... 140
Figura 12.11 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 200 FQ ..... 140
Figura 12.12 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 300 FQ ..... 141

Figura 12.13 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 400 FQ ..... 141
Figura 12.14 MEV de superfície ensaiada de pino moldado em 100 FQ ..... 143
Figura 12.15 MEV de superfície ensaiada de pino moldado em 100 FQ, Detalhe de um sulco gerado por abrasão ..... 143
Figura 12.16 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 300 FNQ ..... 143
Figura 12.17 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 600 FNQ ..... 144
Figura 12.18 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 1000 FNQ ..... 144
Figura 12.19 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria fina ..... 145
Figura 12.20 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria média ..... 146
Figura 12.21 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria grossa ..... 146
Figura 12.22 Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria grossa ..... 147
Figura 12.23 MEV de superfície de ensaio de pino moldado a partir de grãos com granulometria média ..... 148
Figura 12.24 MEV de superfície de ensaio de pino moldado a partir de grãos com granulometria grossa ..... 148
Figura A1.1 Resíduos e valores previstos para regressão linear ..... 169
Figura A2.1 Resíduos dos ajustes polinomiais ..... 172

# Capítulo 1

## 1.1 - Introdução

O fenômeno do desgaste é comum na grande maioria dos dispositivos mecânicos. A sua existência pode ser o fator determinante na quantificação da vida útil de tais dispositivos. O desgaste é definido como a perda progressiva de massa da superfície de operação de um corpo, devido a movimento relativo desta [1]. Esta perda de material pode acarretar na perda da funcionalidade do componente e consequentemente do dispositivo no qual está inserido.

Diferentemente de outras propriedades mecânicas, o desgaste apresenta – se como uma variável no dimensionamento de componentes que, normalmente, não é equacionável de maneira precisa. De acordo com as condições existentes na utilização do componente é possível saber qual o mecanismo de desgaste ocorrerá predominantemente, entretanto a intensidade deste é de previsão incerta e com um grande número de variáveis. As dificuldades na previsão do comportamento ao desgaste estão, normalmente, associadas às variações dos parâmetros que compõe o sistema tribológico [2].

Durante o processo de desgaste pode ocorrer modificação das condições existentes no sistema e isto levar a mudanças dos mecanismos de desgaste existentes. Devido a estas mudanças, a previsão precisa do comportamento ao desgaste passa a ser praticamente impossível.

Por suas características vantajosas sobre os metais, tais como: economia em peso, facilidade de fabricação do produto final, resistência à corrosão, características de amortecimento e outras [3], os polímeros tem encontrado um crescente aumento de sua utilização dentre os materiais de engenharia nas últimas décadas. Sua utilização como componentes mecânicos com solicitação de atrito e, consequentemente, na resistência ao

desgaste tem se mostrado mais uma importante possibilidade de aplicação para esta família de materiais.

O processo de seleção de materiais para qualquer aplicação em engenharia, passa por diversas etapas onde são levadas em consideração um grande número de fatores. Para determinadas aplicações o fator custo pode ter importância secundária até, uma vez que alguns problema de engenharia envolvem considerações de maior peso. Projetos para fins antagônicos como armamentos e equipamentos médicos, representam exemplos onde existem considerações mais importantes que aquelas relativas a custo.

A literatura é relativamente abundante no estudo do atrito de pares metal – polímero e particularmente o estudo envolvendo o Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular (PEUAPM) tem se mostrado de grande interesse. Isto se justifica no fato de que o PEUAPM é um material polimérico que apresenta ótimas propriedades quanto à resistência ao desgaste e resistência química, dentro de uma boa relação custo x benefício.

Os estudos de caracter tribológico para os polímeros, normalmente envolvem variações das condições de ensaio, buscando a relação destas com o desempenho ao desgaste. Existem, também, estudos do comportamento ao desgaste relacionados à variações de composição dos polímeros, seja pela utilização de cargas, pela formação de compósitos ou pela formulação de blendas. Não é comum, entretanto, o estudo da relação entre propriedades tribológicas e variações de parâmetros de processamento do material.

## 1.2 - Objetivo

Este trabalho trata da utilização de PEUAPM em um tipo específico de prótese para articulações humanas, onde a resistência ao desgaste do componente polimérico tem se mostrado como um dos principais limitadores quanto à sua vida útil. O objetivo é estudar a relação da variação de parâmetros de processamento no comportamento do desgaste em condições específicas, que simulam àquelas encontradas em uma articulação protética de quadril humano. Para tal, foi desenvolvida metodologia de processamento e ferramental específico, construído um dispositivo para ensaio de desgaste, realizados ensaios de desgaste

em corpos de prova usinados a partir de chapas comercialmente disponíveis no mercado nacional e moldados corpos de prova em diferentes condições.

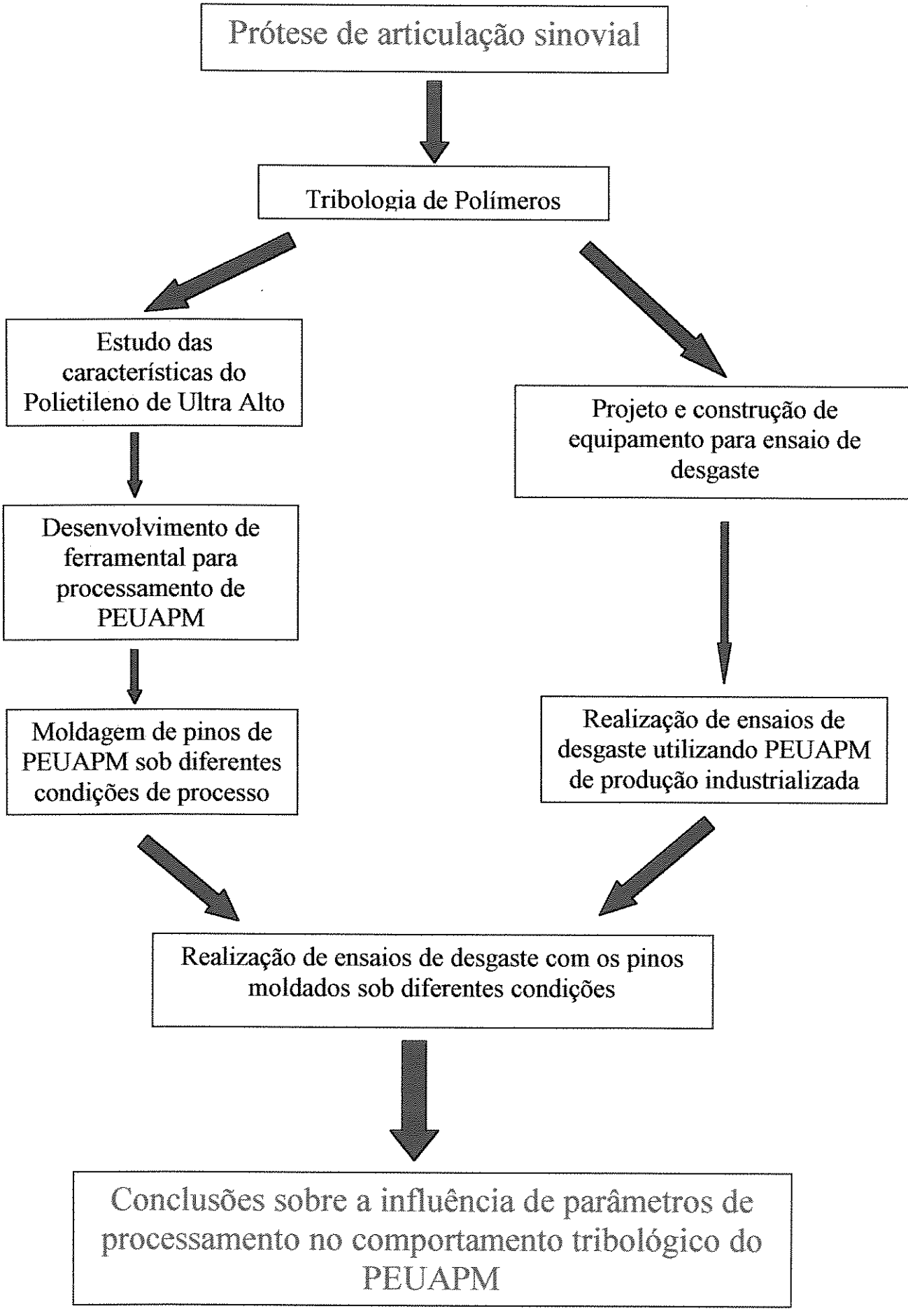
Para a realização dos ensaios de desgaste foi aperfeiçoado o projeto realizado em trabalho anterior [4] de um dispositivo específico em configuração "três pinos contra um disco". O equipamento permite a variação de velocidades, utilização de fluido de refrigeração/lubrificação, programação do ciclo de ensaio e medida dos coeficientes de atrito.

A primeira etapa experimental deste trabalho tratou do estudo do desgaste do PEUAPM comercialmente disponível no mercado nacional, ensaiado em diferentes condições tribológicas. Foram utilizados dois materiais com diferentes pesos moleculares e foram realizados ensaios em nove diferentes condições do produto "pressão de contato versus velocidade de deslizamento".

Foi desenvolvido ferramental específico para moldagem por compressão e posteriormente moldados os corpos de prova para ensaios de desgaste, variando – se as condições de processamento, tais como: as pressões de compactação a frio, de resfriamento e a granulometria do material. Para esta etapa foi utilizada uma resina apenas, de origem nacional. Finalmente foi realizada moldagem com resina de origem alemã, atualmente a mais utilizada no mercado internacional de próteses, para comparação com o produto nacional.

Todas as superfícies de desgaste foram examinadas sob microscopia óptica e eletrônica de varredura. Foram, ainda, realizadas caracterizações por calorimetria diferencial de varredura (DSC), para verificar a variação dos graus de cristalinidade.

Para facilitar o melhor entendimento quanto ao desenvolvimento deste trabalho na página seguinte é apresentado um organograma com as etapas que o compõe.


Prótese de articulação sinovial
Tribologia de Polímeros
Estudo das características do Polietileno de Ultra Alto
Projeto e construção de equipamento para ensaio de desgaste
Desenvolvimento de ferramental para processamento de PEUAPM
Realização de ensaios de desgaste utilizando PEUAPM de produção industrializada
Moldagem de pinos de PEUAPM sob diferentes condições de processo
Realização de ensaios de desgaste com os pinos moldados sob diferentes condições
Conclusões sobre a influência de parâmetros de processamento no comportamento tribológico do PEUAPM

# Capítulo 2

# Articulações

As articulações ou junturas humanas podem ser divididas em três grupos, de acordo com sua estrutura e mobilidade: junturas fibrosas (sinartroses) ou imóveis, junturas cartilagíneas (anfiartroses) ou com movimentos limitados, e junturas sinoviais (diartroses) ou junturas de movimentos amplos [5].

As junturas ou articulações sinoviais constituem a maioria das articulações do corpo humano, podendo ser classificadas de acordo com os eixos de movimento, ou graus de liberdade. As articulações sinoviais podem, ainda, ser classificadas pelas formas das superfícies articulares dos ossos que as compõem. Desta forma o grupo das articulações sinoviais pode ser subdividido nos seguintes tipos [6]:

- Articulação plana
- Articulação em dobradiça ou Gínglimo
- Articulação Condilar
- Articulação Esferóide
- Articulação Elipsóide
- Articulação Selar

Nas junturas sinoviais, as superfícies ósseas são revestidas por cartilagem articular, envoltas pela membrana sinovial, e unidas por ligamentos. Esta cartilagem é um tecido sem

vascularização, circulação linfática ou enervação. É um composto de células (condrócitos) em uma matriz de fibrilas, proteoglicanas e mais algumas soluções orgânicas e inorgânicas, tendo como funções mecânicas: a transmissão e distribuição das cargas aplicadas na articulação para a estrutura óssea, a manutenção das tensões aplicadas em níveis fisiologicamente toleráveis, a movimentação relativa das superfícies com baixos coeficientes de atrito e a absorção de choque [7].

Ocorre movimento relativo entre as superfícies ósseas revestidas pela cartilagem articular, envolvendo a aplicação de tensões normais e de cisalhamento. Os coeficientes de atrito entre as superfícies de uma articulação sinovial são extremamente baixas [8]. O conhecimento quanto à morfologia da superfície articular é bastante importante para o entendimento quanto aos tipos de movimentos envolvidos e a notável durabilidade das mesmas.

A despeito de inúmeros estudos realizados sobre a morfologia e natureza das superfícies articulares restam ainda controvérsias. O consenso para tais superfícies é de que são bastante lisas, não apresentando irregularidades quando observadas a olho nu ou sob pouca ampliação. Através de microscopia eletrônica de varredura foram observadas quatro diferentes padrões de rugosidades das superfícies articulares [7]:

- Ondulações com distâncias entre picos e vales em torno de 1μm
- Micro ondulações com distâncias em torno de 0,2 μm
- Cavidades com formato aproximadamente esférico
- Elevações em picos com diâmetros entre 10 e 20 μm

A membrana sinovial tem como função a secreção de fluído sinovial e a remoção deste e de resíduos do espaço articular [7]. O fluído sinovial por sua vez, fornece os nutrientes para a cartilagem articular e, principalmente, forma um filme lubrificante entre as superfícies articulares. A figura 2.1 mostra a seção transversal de articulação de quadril humano.

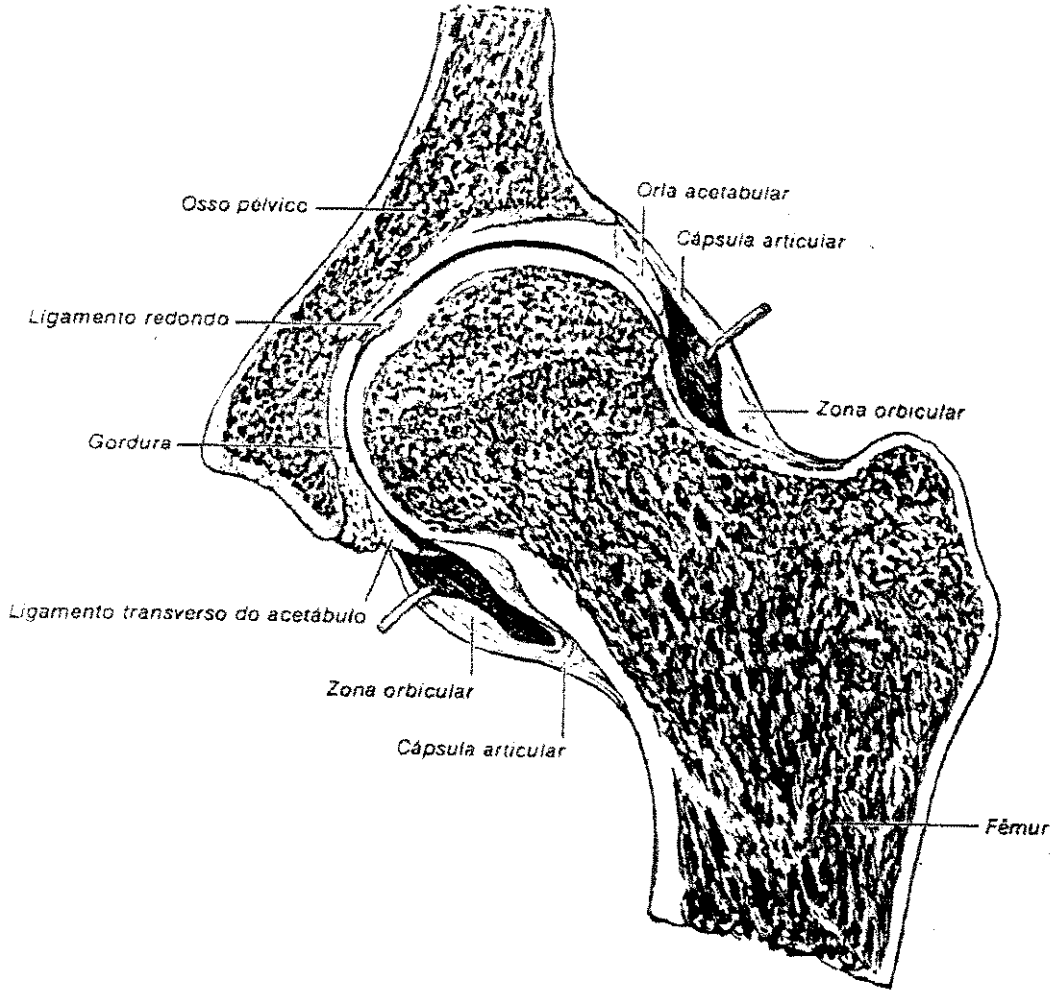



**Figura 2.1** - Seção transversal de articulação de quadril humano [5]

Por diferentes causas, patológicas ou traumáticas, pode ser necessária a intervenção cirúrgica em uma articulação humana. O desgaste das superfícies articulares traz consigo um processo normalmente doloroso e que leva à dificuldades e, em casos extremos, até ao impedimento do movimento do membro. Em muitos casos a substituição de partes naturais por artificiais torna-se indispensável, sendo então realizada uma artroplastia, que pode ser parcial ou total, dependendo do nível de comprometimento da articulação.

Basicamente uma prótese articular total consiste de um conjunto onde uma das superfícies passa a ser metálica ou cerâmica e a outra polimérica. Dentre as ligas metálicas de uso mais comum pode – se citar: aço inoxidável 316L, Cr-Co-Mb e a liga Ti-6Al-4V. Entre os polímeros foram feitas tentativas com o Poli (tetrafluoroetileno) ("TEFLON"), com as Poliamidas e com os Polietilenos de alta densidade, sendo este último o de maior sucesso, devido às melhores características de biocompatibilidade e propriedades mecânicas,

notadamente a resistência ao desgaste. Dentre os Polietilenos de alta densidade, o de Ultra Alto Peso Molecular é praticamente a opção única em polímeros para uso em articulações sinoviais humanas. A figura 2.2, abaixo, mostra os componentes básicos de uma prótese de quadril.

**Figura 2.2** - Elementos básicos de uma próteses de quadril. Haste femoral metálica e copo acetabular polimérico [9]

# Capítulo 3

# Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular (PEUAPM)

O PEUAPM é um Polietileno linear de alta densidade com pesos moleculares a partir de um milhão de gramas por mol. É um termoplástico que apresenta uma combinação excepcional de propriedades. Além das características de superfície não aderente, baixo coeficiente de atrito e boa resistência química, típicas das poliolefinas, o PEUAPM apresenta ainda uma altíssima resistência ao impacto, explicável pelas grandes extensões de áreas amorfas, e a mais alta resistência ao desgaste de todos os polímeros de engenharia [10].

Esta combinação de propriedades, especialmente a elevada resistência ao desgaste, é explicada pelo tamanho especialmente grande das moléculas que compõe o polímero. O comprimento elevado conduz a uma maior entropia e consequentemente à formação de um grande número de emaranhamentos entre as moléculas, resultando em uma estrutura com características que se assemelham a polímeros que apresentam reticulação. Em termos mecânicos, a formação de emaranhamentos entre as cadeias pode ser entendida como nós em uma rede, que possibilitam a dispersão das tensões aplicadas em um ponto isoladamente.

O Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular é definido pela ASTM como o Polietileno que apresenta uma viscosidade relativa de 2.3 ou mais em uma solução com concentração de 0.05% em decahidronaftaleno (DECALINA) a 135 °C. Podendo, então, ser calculado o peso molecular viscosimétrico a partir da equação de Mark-Houwink-Flory:

$$M = K\,[n]^a$$ Equação 3.1

Onde:

**M** = Peso molecular viscosimétrico

**K** e **a** = Constantes determinadas por espalhamento de luz

**n** = viscosidade

Trata - se de um Polietileno, portanto um polímero semi - cristalino, podendo apresentar cristalinidade média em torno de 50 %, porém sob condições de processamento controladas pode-se obter percentual pouca coisa maior.

A despeito do fato de que o PEUAPM é um Polietileno com cadeias lineares de grande tamanho sua baixa densidade (em torno de 0,935 g/cm$^3$)[11] é devido a elevada viscosidade, a qual restringe os mecanismos de ordenamento nos processos de cristalização.

## 3.1 - Processamento do PEUAPM

Existem diversos métodos de processamento de polímeros, estando a maioria deles baseados no escoamento de material fundido. Para que ocorra este escoamento são necessárias que sejam atendidas algumas condições básicas de aspecto reológico. Assim, alguns dos processos mais comumente empregados para o processamento de polímeros, como injeção, extrusão, termoformagem, calandragem, sopro e moldagem por transferência, são baseados em características dos materiais que permitam o escoamento de massa fundida sob a aplicação de tensão. Existem, entretanto, polímeros que apresentam – se no estado borrachoso mesmo em temperaturas muito acima das de fusão, o que simplesmente inviabiliza seu processamento por qualquer dos métodos expostos.

Devido ao seu elevado peso molecular, o PEUAPM apresenta uma viscosidade do fundido tão alta que acaba por determinar um índice de fluidez 0 gr/10min. (DIN 53735) [11],

estando, portanto, entre os polímeros cujo processamento não é factível pelos métodos normalmente empregados para termoplásticos, pois seriam necessárias tensões de cisalhamento tão elevadas para o seu escoamento que inviabilizariam o processo, tanto sob o aspecto de equipamento quanto sob o aspecto de degradação do material. Devido a este fato, foram desenvolvidos ou são estudados diversos processos de moldagem e parâmetros de processamento para o PEUAPM [10-31], sendo a maioria baseados na metalurgia do pó, normalmente utilizados para metais e cerâmicas ou outros polímeros de difícil processamento como o Poli (tetrafluoroetileno).

O PEUAPM está disponível comercialmente sob a forma de pó, sendo processado, basicamente, em três fases, independentemente de qual dos tipos de processamento esteja sendo utilizado. São elas:

1) Compactação do pó a frio

2) Aquecimento para plastificação

3) Resfriamento

As variações nas maneiras como são realizadas estas três etapas dão origem a três diferentes processos, que podem acabar gerando diferentes propriedades finais do material moldado.

Fabian [12] discorre sobre o processamento de moldagem por compressão, onde o pó é inicialmente compactado à pressão de 1400 psi (96.55 Kgf/cm$^2$ ou 9,6 MPa), posteriormente é aquecido sob pressão de 300 a 700 psi (20.68 a 48.27 Kgf/cm$^2$ ou 2 a 4,8 MPa) à temperatura de 400 a 425 F (204.4 C a 218.3 °C) até a fusão completa do material, sendo então resfriado sob a mesma pressão inicialmente utilizada de 1400 psi.

Uma adaptação do processo de moldagem por compressão que permite a produção contínua é a extrusão RAM [10 -12]. Trata – se da composição das três fases, porém ocorrendo ao mesmo tempo, ou seja: a partir de alimentação contínua de pó o polímero é compactado seguindo para a etapa de fusão e em seguida sendo resfriado. As três etapas ocorrem dentro do mesmo equipamento funcionando como uma extrusora de rosca, porém o material é impulsionado por um cilindro hidráulico e aquecido externamente, ao contrário das extrusões

convencionais onde o polímero é conduzido pela rosca e o aquecimento é gerado, predominantemente, pelo cisalhamento.

A terceira forma de processamento apresentada [13 - 18] baseia-se em metalurgia do pó, de maneira idêntica à aplicada para metais e cerâmicas. É um técnica tipicamente utilizada para PTFE, mostrando-se adequada também para o PEUAPM. Mais uma vez o processo pode ser dividido em três etapas:

1. Compactação à frio

2. Sinterização em forno com atmosfera controlada

3. Resfriamento sob pressão ambiente, em atmosfera controlada

Outros métodos de moldagem do PEUAPM são baseados em um processamento inicial por alguma das três técnicas apresentadas e, numa segunda fase é realizada uma operação de forjamento no moldado [19 - 23], ou apresentando as mesmas características básicas dos três processos, mas com variações nos métodos de aquecimento [24].

A literatura em processamento de polímeros não apresenta uma terminologia de consenso para a denominação dos diferentes processos de fabricação de moldados a partir da tecnologia do pó. Halldin [16] descreve o processamento a partir do pó como: *"qualquer técnica de fabricação que utilize um pó ou material em partículas como forma inicial da matéria-prima. O objetivo do processamento do pó (powder processing) é causar uma consolidação ou agupamento para uma forma desejada, obtendo como conseqüência um aumento nos níveis de densidade e de resistência.*. Zachariades [25] se refere a processamento do pó como uma tecnologia típica de processamento de metais e cerâmicas, entretanto para a confecção de seus corpos de prova o autor descreveu um processamento idêntico à moldagem por compressão.

A indústria nacional, de maneira geral, processa o PEUAPM segundo o seguinte ciclo:

- Prensagem a frio do pó, a 100 Kgf/cm$^2$ ou 10 MPa

- Aquecimento do material sob pressão entre 20 e 50 Kgf/cm$^2$ (2 e 5 MPa) até 220 °C pelo tempo necessário para fundir toda a massa
- Resfriamento sob pressão de 100 kgf/cm$^2$ (10 MPa).

### 3.1.1 - Compactação a frio

Apesar de se utilizarem dos mesmos princípios, a moldagem por compressão e a metalurgia do pó apresentam diferenças importantes. Em ambos os casos o ciclo de processamento do material tem como objetivo promover a diminuição da energia superficial das partículas, porém através da aplicação de energia por meios predominantes diferentes. Na moldagem por compressão, em comparação à metalurgia do pó, estão envolvidos níveis menores de pressão para a compactação inicial.

A compactação inicial, ou a frio, tem como objetivo a degaseificação da massa de pó na cavidade da matriz e tem como conseqüência o aumento da densidade [11], na metalurgia do pó a compactação inicial também tem como objetivo a diminuição da energia superficial das partículas e a geração de um sólido suficientemente rígido para o manuseio, pós prensagem, típico do processo[16]. Esta diferença na fase de compactação resulta na necessidade de aplicação de pressões em diferentes ordens de grandeza. Para a moldagem por compressão estão envolvidas pressões na ordem de, no máximo, centenas de Kgf/cm2 (dezenas de MPa), enquanto na metalurgia do pó são aplicadas pressões de alguns milhares de Kgf/cm2 (centenas de MPa).

Na compactação a frio a morfologia, a topografia, o tamanho médio das partículas e a curva de distribuição dos tamanhos tem papéis fundamentais nas características do compactado [33], pois influenciam fortemente a densidade do compactado (densidade do verde) e esta, por sua vez, pode ter influência marcante nas propriedades mecânicas finais do moldado.

Halldin [16], em estudo de diferentes marcas de PEUAPM, determinou a curva de variação relativa da densidade do verde (curva de compressibilidade), definida como o

quociente entre a densidade do verde e a densidade do polímero moldado, em função das pressões aplicadas. A figura 3.1 apresenta seus resultados.

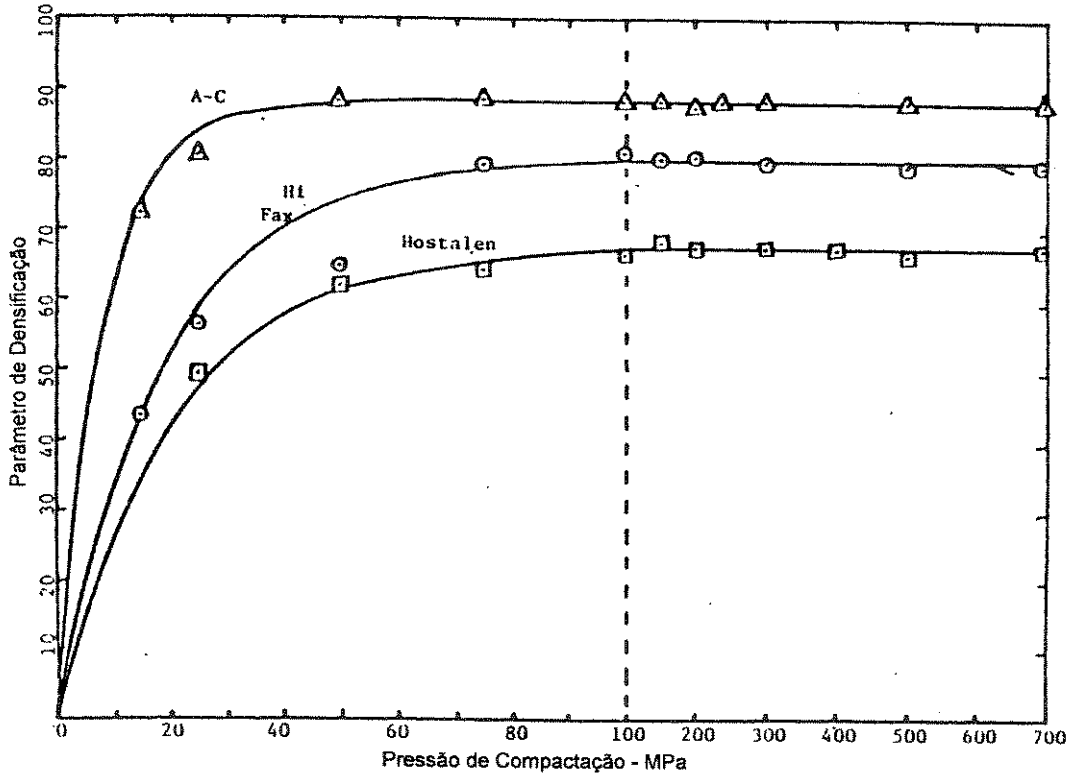



**Figura 3.1** - Curvas de compressibilidade para diferentes marcas de PEUAPM [16]

Além do nível de pressão utilizado na compactação do pó, o atrito das partículas com as paredes do molde tem papel fundamental no processamento [32], podendo levar a grandes gradientes de densidade ao longo do eixo de compactação.

Isherwood [32] propõe que é constante a relação entre o quociente: força de compactação aplicada e a força transmitida através do pó compactado, em função do deslocamento normalizado, definido como: o deslocamento do punção dividido pelo produto da altura inicial pela porosidade inicial. Foram determinadas, para quatro alturas iniciais de Polipropileno, curvas da relação força aplicada - força transmitida pelo deslocamento normalizado, fornecendo a figura 3.2.

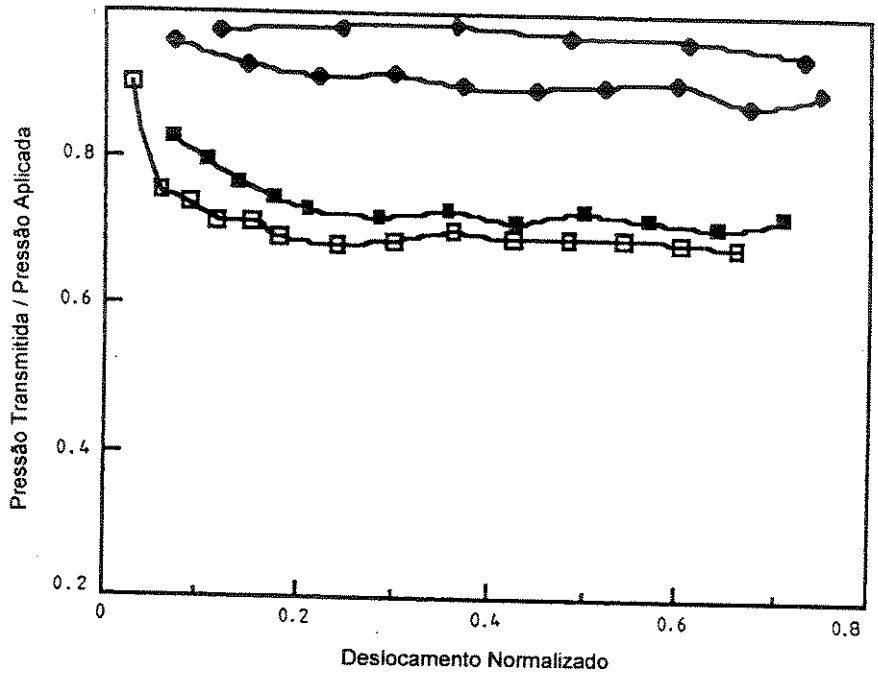



**Figura 3.2** - Relação da pressão transmitida pela aplicada contra o deslocamento normalizado para PP a partir de quatro alturas iniciais diferentes: 8,0 cm ◻, 6,3 cm ■, 2,9 cm ◆, 1,6 cm ◆ [32].

A distribuição de pressão ao longo do eixo de compactação em um processo uniaxial pode ser representada pela equação desenvolvida por Isherwood [33], baseada no modelamento de um elemento diferencial de volume de material, sob pressão de compactação e atrito com as paredes do molde (equação 3.2).

$$Pt/Pa = \exp(-4\beta\mu H/D) \quad \text{Equação 3.2}$$

Onde: **Pt** = pressão transmitida

**Pa** = pressão aplicada

**H** = localização no eixo de compactação

**D** = diâmetro da matriz

$\mu$ = coeficiente de atrito entre o pó e as paredes da matriz

$\beta$ = constante de proporcionalidade entre a pressão axial e a componente radial resultante

O equacionamento proposto considera apenas $\mu$ e $\beta$ como propriedades dos materiais envolvidos, seja no tocante ao pó, como também ao material do ferramental.

É importante considerar que são esperados baixos valores dos coeficientes de atrito ($\mu$) para o processamento de PEUAPM, tanto entre as partículas quanto entre partículas e as paredes do molde. A constante $\beta$ pode ser entendida como um fator semelhante ao módulo de Poisson, uma vez que relaciona deformação longitudinal (segundo o eixo de compactação) à transversal, sendo igual 0,4 [34] para o polímero moldado, entretanto não foi encontrado nenhum estudo com este valor especificamente para o pó compactado de PEUAPM.

Ainda quanto ao processo de compactação a frio existe o ciclo de degasagem, que tem por objetivo a eliminação do ar existente entre as partículas. É importante que esta etapa seja realizada de forma controlada, pois a retirada do ar é resultante da compactação do pó. A partir do adensamento das partículas nas porções superiores da matriz, que ocorre em maior grau devido justamente às distribuições de pressão, a extração do ar da parte oposta passa a ser dificultada. A velocidade de compactação é um parâmetro importante, pois esta deve ser tal que o adensamento das partículas ocorra dentro de um intervalo que permita a extração do ar da porção inferior do molde.

Por se tratar de polímero, as propriedades viscoelásticas poderiam proporcionar grandes diferenças quanto à deformação das partículas durante a compactação, em função dos tempos de aplicação de pressão. Jayaraman [35], entretanto, verificou, para o Poliestireno, que não existe variação quanto às propriedades do compactado em relação ao tempo de permanência da pressão no patamar máximo.

A partir desta análise pode – se esperar uma limitação quanto à altura para um molde de compactação. É possível, ainda, notar que existirão diferenças quanto aos níveis de compactação entre as faces superior e inferior de um moldado; certamente nas porções inferiores a compactação ocorre de maneira menos eficiente em relação à da face oposta

### 3.1.2 - Aquecimento para plastificação

A fase seguinte à compactação envolve o aquecimento dos compactados, porém de maneiras diferenciadas entre os processos. Na moldagem por compressão o material é compactado e aquecido na própria matriz. O aquecimento é feito sob pressão, porém em menor grau que na primeira fase: em torno de 20 Kgf/cm$^2$ (2 MPa). A temperatura é elevada até níveis muito superiores à temperatura de fusão do polímero, e permanece constante até a fusão completa da massa polimérica na matriz. Na metalurgia do pó o compactado é desmoldado e aquecido sem aplicação de pressão até temperaturas próximas às de fusão. A fase de aquecimento na metalurgia do pó tem como objetivo promover o coalescimento entre as partículas [16], fazendo assim com que ocorra uma "solda" entre estas e forme-se um corpo único. Na moldagem por compressão o ciclo de aquecimento tem como objetivo promover a fusão completa das partículas de polímero e, consequentemente, o entrelaçamento das moléculas.

A temperatura de fusão do PEUAPM situa – se entre 135 e 145 graus centígrados [36]. Entretanto para o seu processamento são utilizadas temperaturas de 210 °C ou maiores, o que pode ser explicado pela memória de forma das partículas que só desaparece em temperaturas acima desta [25, 30]. No processo de sinterização livre, o coalescimento é baixo devido à memória, que é explicada pela viscosidade extremamente elevada do polímero.

As propriedades mecânicas dos moldados por sinterização são inferiores às obtidas por moldagem por compressão [12, 25]. Não há evidências da necessidade de utilização de pressão durante a fase de plastificação, entretanto no resfriamento esta se mostrou bastante importante.

### 3.1.3 - Resfriamento sob pressão

A etapa de resfriamento também é realizada de forma diferenciada entre os dois processos. Na metalurgia do pó, o moldado é resfriado sem aplicação de pressão, ou seja livremente. Na moldagem por compressão, a massa fundida de polímero é resfriada sob o mesmo nível de pressão utilizada na primeira fase.

Estas diferenças na realização da moldagem do polímero implicam no uso de diferentes equipamentos para a fabricação de peças de mesmo tamanho. Para a moldagem por compressão é necessária a utilização de prensas de menor capacidade em relação às utilizadas na metalurgia do pó. O ciclo de aquecimento é realizado em condições totalmente diferentes para ambos os processos. Na moldagem por compressão o material é aquecido sem ser desmoldado, normalmente por um sistema de aquecimento próprio da matriz e da prensa. Já na metalurgia do pó, o material é submetido ao aquecimento livre, portanto fora do molde. É preciso que o aquecimento seja realizado na ausência de oxigênio para evitar a degradação por oxidação do polímero, utilizando-se assim, atmosfera inerte.

Não só no aspecto de equipamentos necessários se diferenciam os processamentos, mas principalmente nas características físicas e mecânicas do material moldado. O produto da metalurgia do pó apresenta densidades menores que às do moldado por compressão [16], sendo o primeiro um tipo de processamento muito mais sensível às características do polímero nascente (antes do processamento, normalmente nas condições em que saiu da reação de polimerização) que o segundo, pois a morfologia das partículas e a viscosidade do fundido acabam tendo maior influência, uma vez que na metalurgia do pó o entrelaçamento das moléculas de polímero é decorrência da densidade inicialmente obtida na fase de compactação e da sinterização livre. Por outro lado na moldagem por compressão o material é fundido na íntegra acarretando uma mobilidade maior das moléculas, o que explica a maior densidade obtida.

Assim, a escolha do tipo de processamento deve considerar a demanda do material, a disponibilidade de equipamentos e o uso final do material, principalmente quanto ao grau de comprometimento das propriedades mecânicas obtidas. Devido as diferenças no tempo de

processamento, sendo menores para a metalurgia do pó, ocorrem variações de custos finais do produto moldado. Na realidade o processamento via sinterização livre, para o PEUAPM, não é completo, ocorrendo sempre uma ou mais operações de deformação plástica para a obtenção do produto final [16]. Os semi – acabados obtidos por moldagem por compressão estão prontos no tocante às suas propriedades, mas também, obviamente, são necessárias operações de usinagem para a obtenção do produto final

# Capítulo 4

# Fundamentação em Tribologia

O estudo dos fenômenos relacionados ao atrito e desgaste teve seu inicio já há alguns séculos. A ciência ou a tecnologia das superfícies que se interagem em movimento relativo é chamada de Tribologia, termo com origem na palavra grega "Tribus" que significa atritamento. Philip Bowden e David Tabor [37] formaram as bases modernas para a compreensão da interação entre superfícies em seu trabalho iniciado no final da década de trinta e início de quarenta. Tabor [38], considera que durante os últimos vinte e cinco anos ocorreu enorme crescimento na atividade e pesquisa em Tribologia. Novas linhas de pesquisa surgiram, entre elas a Tribologia aplicada aos materiais plásticos.

O desgaste é definido como: "perda progressiva de material da superfície operacional de um corpo como resultado do movimento relativo nesta" [1]. Em outras palavras: é a remoção de material de um sólido como conseqüência de ação mecânica [39].

O estudo do desgaste em seus diversos tipos ou mecanismos permite a proposição de vários modelos matemáticos diferentes. A proposição de um modelo para a representação do comportamento ao desgaste de materiais específicos, em condições específicas, leva em consideração apenas alguns fatores que influenciam no sistema tribológico. Meng [40] apresenta um levantamento de relações matemáticas propostas para quantificar e prever o desgaste. Em um vasto universo verificado, o mesmo autor mostra a grande disparidade quanto aos fatores considerados como influentes, dentre os inúmeros modelos propostos na literatura.

Existem diversos modelos para quantificação do desgaste baseados na previsão de quais mecanismos estão envolvidos. Para tal previsão, aspectos como os tipos de materiais utilizados e particularidades do sistema tribológico são fundamentais. De fato, é notável que na proposição de modelos para quantificar ou atrito ou desgaste aparecem fatores exclusivamente relacionados às condições existentes em um sistema particularizado. A determinação numérica de tais fatores é feita, normalmente, através de ensaios em condições específicas que não permitem a utilização de tais modelos para condições práticas de engenharia. A técnica usual para a seleção de materiais e suas características, visando uma determinada aplicação tribológica, passa necessariamente pelos ensaios específicos.

A partir de um equacionamento é possível prever o comportamento de um sistema em um tipo específico de desgaste, mas não há como prever as interações entre diferentes tipos que acabam ocorrendo ao longo do processo. Os modelos teóricos podem fornecer, portanto, resultados qualitativos, mas resultados quantitativos quanto à desempenho são obtidos apenas através de testes tribológicos [41].

Quando da especificação de materiais para compor um sistema tribológico, a vida útil esperada tem sua previsão baseada no desgaste dos componentes ocorrendo segundo resultados obtidos em modelos teóricos, ensaios específicos e a própria experiência na utilização em questão ou em usos semelhantes. Segundo Franklin e Dijkman [42] o comportamento ideal de um sistema pode ser expresso pela figura 4.1. Nela estão presentes, também, as possíveis variações a partir do ideal, nas quais o desgaste do material não caminha segundo o esperado e ocorrem então as falhas de funcionamento antes do tempo de vida útil previsto ou tempo requerido.

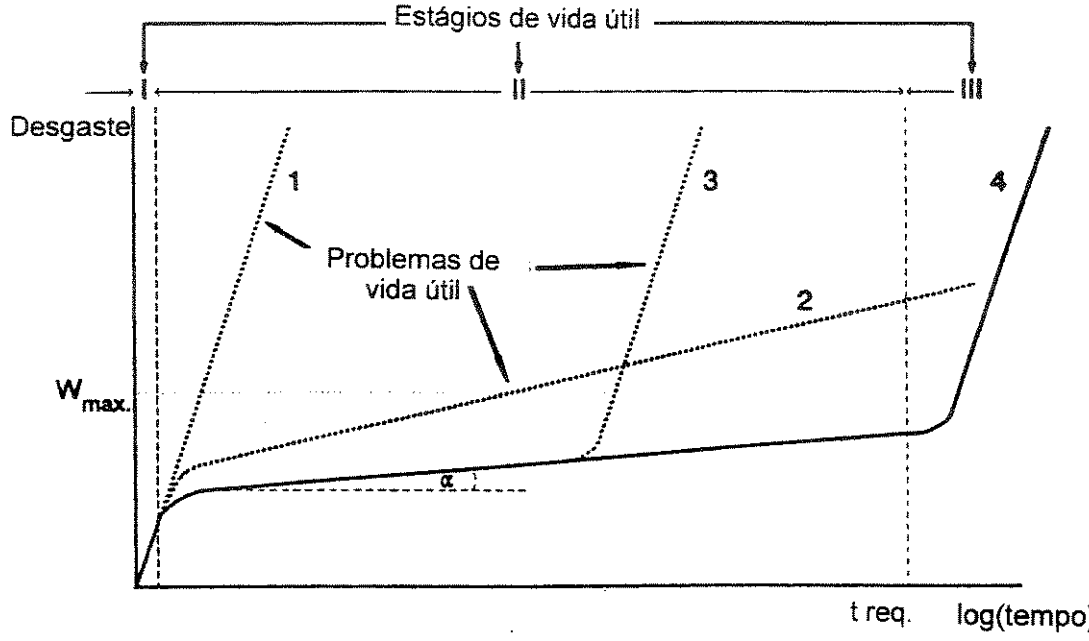



**Figura 4.1** – Proposta do comportamento ideal e possíveis variações quanto ao desgaste para um sistema tribológico

A trajetória do desgaste previsto é representada pela linha contínua e para efeito de esclarecimento pode – se dividir o percurso em 3 fases:

I. O material apresenta taxas de desgaste mais elevadas que podem ser causadas pelo "alisamento" da superfície.

II. O desgaste passa para um regime estável e em taxas menores que a primeira

III. As taxas de desgaste voltam a crescer e o sistema caminha para a falha.

É possível supor ao menos três variações do comportamento esperado que conduzem a uma vida – útil do sistema menor. No gráfico estas três possibilidades são representadas pelas linhas pontilhadas e numeradas de 1 a 3, sendo indicadas como os "problemas de vida – útil".

1. Ocorre a fase de desgaste severo inicial (I) mas não ocorre a transição para a fase de desgaste mais brando (II). Desta forma, obviamente, o material irá superar o limite de desgaste máximo antes do tempo mínimo requerido.

2. A fase I acontece normalmente e a transição para a fase II também, mas nesta última as taxas de desgaste são mais elevadas que o esperado, ou seja o ângulo de inclinação da reta ($\alpha$) é maior que o limite. O desgaste máximo será atingido antes do tempo requerido.

3. A trajetória do desgaste em função do tempo ocorre segundo o previsto, mas a transição da fase II para a III ocorre antes do tempo requerido de funcionamento do sistema.

A utilização de procedimentos de ensaios mecânicos é usual para a compreensão do comportamento de materiais em condições determinadas, visando sua utilização em engenharia. A simulação tribológica tem também a função de caracterizar o comportamento de materiais ao desgaste e atrito, para possibilitar a correta seleção em função das condições de utilização previstas. Diferente, porém, dos ensaios mecânicos convencionais, as simulações tribológicas não refletem a característica de um dado material isoladamente, mas sim do sistema tribológico [43]. Compondo tal sistema entenda – se: os materiais envolvidos, as condições do meio, as rugosidades, as tensões de contato e as velocidades relativas.

A proposição quanto ao comportamento esperado e as possíveis variações já discutidas acima devem levar em consideração os tipos de materiais em contato. Isto se explica no fato de que os mecanismos de desgaste podem ser diferenciados de acordo com os tipos de materiais; se metais, polímeros, cerâmicos ou compostos. Além das variações entre os tipos, podem também existir grandes diferenças quanto ao comportamento entre materiais de um mesmo tipo. As características quanto à reatividade química, tensão superficial e dureza vão compor mais um leque de variáveis a serem consideradas na seleção de um material para uma aplicação tribológica.

## 4.1 - Atrito ou Fricção

A força de fricção ou atrito pode ser definida como a resistência encontrada por um corpo em mover – se sobre outro [45]. A relação entre a força normal e a resultante de atrito é conhecido como coeficiente de atrito e representado pela letra μ.

Dentre as importantes contribuições do trabalho de Bawden e Tabor [37], o conceito de área real e área aparente de contato é um elemento básico para a compreensão dos processos de fricção e desgaste adesivo.

Em termos práticos, pode – se considerar que a superfície de um sólido apresenta irregularidades ou rugosidade, por melhor que tenha sido sua preparação ou polimento. Obviamente existem técnicas que permitem a obtenção de superfícies com níveis de rugosidades muito baixos [46], mas não são usuais para a produção em massa. Se uma superfície com suas irregularidades é colocada em contato com outra, na realidade apenas alguns pontos de ambas é que se tocarão e suportarão a carga normal aplicada, seja pelo peso próprio de um dos corpos ou gerada por um carregamento qualquer. As tensões desenvolvidas nestes pontos de contato acabam sendo bastante elevadas, normalmente superam as tensões de escoamento dos materiais envolvidos. Como conseqüência ocorrem deformações localizadas, de caracter elástico e plástico, nestes pontos de contato. A somatória destas pequenas áreas de contato, geradas pelos inúmeros picos que se tocam, formam a área real de contato, que tende a crescer até atingir um tamanho suficiente para as tensões desenvolvidas tornarem – se menores que às de escoamento dos materiais em questão. A figura 4.2 mostra esquematicamente o contato de duas superfícies definindo a área real. Como as tensões chegam a valores elevados, ocorre, normalmente, a formação de juntas aderidas entre os picos de contato.

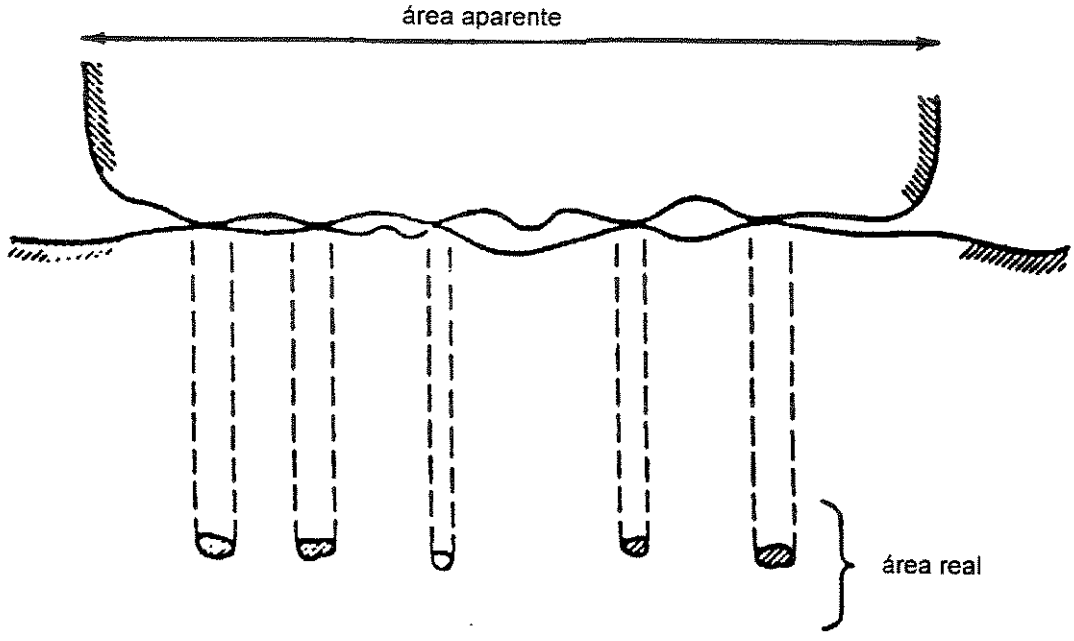



**Figura 4.2** – Vista esquemática de duas superfícies, definindo área real de contato

Módulo de elasticidade e tensão limite de escoamento são parâmetros de influência importante na formação ou no crescimento da área real de contato. Quanto maiores os módulos de elasticidade, menores serão as deformações para um mesmo nível de tensão aplicada. No contato entre os picos das superfícies as deformações elásticas serão menores quanto maiores os módulos de elasticidade. A formação da área real de contato passa pela deformação elástica dos pontos de contato e pode atingir a deformação plástica. Quanto maiores as tensões limites de escoamento, maior portanto a capacidade em suportar tensões com deformação elástica. Os níveis de tensão existentes nos pontos de contato são, portanto, influenciados conjuntamente por módulo de elasticidade e tensão limite de escoamento.

São assumidas três leis básicas que regem, teoricamente, o comportamento quanto ao atrito, são elas:

1. A força de atrito é proporcional à carga normal aplicada;
2. A força de atrito é independente da área aparente de contato;
3. A força de atrito é independente da velocidade.

Na prática todas as três relações podem não expressar o comportamento quanto ao atrito, dependendo das condições encontradas. A partir da primeira lei obtém - se o coeficiente de atrito, que nada mais é que o fator de proporcionalidade entre a carga normal e a força de atrito. Segundo Bawden e Tabor [37] para que ocorra movimento entre as superfícies postas em contato é necessário o rompimento das áreas aderidas. A força de fricção é, então, predominantemente composta pela força de cisalhamento necessária para romper os pontos aderidos, mais a somatória de outras componentes, tais como a força de "riscamento" [37 - 39, 47].

O tamanho da área real de contato pode ser estimado, teoricamente, a partir de considerações de deformação elástica via lei de Hertz. Considerando as irregularidades de uma superfície como picos com raios de curvatura de suas pontas definidos, pode – se fazer duas suposições [1]: duas esferas, uma contra outra e uma esfera contra um plano.

A) Quando duas esferas de raios $\mathbf{R_1}$ e $\mathbf{R_2}$ estão em contato sob um carregamento **P**, segundo a figura 4.3, o raio (**a**) da área de contato pode ser calculado pela lei de Hertz e consequentemente a área de contato (**A**). Supondo que ambas as esferas sejam do mesmo material e tenham módulo de Poisson igual a 0,4. e como o coeficiente de atrito é igual a força de atrito dividida pela carga normal e força de atrito é igual a tensão limite de cisalhamento ($\tau$) vezes a área de contato, tem – se:

$$\mu = \frac{\mathbf{F_{at}}}{\mathbf{P}} = \frac{\mathbf{A}\tau}{\mathbf{P}} = 1{,}16\pi \times \left\{ \frac{\mathbf{R_1} \times \mathbf{R_2}}{\mathbf{E}(\mathbf{R_1} + \mathbf{R_2})} \right\}^{2/3} \times \mathbf{P}^{-1/3} \times \tau \quad \text{Equação 4.1}$$

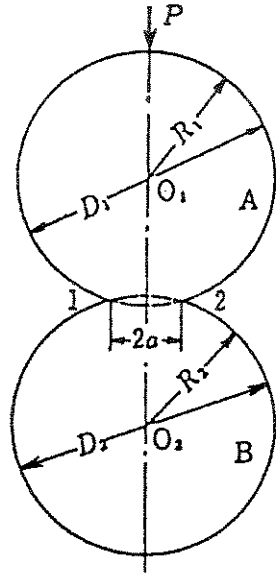



**Figura 4.3** – Esquema de duas esferas em contato

Quando uma esfera de raio (**R**) com a superfície composta por asperezas esféricas de raio (**r**) está em contato com uma superfície plana sob uma carga normal (**P**), como mostrado na figura 4.4, tem – se:

$$\mu = \frac{A\tau}{P} = Kr^{2/3} \times n^{1/3} \times R^{2/9} \times P^{-1/9} \times \tau \quad \text{Equação 4.2}$$

Onde: **n** = número de asperezas por $cm^2$

$\tau$ = tensão limite de cisalhamento

**K** = constante contendo módulo de elasticidade e outras constantes

**A** = área real de contato

**P** = carga normal

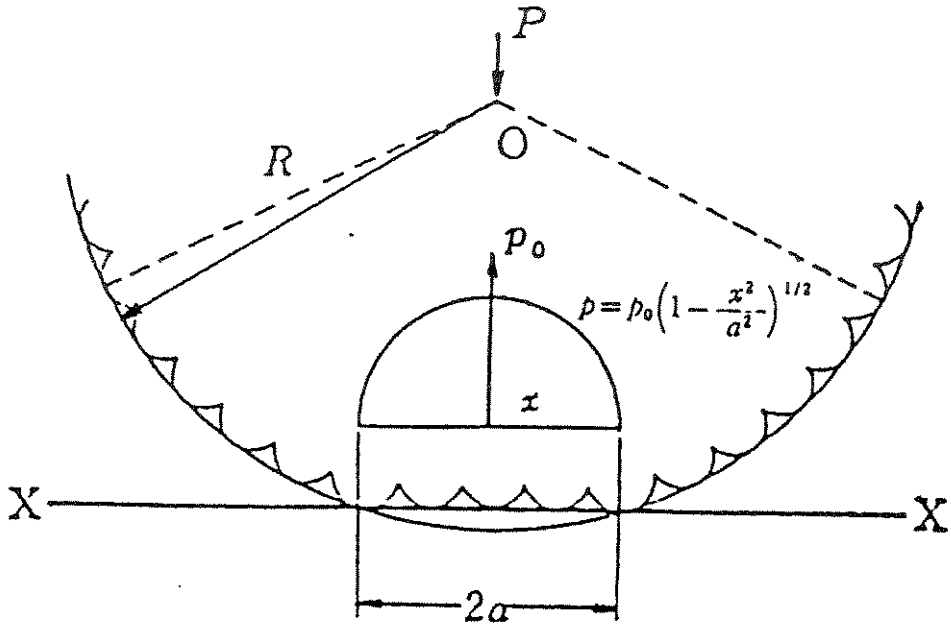



**Figura 4.4** – Esquema de superfícies esférica e plana em contato em vários pontos

As equações 4.1 e 4.2 colocam o coeficiente de atrito de forma inversamente proporcional à carga normal P, ou seja: quanto maior a força de compressão das superfícies, menor o coeficiente de atrito. Yamaguchy [1] comprovou em ensaios com Nylon 6, Policarbonato e resina Melamina a proximidade quanto aos valores de μ obtidos experimentalmente e os aqueles previstos através do equacionamento obtido pela lei de Hertz. Entretanto Chichinadze [48] mostra resultados contrários àqueles obtidos por Yamaguchy, inclusive com um material em comum. As figuras 4.5 e 4.6 mostram os resultados dos dois autores.

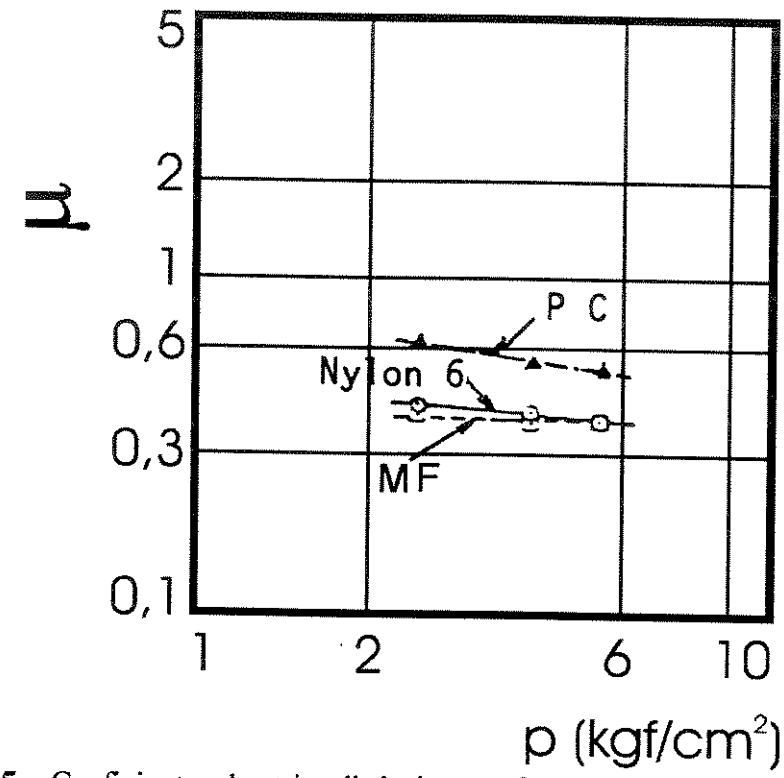



**Figura 4.5** – Coeficientes de atrito dinâmico em função da pressão de contato [1]

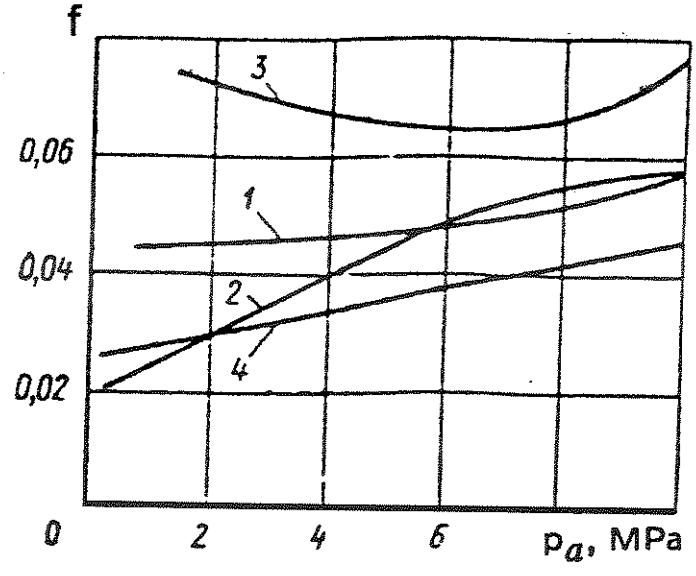



**Figura 4.6** – Coeficientes de atrito dinâmico em função da pressão de contato 1 – Bronze, 2 – "Babbit" , 3 – Laminado termofixo, 4 – Kapron ( Nylon) [48]

Para a fricção entre alumínio e aço sem lubrificação a primeira lei mostrou – se adequada, não ocorrendo mudança quanto aos coeficientes de atrito em função das pressões de contato [39]. Os resultados podem ser vistos na figura 4.7.

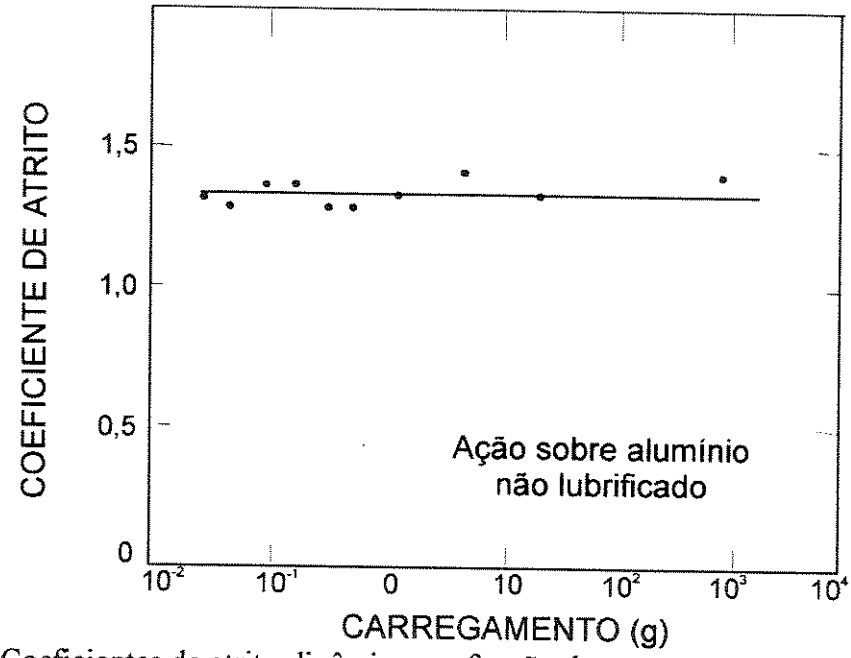



**Figura 4.7** – Coeficientes de atrito dinâmico em função do carregamento normal para o par Alumínio – Aço [39]

É interessante notar que o desenvolvimento de um modelo matemático para a determinação de μ, baseado em teorias aceitas, conduz a um resultado que absolutamente não está em acordo com um parâmetro assumido como lei básica. A conclusão é de que a relação entre força normal e força de atrito, proposta segundo a primeira lei, é válida apenas para condições específicas. Variações quanto aos tipos de materiais, condições das superfícies e outras variáveis envolvidas, podem gerar resultados distintos dos previstos pela 1ª lei.

A independência da força de atrito em relação à área aparente apresenta – se mais consistente e os exemplos onde os resultados divergem devem ser analisados com cuidado. Por exemplo: para superfícies com rugosidade muito baixa μ varia com a área aparente; entretanto para tais casos não é difícil perceber que a variação da área real está diretamente associada à variação da área aparente, portanto a lei é válida. Outra possibilidade onde a segunda lei não corresponde a resultados práticos é quando uma das superfícies é um material

de comportamento viscoelástico, onde os polímeros, principalmente os termoplásticos, são bons exemplos. Esta questão será analisada mais a frente.

O fato de que a força de fricção necessária para iniciar o escorregamento entre dois corpos é, normalmente, maior que a força necessária para manter o deslizamento é conhecido e a partir disto ficou estabelecido que existem, basicamente, dois coeficientes de atrito: estático e dinâmico. Entretanto $\mu$ não se mantém necessariamente constante durante o movimento [1, 49 – 51], configurando uma variação da terceira lei. Para este caso, os polímeros, novamente, formam um grupo de exceção, conforme será analisado mais adiante.

## 4.2 - Desgaste

O número total de fatores que podem influenciar o desempenho de materiais quanto ao desgaste é bastante extenso, entretanto em função dos tipos de materiais e das características do sistema tribológico é bastante razoável que este número de variáveis seja, então, reduzido. Se for considerado que apenas alguns destes fatores tem influência grande o suficiente para modificar o desempenho de conjuntos mecânicos, aumentando ou restringindo a durabilidade, resultam poucos, mas realmente importantes, parâmetros que influenciam fortemente o comportamento de materiais.

Convêm ressaltar que os parâmetros de importância terão influência isoladamente e em conjunto, podendo apresentar efeitos sinérgicos mais ou menos notáveis, de acordo com os tipos de materiais envolvidos e dos mecanismos de desgaste predominantes.

Para o estudo de fenômenos de atrito e desgaste são muito importantes as propriedades intrínsecas de cada material que, certamente, podem influenciar as interações superficiais [39]. Tais propriedades podem ser divididas, basicamente, em dois grupos: as propriedades de superfície e as volumétricas

### 4.2.1 - Propriedades de Superfície

A reatividade química da superfície delimita a possibilidade de ocorrência da formação e, conseqüente, deposição de filmes de produtos de reação entre o meio e o material em questão. Tais deposições deverão apresentar influência no comportamento tribológico, podendo tornar – se desde um elemento agressivo adicional ao sistema, até a funcionar como lubrificante ou película protetora, diminuindo coeficiente de atrito e até o próprio desgaste. Além da ação imediata, é importante perceber que camadas resultantes de deposição do tipo em questão, normalmente apresentam reatividade química diminuída, passando a funcionar como elemento protetor do substrato.

A energia superficial é relacionada à tensão superficial e seu cálculo é feito através da determinação do calor latente de evaporação. A partir da determinação da energia necessária para evaporar o material, que foi colocado no estado líquido, é calculada a energia superficial como sendo um sexto (1/6) da energia de evaporação. Isto se explica no fato de que uma molécula em uma superfície só não se liga em uma de seis direções possíveis. A energia superficial é, portanto, aquela referente a esta única ligação não realizada pela molécula.

A molhabilidade é função da tensão superficial e influencia o comportamento de lubrificantes; quanto menor a tensão superficial maior a molhabilidade. Rabinowicz [39] propõe como ponto fundamental, quanto à características de fricção entre pares de superfícies, a seguinte relação:

$$W_{ab} = \gamma_a + \gamma_b - \gamma_{ab}$$ Equação 4.3

Onde: $W_{ab}$ = energia necessária para separar uma superfície de 1 $cm^2$ entre materiais de energia superficial $\gamma_a$ e $\gamma_b$ e energia interfacial da junção $\gamma_{ab}$.

Para a determinação da energia interfacial $\gamma_{ab}$ adota – se como regra a hipótese de que esta ficará entre ½ a ¼ da soma ($\gamma_a + \gamma_b$). Quanto mais compatíveis os materiais, menor $\gamma_{ab}$ De fato, para muitos casos o fenômeno de adesão irá ocorre se a energia livre interfacial total do sistema diminuir [44], que pode ser avaliado conhecendo – se:

- as tensões superficiais e interfaciais das diferentes fases
- as variações das diferentes áreas superficiais ou interfaciais do sistema.

A partir disto é possível calcular a variação da energia livre interfacial como:

$$\Delta G_{int} = \Sigma(\gamma i\ Ai)_{final} - \Sigma(\gamma i\ Ai)_{inicial} \quad \text{Equação 4.4}$$

Onde:

**γi** = tensão da interface

**Ai** = área da interface

Analisando – se a característica esperada da adesão entre superfícies através da equação 4.4, tem – se três possibilidades:

1. dois corpos de mesmo material $\rightarrow W_{ab} \approx 2\ \gamma_a$
2. dois corpos de materiais compatíveis $\rightarrow W_{ab} \approx \frac{3}{4}\ (\gamma_a + \gamma_b)$
3. dois corpos de materiais incompatíveis $\rightarrow W_{ab} \approx \frac{1}{2}\ (\gamma_a + \gamma_b)$

A interatividade de uma superfície com o meio ou outras superfícies pode ser estimada pelo quociente entre a energia superficial γ e a dureza **H** [39]. Quando o quociente **γ/H** é baixo, também é baixa a interatividade química da superfície, o que pode ser obtido com baixa energia superficial ou com dureza elevada ou com ambos.

A presença de óxidos em alguma das superfícies pode influenciar para a diminuição da adesão, pois sendo estes, em geral, fracamente aderidos ao substrato, se soltarão sem provocarem o arrancamento de material base.

Quando da formação de um sistema tribológico com mesmos materiais ou muito semelhantes, pode ocorrer, em muitos casos, a formação de junções mais facilmente devido à mútua solubilidade dos materiais, proporcionando a troca de elétrons e formação de algum tipo de ligação química.

### 4.2.2 - Propriedades Volumétricas

Módulo de elasticidade, tensão limite de escoamento, resiliência, tenacidade, tensão máxima de ruptura e alongamento na ruptura são algumas das propriedades mecânicas volumétricas que influenciam no comportamento tribológico. Dentre estas, algumas ainda devem ser consideradas distintamente quanto à tração, compressão e cisalhamento. Além das propriedades em si, as relações entre elas também exercerão forte influência no comportamento quanto ao atrito e desgaste, por exemplo: segundo Rabinowicz [39] , a relação entre a tensão de ruptura na tração e a tensão de escoamento na compressão; segundo Lancaster [52], o produto da tensão de ruptura com a alongamento na ruptura, que pode ser relacionado à resistência ao impacto. A comparação entre a resistência ao desgaste na abrasão e o recíproco do produto da tensão de ruptura e a respectiva alongamento, mostrou, de fato, um relacionamento linear [52]. A figura 4.8 mostra esta relação para alguns polímeros.

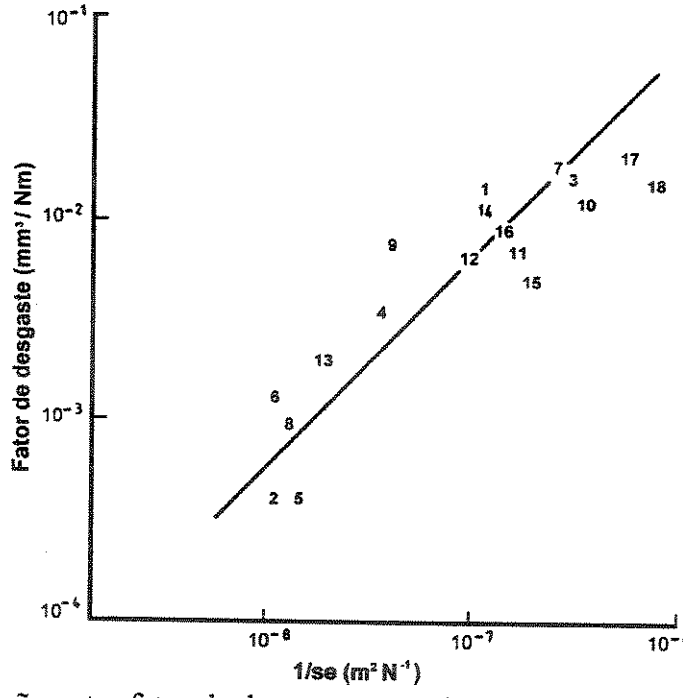



**Figura 4.8** – Relação entre fator de desgaste e o recíproco do produto tensão e alongamento na ruptura para 18 polímeros friccionados contra aço com rugosidade Ra de 1,2 μm.

1 – PMMA, 2 - PE (baixa densidade), 3 – PS, 4 – POM, 5 – Nylon, 6 – PP, 7 – Epoxi, 8 – PTFE, 9 – Copolímero PMMA – Acrilonitrila, 10 – Polyester, 11 – PCTFE, 12 – PC, 13 – Nylon 11, 14 – ABS, 15 – Polioxifenileno, 16 – Polissulfona, 17 – PVC, 18 - PVDC [52]

O comportamento mecânico pode ser substancialmente diferente entre os diferentes tipos de materiais, desta forma, a variação de apenas alguns valores quanto à propriedades específicas não explica sozinha as grandes diferenças quanto ao comportamento tribológico. Em linhas gerais, a capacidade de absorção de energia, bem como a interação das propriedades, se situam como os principais fatores que explicam o comportamento ao desgaste dos materiais.

Propriedades térmicas tais como: a condutibilidade, a temperatura de fusão, as temperaturas de transição vítrea e o ponto de amolecimento Vicat, para os polímeros, são também propriedades volumétricas intrínsecas, que exercem papel muito importante no desempenho tribológico.

Durante a fricção ocorre, como conseqüência, a elevação da temperatura em pontos localizados nas superfícies de contato. Tal elevação pode se dar em diferentes graus de intensidade, dependendo das características de condutibilidade térmica dos materiais envolvidos e das características do próprio sistema tribológico: presença, ou não, de lubrificantes, refrigeração, aquecimento adicional e outras.

Sabendo – se que as áreas de contato são pequenas e recebem grandes quantidades de energia térmica, as temperaturas atingidas são muito mais altas que as das superfícies vizinhas. A temperatura dos pontos de adesão (Flash Temperature) para velocidades de deslizamento moderadas pode ser determinada, teoricamente, através da equação 4.5 [39]

$$\theta_m = \frac{\mu L v}{4 J r (k_1 + k_2)}$$ Equação 4.5

Onde: $\theta_m$ = temperatura "Flash"

$L$ = tensão de contato

$J$ = equivalente mecânico do calor

$r$ = raio da área de contato

$K_1$ e $K_2$ = coeficientes de condutibilidade térmica dos materiais

O cálculo da temperatura, através do equacionamento proposto, esbarra em dificuldades quanto à determinação do raio da área de contato e do número de pontos em contato. Rabinowicz [39] sugere, baseado em sua experiência, para a determinação, a grosso modo, da ordem de grandeza das temperaturas na zona de contato, a equação 4.6, para temperaturas em graus Fahrenheit ($\theta_m$) e velocidades (V) em Pés/min.

$$\theta_m = \frac{v}{2}(\pm \textbf{ um fator de } 3) \quad \text{Equação 4.6}$$

As variações de temperatura, por sua vez, levam consigo à mudanças de outras propriedades, tais como: módulo de elasticidade, tensões de escoamento, ruptura e cisalhamento, gerando um processo cíclico e mútuo, onde a mudança das propriedades pode ocorrer continuamente.

### 4.2.3 - Tipos de Desgaste

#### 4.2.3.1 - Desgaste por Adesão

A área real de contato é formada pelos pontos das superfícies que se tocam e sofreram deformação, elástica ou elástica/plástica. Para os pontos onde ocorreu a deformação plástica é esperado também o encruamento, gerando assim regiões de maior resistência mecânica.. A partir da formação da área real de contato foram gerados pontos de aderência, sendo que alguns com maior resistência mecânica que o restante do material. A ação de cisalhamento, necessária para permitir o movimento tangencial relativo entre as superfícies, pode ocorrer em um plano diferente daquele definido pelas soldas localizadas. Quando do rompimento das junções ocorre, normalmente, arrancamento de material de uma das superfícies, iniciado assim o processo de desgaste. A figura 4.9, mostra, esquematicamente, a formação de uma solda metalúrgica e a 4.10 uma junção por adesão.

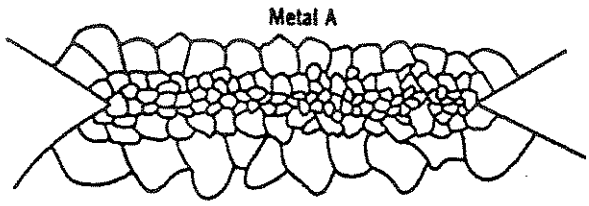



**Figura 4.9** - Esquema de uma solda metalúrgica, onde ocorre o crescimento de grãos em comum

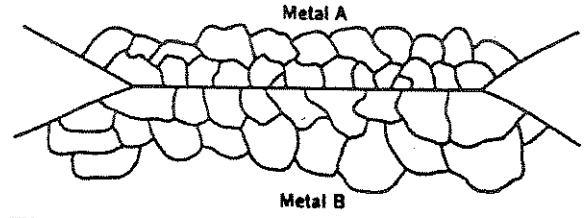



**Figura 4.10**- Esquema de uma junção por adesão, sem o compartilhamento de grão

O desgaste adesivo ocorre quando duas superfícies relativamente lisas friccionam – se e, devido à adesão, fragmentos são arrancados. Com o desenrolar do processo estes fragmentos podem retornar à superfície de origem, permanecerem aderidas à contra – superfície ou tornarem – se partículas soltas no sistema.

### 4.2.3.2 - Desgaste por Abrasão

Existe quando uma superfície dura e irregular (normalmente partículas) fricciona contra outra mais macia, gerando, assim, o arrancamento de material da superfície mais macia. O desgaste por abrasão pode ser classificado em dois tipos: abrasão por dois corpos e abrasão por três corpos.

Na abrasão por dois corpos, a superfície ou a partícula abrasiva move - se livremente sobre a superfície macia gerando o arrancamento de material e deixando sulcos, figura 4.11. Estes por sua vez são depressões criadas na superfície e que apresentam nos lados e na frente (na direção para onde caminha sua propagação) parte do material deslocado mas que não foi arrancado, figura 4.12.

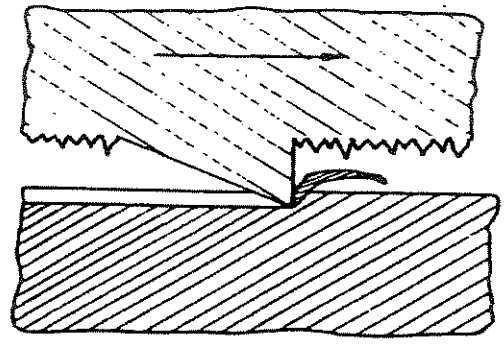


**Figura 4.11**- Esquema do desgaste abrasivo por dois corpos

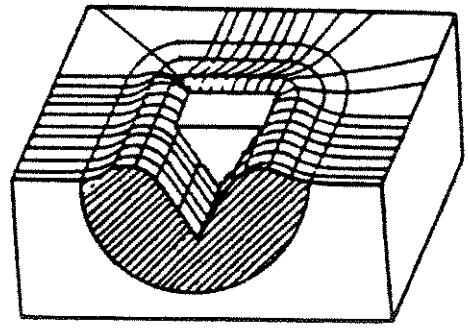


**Figura 4.12**- Formação de sulcos no desgaste Abrasivo

Na abrasão por três corpos as partículas abrasivas atuam como elementos de interface entre as duas superfícies em escorregamento, ou seja: as partículas compõem um terceiro elemento que está solto das duas superfícies, porém sob pressão exercida pelas mesmas. A figura 4.13 mostra esquematicamente esta possibilidade.

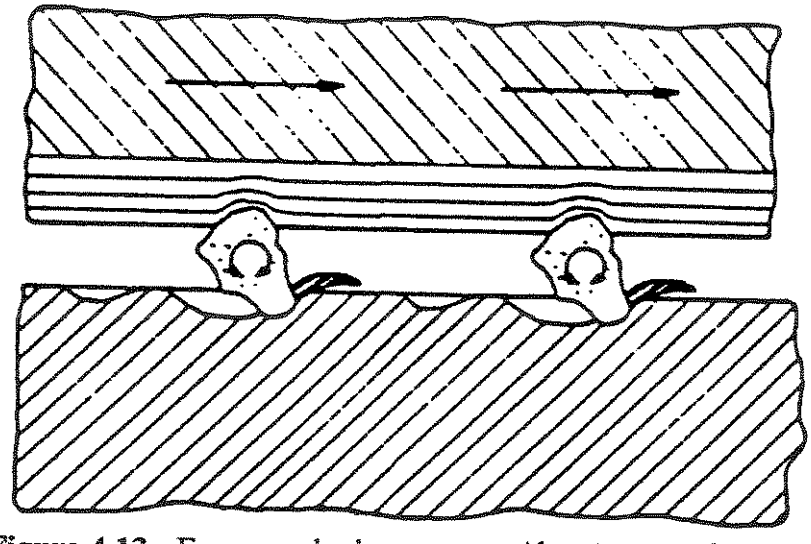


**Figura 4.13**- Esquema do desgaste por Abrasão por três corpos

#### 4.2.3.3 - Desgaste por Fadiga Superficial

O desgaste por fadiga superficial é caracterizado pela formação de trincas ou por descascamento, causado pela alternância repetitiva de aplicação de tensão na superfície. Este tipo de desgaste é intimamente relacionado ao fenômeno da fadiga dos materiais, podendo ser causado por mecanismos como rolamento, deslizamento entre superfícies, impactos de sólidos ou líquidos. Na realidade, a fadiga ocorre em escala microscópica devido à deformação elástica repetitiva nas asperezas da superfície, resultando em fratura.

Este tipo de desgaste pode ocorrer, por exemplo, em mancais onde a presença de óleo ou graxa lubrificante impede a ocorrência do desgaste por adesão e por abrasão. O desgaste por fadiga é possível em um mancal deste tipo, mesmo não havendo o contato entre as superfícies sólidas, pois ocorre a transmissão de tensões mecânicas através do lubrificante e com os milhões de ciclos, os materiais acabam se desgastando por fadiga.

#### 4.2.3.4 - Desgaste por Corrosão

Este tipo desgaste ocorre em casos onde a corrosão e a conseqüente formação de óxidos pode ocorrer. Normalmente com a formação de óxidos sobre uma superfície, acaba - se gerando uma camada protetora que impede a continuação da reação de oxidação ou, pelo menos, diminui a velocidade desta. A superfície que inicialmente estava desprotegida e sujeita à corrosão, passa então a ficar protegida justamente pelo produto desta reação. Entretanto se a superfície em questão está sujeita ao atrito, a camada de óxido pode ser arrancada e, novamente, expor a superfície desprotegida para iniciar outro processo de oxidação.

O desgaste por Corrosão é fundamentalmente ligado às características dos materiais envolvidos e, muito especialmente, às da camada de óxido formada. Existem aquelas que não aderem muito fortemente sobre o material base, permitindo, desta forma, que sejam

arrancadas com alguma facilidade, por esforços inerentes ao contato e movimento relativo entre as superfícies. Por outro lado, existem camadas oxidadas que aderem muito fortemente ao material base (caso do Alumínio ou do aço inoxidável, por exemplo) e não são removidas facilmente, configurando assim um sistema tribológico mais resistente ao desgaste por corrosão.

#### 4.2.3.5 - Processos mistos

Conforme foi visto, não existem modelos para a previsão completa e precisa do comportamento ao desgaste, uma vez que para tal são definidos parâmetros específicos de cada tipo de desgaste e para uma condição em especial. A maior dificuldade na previsão do comportamento ao desgaste está, justamente, na variação dos tipos de desgaste que ocorrem ao longo do tempo de funcionamento do sistema tribológico. Para um dado conjunto é possível que o desgaste tenha início unicamente por adesão, porém com a liberação das partículas de quaisquer das superfícies, passa a existir a possibilidade de fenômeno abrasivo (abrasão a três corpos). Ainda como conseqüência da adesão de partículas, estas podem, devido ao encruamento, apresentar maior dureza que a superfície de origem, passando a funcionar como um elemento gerador de abrasão a dois corpos.

O tempo necessário para que passe a existir mais um tipo de desgaste, gerado como conseqüência do desgaste inicial, é de difícil previsão, mas sua ocorrência pode ser relacionada à mudanças acentuadas nas taxas de desgaste, que são em parte esperadas segundo a teoria proposta [42] e já apresentada neste texto.

As possibilidade quanto a ocorrência de processos mistos não se restringem apenas a adesão e abrasão. A geração de partículas pode ter início não só pelo fenômeno adesivo, mas também por fadiga ou outro processo, de acordo com as caraterísticas do par de materiais em contato e das condições existentes no sistema.

Dentro dos objetivos deste trabalho, ensaios de metal contra polímero, as possibilidades de ocorrência de processos mistos de desgaste são bastante elevadas. De fato, a

análise de copos acetabulares e platôs tibiais, retirados de uso normal, apresentam claramente a ocorrência de desgaste misto[53 - 60], onde a formação de partículas origina o desgaste abrasivo por três corpos, entretanto não está claramente estabelecida se é oriunda de desgaste adesivo ou por fadiga superficial. Existe a possibilidade da ocorrência tanto de adesão quanto de fadiga, provavelmente trata – se de desgaste misto de três mecanismos: adesão e fadiga superficial gerando partículas para abrasão a três corpos.

# Capítulo 5

# Tribologia dos materiais poliméricos

Propriedades mecânicas em função de tempo e temperatura são características fundamentais dos materiais de estrutura molecular de cadeias longas e representam a principal diferença no tocante ao comportamento, na relação tensão x deformação entre os materiais de comportamento clássico (metais e cerâmicas, por exemplo), e os polímeros.

O efeito das propriedades mecânicas dependentes do tempo é principalmente importante para os polímeros termoplásticos, que exibem características de sólidos elásticos e líquidos viscosos. Estas características ficam mais evidentes em alguns casos, por exemplo [61].

- a taxa de aplicação de tensão exerce forte influência no módulo de elasticidade e na tensão limite de escoamento;
- os polímeros estão sujeitos a fenômenos de fluência e relaxação de tensão;
- sob um carregamento mecânico em alta freqüência a viscoelasticidade é evidente através da diferença de fase entre tensão e deformação.

Também para os polímeros, o atrito consiste da composição das forças de adesão e de deformação ou riscamento [1, 62 – 64]. A formação dos pontos de adesão, entretanto, apresenta diferenças em relação ao comportamento dos metais, por exemplo: Hutchings [45] considera um parâmetro importante a relação expressa pelo quociente entre módulo de elasticidade e dureza (E/H), chamado parâmetro de plasticidade. Como para os polímeros E/H é normalmente apenas um décimo dos valores médios dos metais, o mesmo autor considera que

o contato entre polímeros ou entre um polímero e um metal seja predominantemente elástico. Birley [61] pondera, entretanto, que a grande utilidade dos ensaios de dureza para os metais não se repete em relação aos materiais plásticos, pois a natureza viscoelástica introduz complexidades adicionais, tais como:

- as temperaturas e a escala de tempo para carregamento/descarregamento;
- a determinação da tensão de escoamento a partir de medidas na superfície não indica, necessariamente, as propriedades do sólido, uma vez que orientação molecular e tensões residuais, originadas no processamento por exemplo, desassociam propriedades superficiais das volumétricas.

A simples consideração quanto ao fato do comportamento viscoelástico dos polímeros já é conflitante com a afirmação de Hutchings [45] em relação à predominância do contato elástico para este tipo de material. Em função dos tempos de contato ou da temperatura na região poderão ocorrer deformações plásticas, em qualquer situação, seja: polímeros entre si ou polímero e outro material.

A característica viscoelástica dos materiais poliméricos configura uma diferença significativa em relação a metais e cerâmicas no aspecto tribológico, tanto no tocante ao atrito quanto na resistência ao desgaste. Além das tensões de contato, as velocidades de escorregamento apresentam grande importância. As variações de temperatura em níveis que para metais e cerâmica podem ser praticamente desprezíveis, passam a ter um nível de importância significativa para os polímeros.

Briscoe [65] sugere dois mecanismos básicos de desgaste para os polímeros: Interfacial e Coesivo. O desgaste Interfacial envolve a dissipação do trabalho gerado pelos processos de fricção em regiões de espessuras muito reduzidas a partir da superfície, resultando em elevadas densidades de energia. Para o desgaste coesivo a mecânica básica trata da dissipação da energia advinda do processo de fricção, mas para maiores volumes em camadas mais profundas do plástico. A figura 5.1 mostra, esquematicamente, o modelo de desgaste proposto.

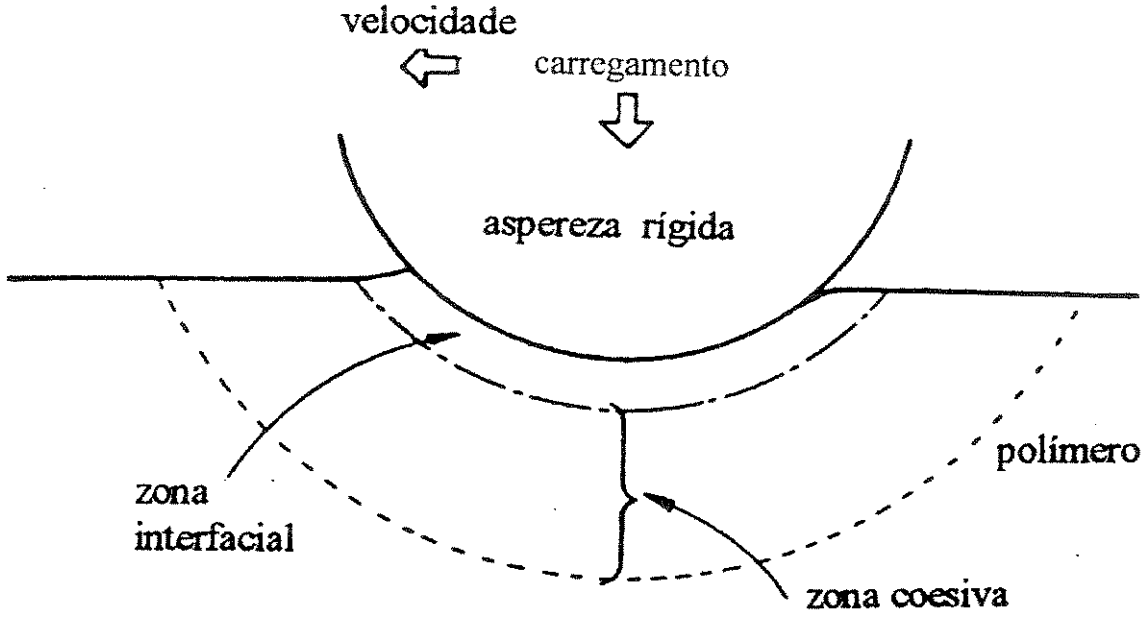



**Figura 5.1**– Esquema de mecanismos básicos de desgaste para os polímeros [65]

O comportamento ao atrito e desgaste para os plásticos é dependente de fatores relacionados às características do agregado polimérico, que são: morfologia das cadeias, peso molecular e sua distribuição, grau de cristalinidade e orientação das cadeias. As características quanto à composição do material e reatividade química, que incorpora itens como estabilização e degradação, configuram outro grupo de importantes fatores do comportamento tribológico. As pressões de contato, velocidades de deslizamento, temperatura do meio e a rugosidade das superfícies formam os parâmetros do sistema tribológico e fecham os grupos de elementos determinantes quanto ao comportamento dos polímeros para o atrito e desgaste.

## 5.1 - Influência das características do agregado polimérico

### 5.1.1 - Influência da morfologia de cadeia

As cadeias moleculares de um polímero normalmente atingem um elevado grau de emaranhamento entre si. Devido a isto, quando aplicada uma tensão mecânica qualquer, esta se distribui entre várias cadeias. Quando ocorre o contato e posterior deslizamento entre duas superfícies é necessário que os pontos de junção se rompam por cisalhamento. As tensões de cisalhamento impostas no polímero são distribuídas entre as moléculas que compõem a superfície e regiões subsuperficiais. A figura 5.2 exemplifica o contato entre Polietileno e Aço, onde ocorre deslizamento entre as moléculas A e B devido à tensão de cisalhamento entre A e a superfície do Aço.

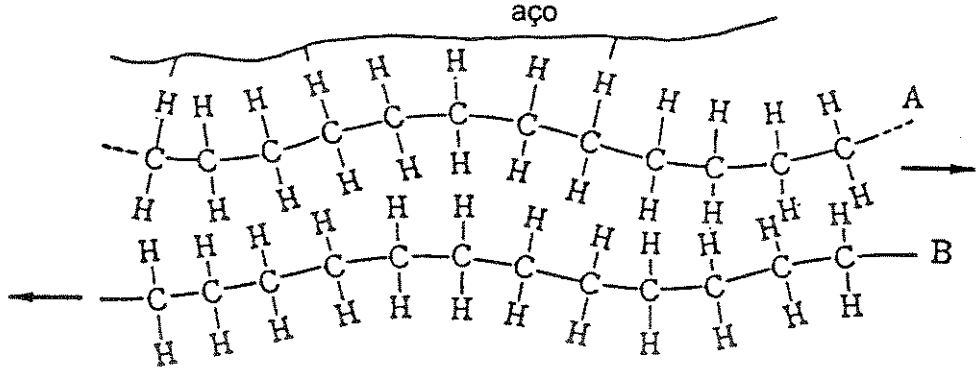



**Figura 5.2** -Modelo de deslizamento entre as cadeias [1]

A facilidade com que o deslizamento entre cadeias pode ocorrer exerce forte influência na tensão limite de cisalhamento e por conseqüência a resultante de atrito[67]. A morfologia das cadeias é um parâmetro importante para determinar com que facilidade uma molécula pode deslizar sobre outra. A presença de grupos laterais, aumentando o volume livre, e a taticidade implicam na maior possibilidade de emaranhamento, dificultando o movimento relativo. As moléculas "mais lisas" tendem a apresentar maior facilidade para deslizarem umas sobre as outras. É o caso, por exemplo, do Polietileno de alta densidade, figura 5.3. Já as moléculas com grupos laterais tendem a ter maior dificuldade para o deslizamento, por exemplo Poliestireno, figura 5.4.

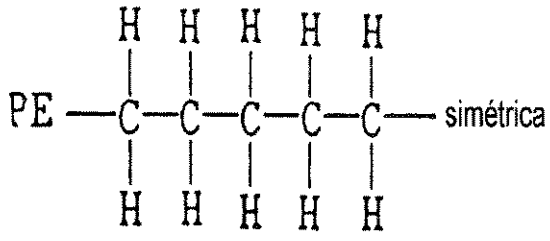



**Figura 5.3** - Exemplo de moléculas com simetria - Polietileno

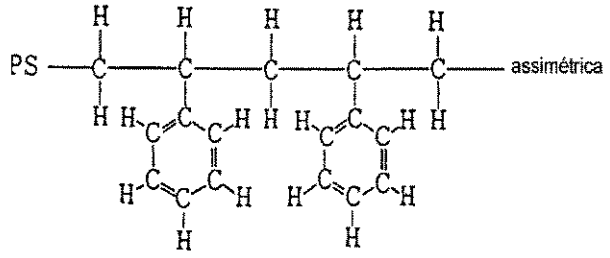
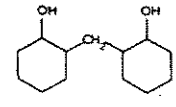
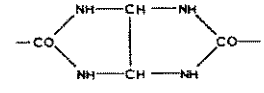
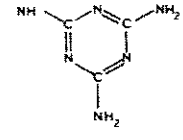
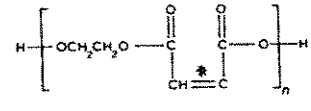
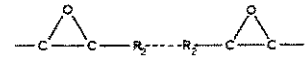
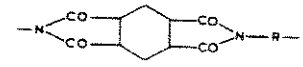
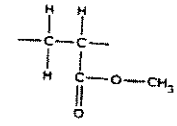
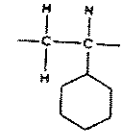
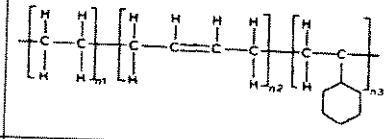
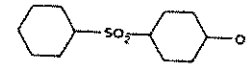
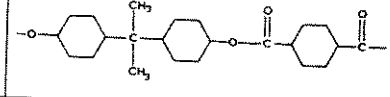
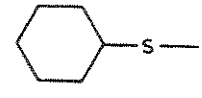
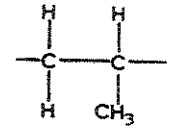
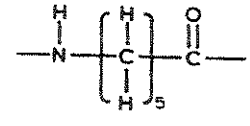
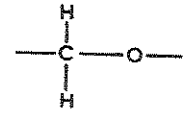


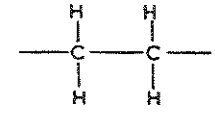
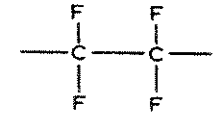

**Figura 5.4** - Exemplo de moléculas sem simetria - Poliestireno

A tabela 5.1 mostra exemplos de coeficientes de atrito dinâmico entre polímeros de diferentes estruturas e aço [1]. A partir da análise destas estruturas, pode – se notar como os coeficientes de atrito são influenciados pela morfologia do polímero.

**Tabela 5.1** - Coeficiente de fricção entre aço e diversos plásticos [1].

| Tipo de plástico | Coeficientes de atrito dinâmico | Estrutura química |
|---|---|---|
| Resina Fenólica | 0,496 |  |
| Uréia - Formaldeído | 0,582 |  |
| Melamina - Formaldeído | 0,626 |  |
| Poliester Insaturado | 0,47 |  |
| Resina Epóxi | 0,40 |  |

| | | |
|---|---|---|
| Poliimidas | 0,47 |  |
| Polimetilmetacrilato | 0,476 |  |
| Poliestireno | 0,442 |  |
| ABS | 0,371 |  |
| PVC | 0,217 | |
| Polietersulfona | 0,33 |  |
| Policarbonato | 0,331 |  |
| PPS | 0,216 |  |
| Polipropileno | 0,308 |  |
| Nylon 6 | 0,148 |  |
| Poliacetal | 0,154 |  |

| | | |
|---|---|---|
| Polietileno | 0,124 |  |
| Politetrafluoroetileno | 0,108 |  |

Além da morfologia, qualquer fator que modifique a possibilidade de deslizamento entre moléculas de um polímero leva consigo à mudanças nas características do comportamento à fricção e ao desgaste. Plastificantes, por exemplo, são normalmente utilizados para melhorar as características de processabilidade e resistência ao impacto, possibilitando o aumento do escorregamento entre cadeias. Existem formulações de Poliamidas [67 - 68] com a utilização de óleos lubrificantes em sua composição, visando melhorar as características quanto ao atrito e a resistência ao desgaste. Seja através dos plastificantes ou dos lubrificantes, o objetivo é facilitar o deslizamento entre as moléculas, tendo como conseqüência a redução dos coeficientes de atrito. A partir da queda dos valores de $\mu$ é possível que o comportamento quanto ao desgaste tenha um incremento, mas existe também a possibilidade de queda de desempenho. Coeficientes de atrito e resistência ao desgaste não necessariamente caminham juntos.

### 5.1.2 - Influência do peso molecular e sua distribuição

O aumento do peso molecular leva consigo ao aumento do número de emaranhamentos entre as cadeias. A partir disso pode – se esperar que a distribuição das tensões aplicadas ocorra entre um número maior de pontos e envolvendo um volume maior do sólido. Com o aumento do peso molecular pode – se esperar um crescimento dos coeficientes de atrito, devido à menor possibilidade de deslizamento entre as cadeias, entretanto o maior número de entrelaçamentos resulta, também, na melhoria da resistência ao desgaste. De fato, a resistência ao desgaste para o processo de abrasão melhora consideravelmente com o

crescimento do peso molecular [66]. A figura 5.5 mostra a variação dos coeficientes de atrito para o Polietileno em função da variação do peso molecular e a figura 5.6 o comportamento das taxas de desgaste.

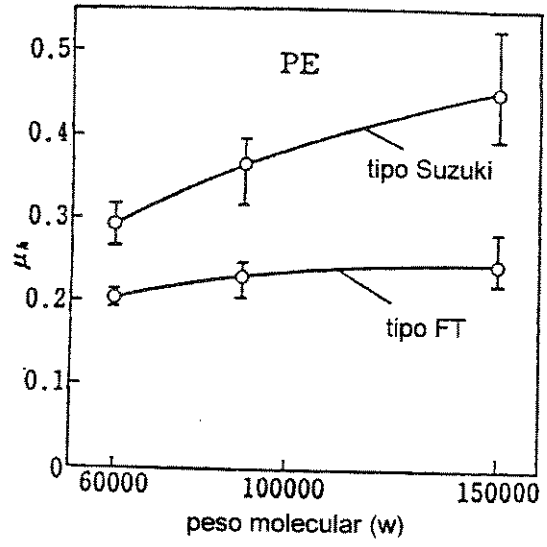



**Figura 5.5**- Coeficiente de atrito em função do peso molecular para o Polietileno. Ensaios realizados em dois diferentes tipos de equipamento [1]

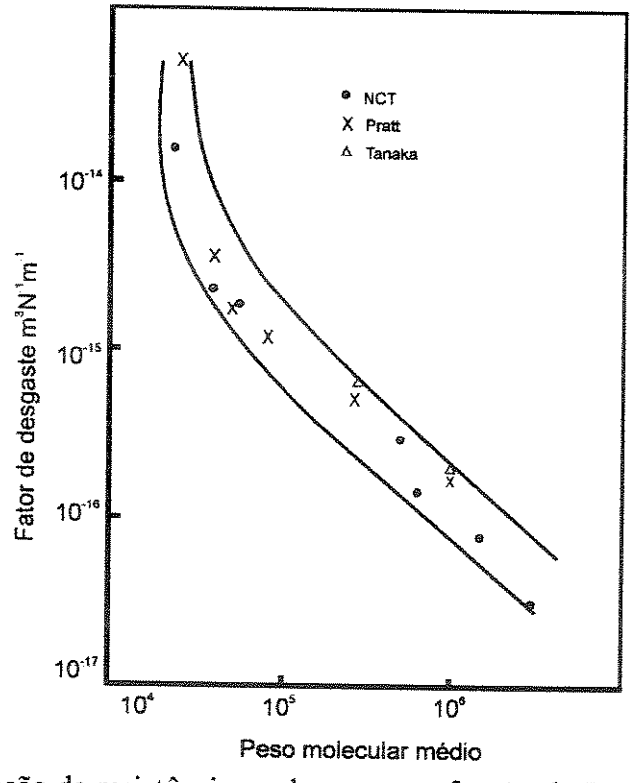



**Figura 5.6**- Variação da resistência ao desgaste em função do Peso molecular para Polietileno, segundo três diferentes autores [66]

A distribuição de peso molecular relaciona – se com a existência de oligômeros livres, que podem funcionar como um lubrificante no movimento relativo entre as cadeias do polímero. No sistema tribológico podem influenciar a interação entre as superfícies do plástico e a de outros corpos, influenciando fortemente as características do atrito.

### 5.1.3 - Influência do grau de cristalinidade e alinhamento molecular

O grau de cristalinidade é função da estrutura molecular, sendo influenciado pela quantidade de grupos laterais, taticidade, ramificações de cadeia e flexibilidade das mesmas. A variação dos graus de cristalinidade, para um mesmo material, é decorrente do histórico de processamento, principalmente no tocante à relação temperatura e tempo[69 - 70]. É possível a obtenção de um mesmo polímero com diferentes graus de cristalinidade, em função de parâmetros de processamento e, por decorrência, com propriedades mecânicas diferenciadas.

Polímeros podem cristalizar sob taxas muito diferentes, sendo que o processo de cristalização de um polímero ocorre em duas etapas: **nucleação**, que consiste na formação de pequenos embriões cristalinos e **crescimento**, que consiste na adição de outras cadeias aos núcleos estáveis já formados [71]. A velocidade de cristalização pode ser incrementada através de um resfriamento acelerado, entretanto com o aumento da viscosidade as taxas de cristalização vão caindo [61]. O peso molecular afeta diretamente a capacidade das moléculas em se aglomerarem num reticulado cristalino. Quanto maior o tamanho das moléculas maior a dificuldade para a cristalização. Para um mesmo polímero, quanto maior o peso molecular, menor grau de cristalinidade ele pode atingir [61]. De fato, com o aumento do peso molecular existe a tendência de redução do ponto de fusão, devido à redução do grau de cristalinidade e de imperfeições inerentes à maior dificuldade na movimentação das cadeias. O grande tamanho das cadeias e seu emaranhamento decorrente explica, portanto, a baixa sensibilidade nas taxas de cristalização de polímeros com peso molecular muito elevado.

Em relação ao comportamento ao desgaste, McKellop et alli [72] detectou um aumento das taxas de desgaste com o crescimento do grau de cristalinidade para o Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular [72]. Os autores ponderaram que com o aumento da dureza, decorrente do

aumento do grau de cristalinidade, a área real de contato fica diminuída. E as tensões suportadas nos pontos de contato apresentam – se em maiores valores, induzindo à taxas de desgaste maiores. Barbour et alli [34], entretanto, encontraram queda quanto ao desgaste em função do aumento das tensões de contato para o mesmo material. A variação do coeficiente de atrito dinâmico e o desgaste em volume para Polietileno e para Politetrafluoroetileno também foram verificadas por Yamaguchy [1] e os resultados estão indicados nas figuras 5.7 e 5.8.

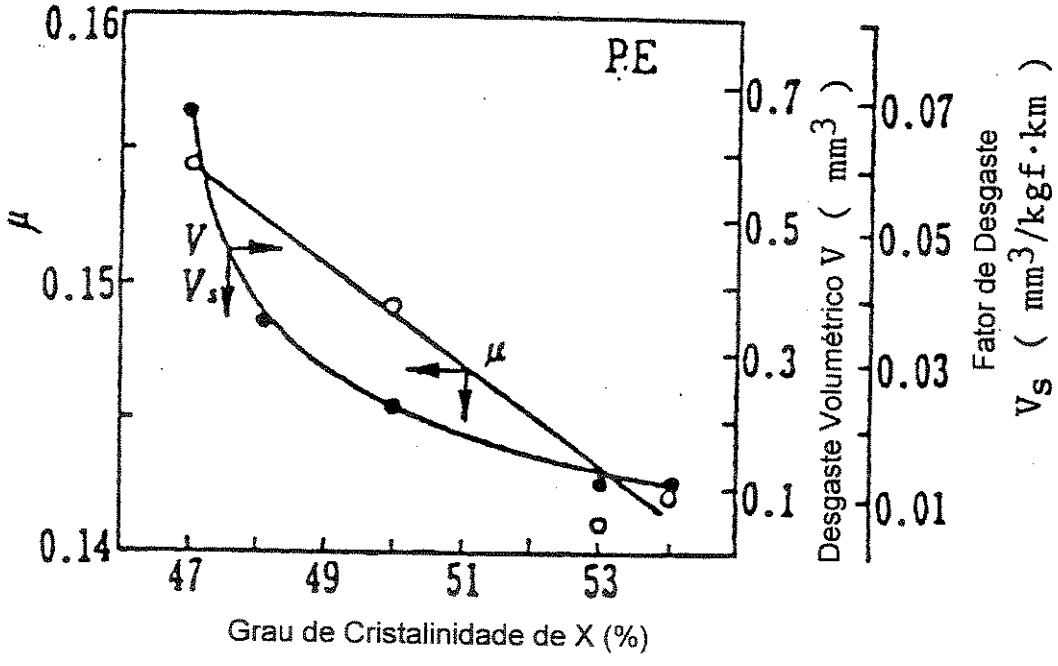



**Figura 5.7**- Relação entre o coeficiente de atrito dinâmico e o desgaste em volume em função do grau de cristalinidade para Polietileno [1]

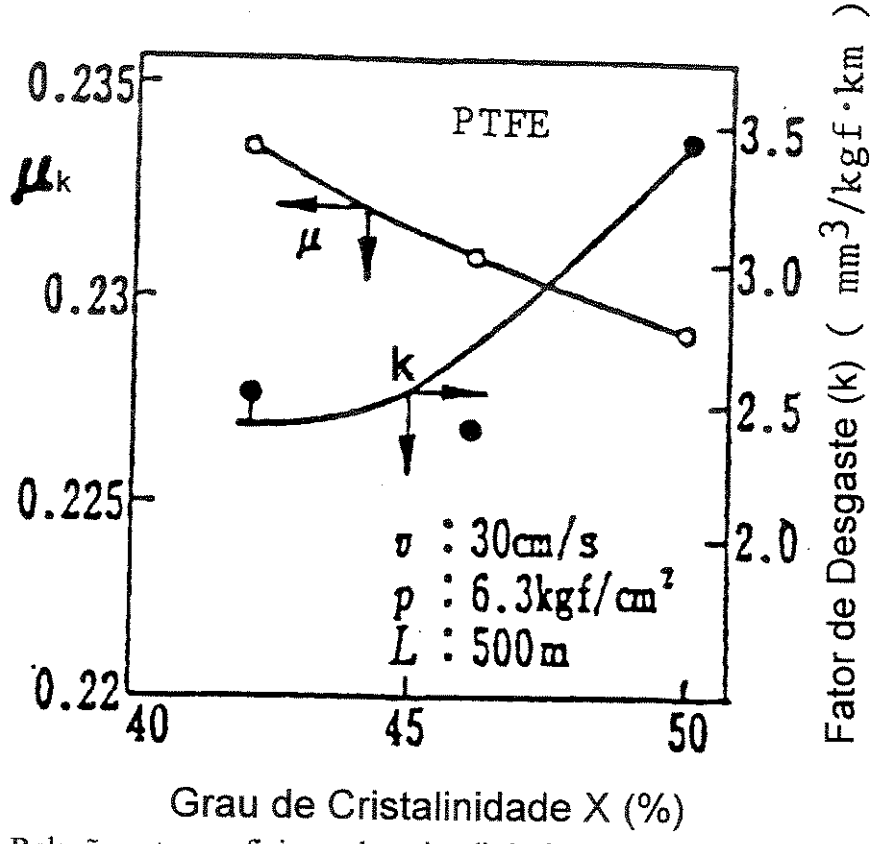



**Figura 5.8-** Relação entre coeficiente de atrito dinâmico e o desgaste em volume em função do grau de cristalinidade para Poli (tetrafluoroetileno) [1]

Como conseqüência do processo de deslizamento entre as cadeias passa a ocorrer o alinhamento entre as mesmas na direção do escorregamento, resultando na diminuição dos coeficientes de atrito e no aumento do grau de cristalinidade. A análise das figuras mostra que os coeficientes de atrito caem em função do aumento da cristalinidade para ambos os polímeros, entretanto o desgaste volumétrico diminuí para o Polietileno e aumenta para o PTFE.

É notável como não existe um comportamento padrão no tocante ao atrito e ao desgaste entre diferentes polímeros, por conseqüência da morfologia das cadeias e das características do agregado polimérico. A interatividade do plástico com o material da contra – superfície e com o meio tem papel importante na formação de pontos de adesão e no desgaste conseqüente.

## 5.2 – Influência da composição e reatividade química do polímero

As características mecânicas dos materiais exercem forte influência quanto ao tamanho da área real de contato, entretanto a qualidade da adesão é função da afinidade entre os materiais envolvidos e a presença de contaminantes.

Freqüentemente a composição química das superfícies dos sólidos difere substancialmente daquela encontrada no seu interior. Esta diferença pode ser devido à segregação do solutos ou à adsorsão de átomos do meio – ambiente. Por qualquer dos dois motivos haverá uma mudança da dureza da superfície em relação ao núcleo do material, chamado efeito Rehbinder [2].

As elevadas pressões desenvolvidas nos picos das superfícies em contato levam à situação onde as moléculas dos dois corpos tem tamanho grau de proximidade, que a atuação de forças secundárias passa a ser relevante. Estas ligações secundárias, que contribuem para a atração interatômica, são, normalmente, agrupadas sob o nome genérico de forças de Van der Waals, embora existam vários mecanismos diferentes envolvidos. Tais forças são significativas apenas a distâncias muito pequenas , na ordem de 1 nanômetro, portanto estas só atuarão realmente nos pontos de contato das superfícies. A maior parte das forças de atração se origina de dipolos elétricos. São exemplos deste tipo de ligações: dipolo – dipolo, dipolo – dipolo induzido, forças de dispersão (London) e pontes de hidrogênio.

A polaridade das moléculas exerce influência marcante nas forças de coesão entre as mesmas. Desta forma polímeros com cadeias apolares apresentam menor coesão e o escorregamento entre as cadeias se dá de maneira mais fácil que naqueles com grupos polares laterais. Polietileno e PTFE são exemplos clássicos de materiais apolares e que por isso mesmo apresentam, de maneira geral, baixos coeficientes de atrito [73 - 75].

A partir da fricção contra superfícies mais duras, os termoplásticos tendem a gerar um filme depositado como resultante da adesão. A formação do filme provoca diminuição gradual dos coeficientes de atrito com a distância percorrida. Os coeficientes de atrito e as taxas de desgaste dependem do grau de adesão do filme depositado na contra – superfície e de sua orientação molecular [76 - 85].

Vários mecanismos propostos para o comportamento tribológico do PTFE se baseiam em suas características estruturais [49]. Ao contrário do PE que apresenta a configuração da cadeia em zigzag planar, o PTFE assume uma conformação helicoidal com os átomos de Flúor dispostos em hélice em volta da cadeia de carbono, lembrando um tubo cujas paredes são de Flúor com a superfície externa bastante lisa e no interior existe um filamento de carbono (backbone) [49, 74 - 75].

Os átomos de flúor formam uma camada muito estável quimicamente e que, portanto, interagem pouco com as moléculas adjacentes, ou seja as forças secundárias são particularmente baixas. Devido à estas características, o deslizamento entre as cadeias do polímero é facilitado, resultando em baixos coeficientes de atrito. Por outro lado, esta facilidade para o deslizamento entre cadeias permite o arrancamento de partículas do material mediante pouca tensão de cisalhamento, resultando em taxas de desgaste elevadas.

Para modificar o comportamento ao desgaste e em alguns casos os coeficientes de atrito são adicionadas cargas nos polímeros. Marcus, K et alli [79] mostram que a dureza das cargas não é fator primordial no ganho de resistência ao desgaste. Sua função tribológica está na melhoria da aderência do filme depositado com a contra – superfície.

Devido as suas excelentes características quanto ao atrito o PTFE é muito utilizado como carga [77,81,85 - 87]. A idéia é a redução dos coeficientes de atrito, entretanto ocorre normalmente a melhoria na resistência ao desgaste, apesar do baixo desempenho deste polímero neste aspecto.

Além do PTFE são utilizadas como cargas, para fins de diminuir o atrito e ganho na resistência ao desgaste, materiais como: bissulfeto de molibdênio, sulfeto de cobre, microesferas de vidro, fibras de vidro, fibras de boro, fibras de Kevlar e fibras de Carbono [88], entretanto o mecanismo de atuação das cargas, para melhorar a resistência ao desgaste, não está claramente determinado [89].

A presença de umidade interage com alguns plásticos em diferentes graus, podendo modificar fortemente o desempenho quanto ao atrito e desgaste. Para as Poliamidas a presença de água gera inchamento do polímero podendo ocasionar queda na resistência ao desgaste. As condições de projeto para um sistema com a utilização de plástico como mancal

prevêem tolerâncias adequadas entre os componentes [48], entretanto a partir da alteração dimensional, gerada pela incorporação de água, tais tolerâncias não serão respeitadas e além do aumento do desgaste, os coeficientes de atrito também serão alterados. Em casos extremos, o uso de solventes dos polímeros envolvidos no sistema tribológico levou à redução dos coeficientes de atrito, mas, também, ao aumento drástico das taxas de desgaste[1].

## 5.3 - Influência dos parâmetros do sistema tribológico

Para definir o nível de solicitação a que estão sujeitos os materiais em um sistema em fricção, utilizam – se os seguintes parâmetros: pressão de contato, velocidade de deslizamento, tipo de lubrificante ou fluido de refrigeração, temperatura do meio, tipo de movimento relativo e rugosidade das superfícies. Podem ser realizadas análises quanto a influência de cada um destes parâmetros no comportamento tribológico de um par de materiais, mas é importante levar em consideração que a interação entre eles pode ter um comportamento sinérgico.

Para a medida do desgaste é freqüentemente utilizado o **Fator de Desgaste (K)**, que é definido como o quociente entre o volume de material desgastado pela força normal de contato e pela distância percorrida, equação 5.1:

$$\mathbf{K} = \frac{(\mathbf{V})}{(\mathbf{P}) \times (\mathbf{L})} \quad \text{Equação5.1}$$

Onde: **V** = Velocidade de deslizamento

**P** = Força normal aplicada

**L** = Distância percorrida.

A princípio poderia parecer mais lógico que fosse usada tensão no lugar de força, lembrando, entretanto, que a área real de contato é um parâmetro fundamental na definição das forças de atrito e no desgaste e que esta é função da força de contato, a utilização de

tensão, que tem como base para cálculo a área aparente, certamente não corresponderia à realidade.

De fato, Anderson et alli [90] mostraram em experimentos realizados em polímeros puros (sem carga), que o valor de K é geralmente independente das pressões de contato, conforme pode ser visto na figura 5.9:

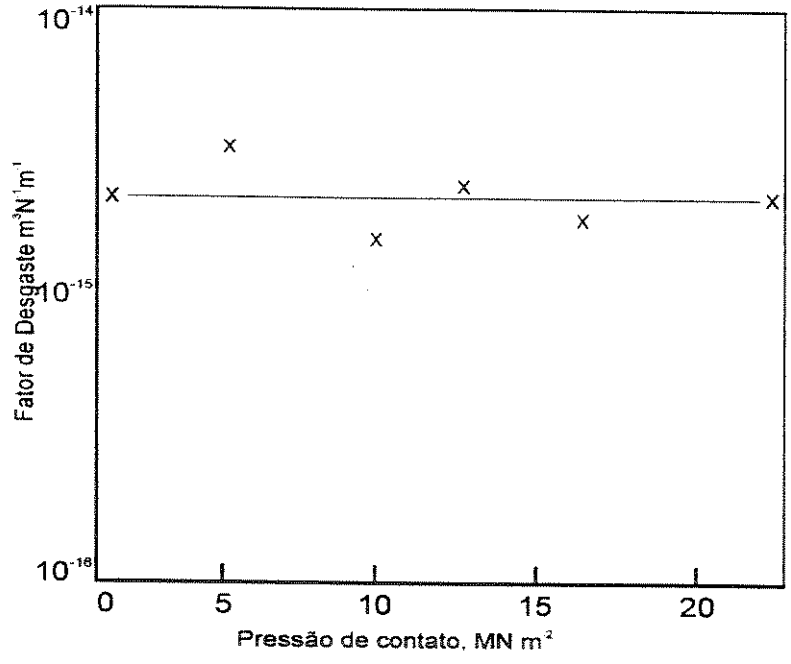



**Figura 5.9**– Comportamento dos fatores de desgaste em função das pressões de contato para POM contra aço [90]

Barbour et alli [34], no entanto, concluíram, em trabalho com PEUAPM, que os fatores de desgaste ( K) diminuem com o aumento das pressões de contato. A figura 5.10 mostra seus resultados.

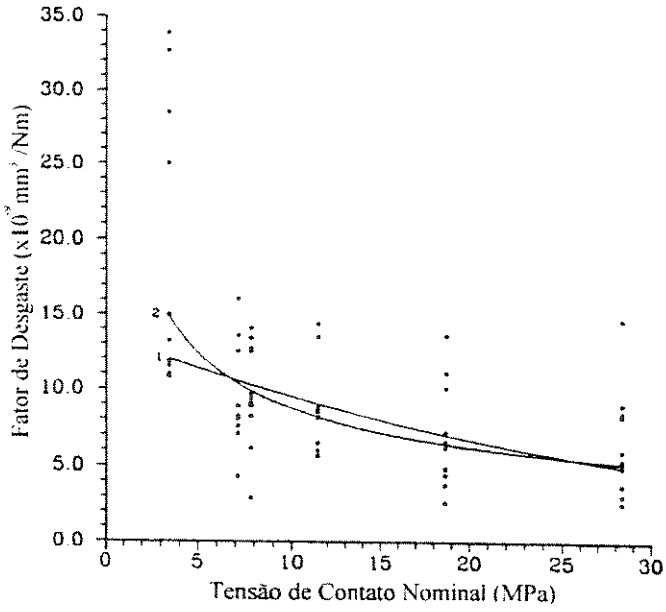



**Figura 5.10**– Relação entre as tensões de contato e os fatores de desgaste para Polietileno. Curva 1 – ajuste por regressão linear. Curva 2 ajuste polinomial.

Para desgaste essencialmente abrasivo Thorp et alli [76] propõe a equação 5.2 na qual a perda volumétrica ($\upsilon_{ab}$) é proporcional à pressão de contato elevada à uma constante $\alpha$, que depende das propriedades do polímero e da superfície abrasiva.

$$\boxed{\nu_{ab} = K_{ab} P^{\alpha}} \quad \text{Equação 5.2}$$

K = fator de proporcionalidade ou o fator de desgaste

P = Pressão de contato.

Para a definição de condições limites de funcionamento em atrito é muito utilizado o produto Pressão de contato x Velocidade de escorregamento, chamada condição PV. A temperatura na zona de contato pode ser estimada, como já foi visto, através dos parâmetros de pressão e velocidade. Muitos fabricantes de materiais plásticos indicam a condição PV limite para seus materiais [73 -75].

A geração e a dissipação de calor são os fatores que determinam a condição PV limite em função das propriedades térmicas do polímero. A quantidade de calor gerado, devido ao

processo de fricção, não deve ultrapassar à capacidade de dissipação térmica do sistema. Isto pode ser expresso pela seguinte relação matemática [1]:

$$PV\mu aJ = HA(\tau_b - \tau_a)$$ Equação 5.3

Onde: **P** = Pressão de contato

**V** = velocidade de escorregamento

**a** = área aparente de contato

$\mu$ = coeficiente de atrito

**J** = equivalente mecânico do calor

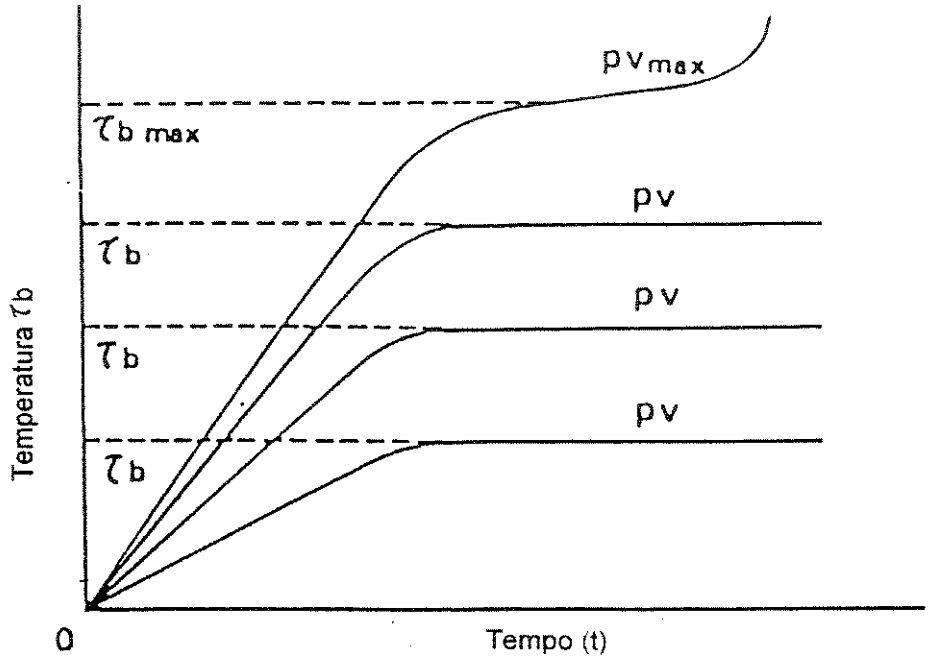
**H** = taxa de transferência de calor

**A** = área de irradiação de calor

$\tau a$ = temperatura do meio ambiente

$\tau b$ = temperatura na superfície de deslizamento

A partir do ponto em que a quantidade de calor gerada superar a capacidade de dissipação térmica do sistema, a temperatura do conjunto tende a subir. Esquematicamente, a relação entre as temperaturas e os tempos de operação para diferentes condições PV, até o máximo, é mostrada na figura 5.11.




**igura 5.11**- Relação entre temperatura e tempo de operação em fricção para diferentes níveis de PV [1]

Para os termoplástico, pode – se esperar que o aumento da temperatura acarrete na queda das propriedades mecânicas de forma acentuada. Resistência ao cisalhamento e o módulo de elasticidade são exemplos de propriedades que tendem a valores menores em função do aumento da temperatura.

Como o tamanho da área real de contato é função do módulo e a força de fricção da tensão limite de cisalhamento, com o aumento da temperatura a área real de contato tende a aumentar, o que pode significar maiores coeficientes de atrito (μ). Entretanto a queda da resistência ao cisalhamento tende a gerar menores μ. A relação do aumento da temperatura com o coeficiente de atrito é, portanto, complexa e de difícil previsão. Para as taxas de desgaste o mesmo raciocínio leva a concluir que estas devem aumentar com o aumento da temperatura, uma vez que a adesão aumenta e a resistência do polímero diminui, com elevação da temperatura.

Quando um polímero é colocado em fricção com uma superfície mais dura, pode – se esperar a ocorrência de desgaste segundo um processo misto. A influência da rugosidade superficial no desgaste do Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular foi estudada por Dowson et alli [91], mostrando que existe um valor de rugosidade, medido em Ra, no qual ocorrem as

menores taxas de desgaste para o atrito sem lubrificação. Quando em presença de água, ocorreu um aumento linearmente proporcional do desgaste com a rugosidade, os resultados são apresentados na figura 5.12. Weightman et alli [92], entretanto, não encontraram um valor de mínimo para o desgaste em função do Ra, mas Barret [93] relacionou a ocorrência, ou não, deste ponto de mínimo à variação das velocidades de escorregamento.

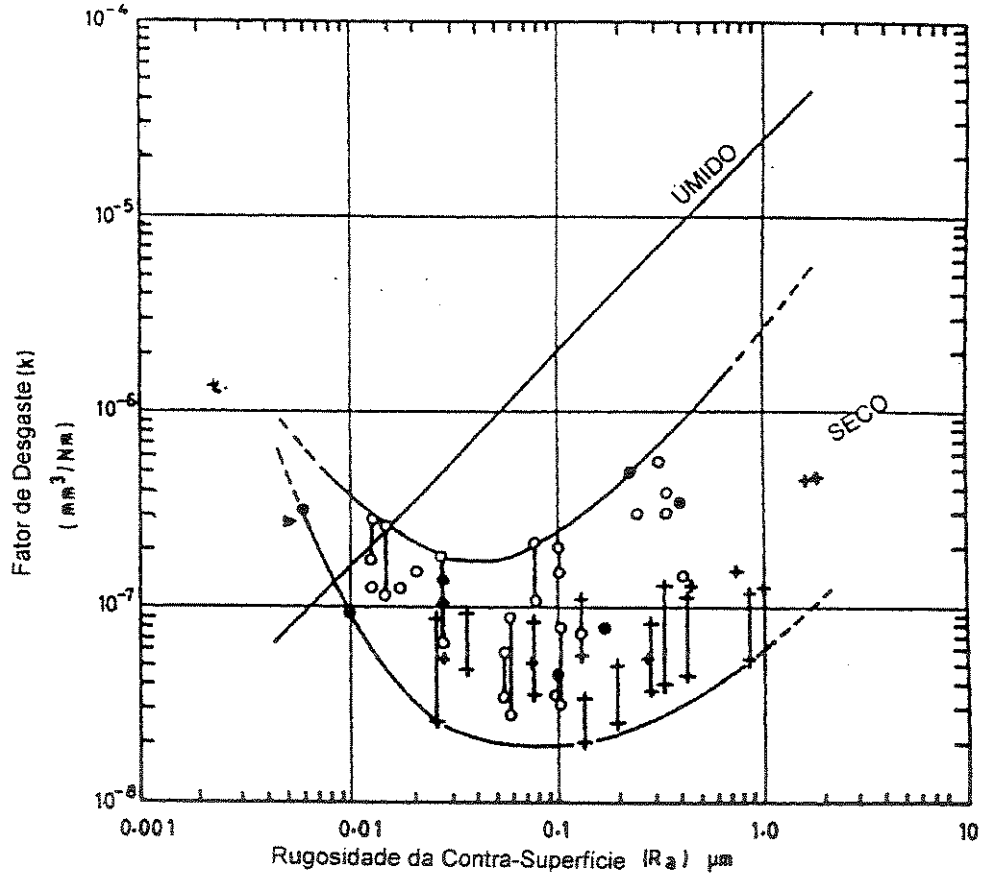



**Figura5.12**– Relação entre fatores de desgaste e rugosidade de contra – superfície em Ra [91]

Quanto à formação e deposição de filme do polímero, típico na fricção dos plásticos contra metais, esta não ocorre sempre da mesma maneira, sendo que em presença de água a adesão do filme é consideravelmente diminuída e sua estabilidade, por decorrência, também [94 - 95]. As diferentes explicações para a não formação do filme são baseadas na fragilização das cadeias do Polietileno quando em presença de água [95] ou na adsorsão de moléculas de $H_2O$ na contra – superfície, quando se trata de aço [94]. Tetrault et alli [95] obtiveram fatores de desgaste maiores para ensaios realizados em presença de água que à seco. Fusaro [96], em

experimentos com 50 % de umidade relativa relacionou as características e a quantidade do filme depositado com a velocidade de deslizamento. Para o atrito em presença de água a relação entre o fator de desgaste (K) e a rugosidade da superfície (Ra) é expressa segundo Dowson et alli [91] pela equação 5.4.

$$\boxed{K = 4 \times 10^{-5} (R_a)^{1.2}} \quad \text{Equação 5.4}$$

A influência da rugosidade superficial nas taxas de desgaste para o Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular é menor para as condições à seco, que em presença de água. Isto se explica pela formação do filme depositado para as condições a seco e a inibição desta quando em presença de água [91]. A variação das características da contra – superfície determinam os processos inicias de desgaste. Rugosidades elevadas e dureza maior que a do polímero levam ao desgaste abrasivo já no início do processo, entretanto a deposição do filme de polímero recobre as irregularidades conduzindo à diminuição das taxas de desgaste e, normalmente, à redução dos coeficientes de atrito. A presença de água dificulta a aderência do filme e torna, consequentemente, a rugosidade um fator mais importante.

Estudos do desgaste [83,97] efetuados em um equipamento de três pinos contra disco, para o Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular, em condições de carregamento e velocidades constantes demonstraram:

- as taxas de desgaste não foram constantes
- as superfícies dos pinos de PEUAPM não se tornaram exclusivamente lisas, apresentado sulcos
- altos níveis de tensões residuais em regiões sub – superficiais dos pinos de polímero
- ocorreu a deposição de filme do polímero na contra - superfície

Marcus et alli [79] comprovaram um aumento do grau de cristalinidade, em comparação ao polímero original, tanto para as partículas resultantes do desgaste quanto para o filme

depositado. Este aumento da cristalinidade veio, provavelmente, como conseqüência da orientação molecular gerada no estiramento causado pelas forças de atrito. Através da análise da birrefringência de luz polarizada de camadas sub – superficiais foi comprovada a forte presença de tensões residuais em pinos ensaiados [97], o que vai encontro à teoria do desgaste coesivo [65]. A alternância nas taxas de desgaste mostraram fortes indícios de mecanismos de fadiga em camadas sub – superficiais. Ainda sob a mesma técnica de análise, os autores notaram que o padrão de tensões residuais encontrado em pinos ensaiados contra disco foram semelhantes àqueles encontrados em copos acetabulares ensaiados em um simulador de quadril.

# Capítulo 6

# Materiais

## 6.1 - Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular

Utilizou – se o PEUAPM UTEC 3540, fabricado pela Polialden Petroquímica, e Hostalen GUR 413 fabricado por Hoescht High Chem. O estudo detalhado dos dois materiais foi realizado em trabalho anterior [4], de onde foram obtidos os resultados para os seguintes itens: distribuição de tamanho, morfologia e topografia das partículas

O tamanho médio das partículas de GUR 413 apresenta – se menor em relação às de UTEC 3540, sendo que para ambos a distribuição do tamanho de partículas está representado na tabela 6.1 e as curvas de distribuição na figura 6.1.

**Tabela 6.1**– Percentual em peso retido por tamanho máximo de partícula para PEUAPM UTEC 3540 e GUR 413

| Peneira Tyler | Abertura (mm) | UTEC 3540 | GUR 413 |
|---|---|---|---|
| 28 | 0,5950 | 2,25 | 0,15 |
| 35 | 0,4200 | 10,13 | 2,15 |
| 48 | 0,2970 | 31,35 | 8,06 |
| 65 | 0,2100 | 23,05 | 13,50 |
| 100 | 0,1490 | 21,87 | 28,64 |
| 150 | 0,1050 | 8,15 | 31,82 |
| 200 | 0,0740 | 3,20 | 14,50 |
| 270 | 0,0530 | Não obtido | 1,18 |

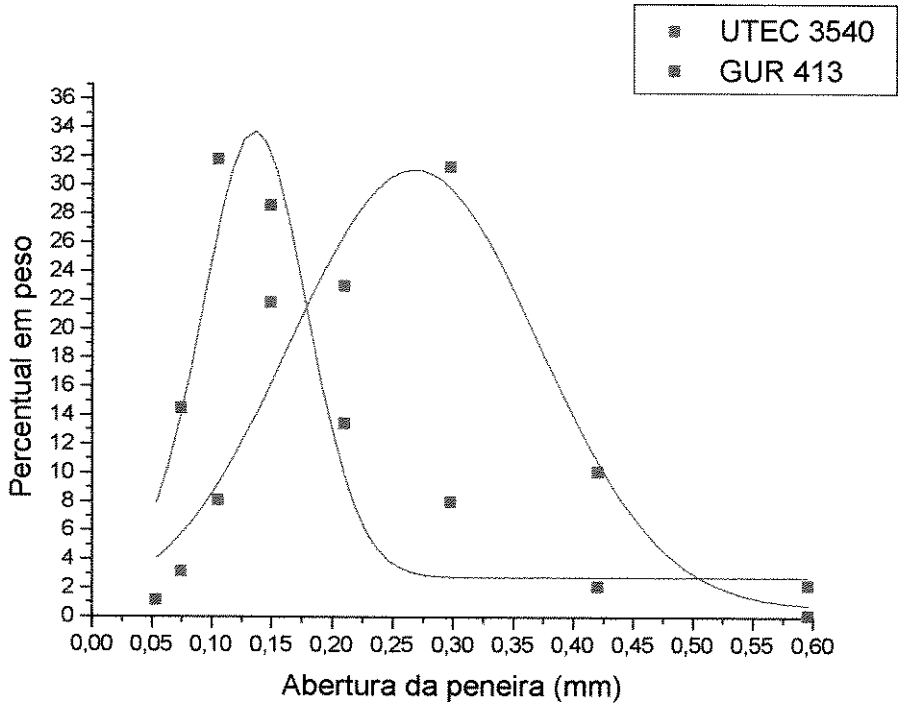



**Figura 6.1** – Distribuição dos tamanhos de partículas para PEUAPM UTEC 3540 e GUR 413

As diferenças quanto à morfologia e topografia entre as partículas podem ser notadas nas figuras 6.2 a 6.5, que foram obtidas a partir da observação por Microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV).

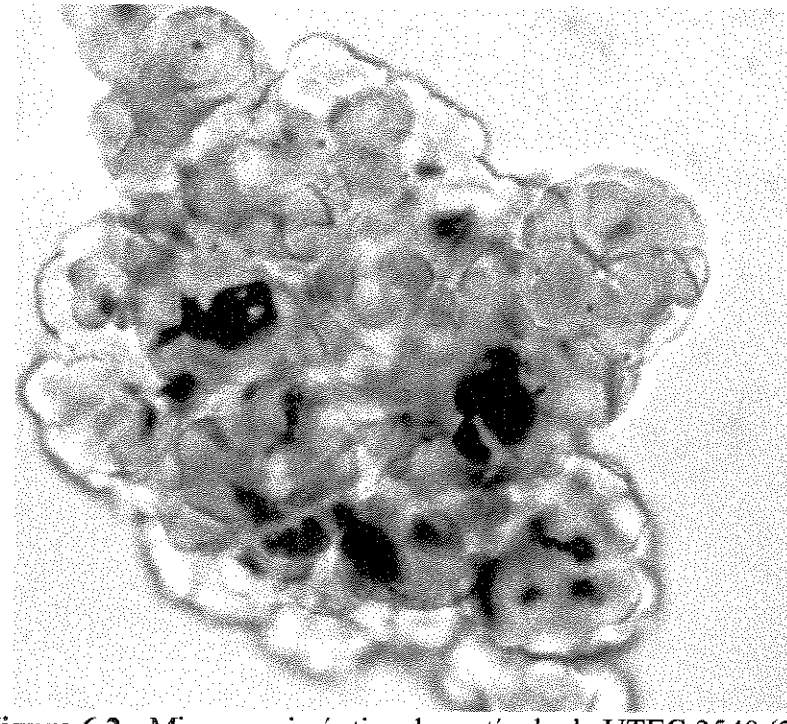


**Figura 6.2** - Microscopia óptica de partícula de UTEC 3540 (200

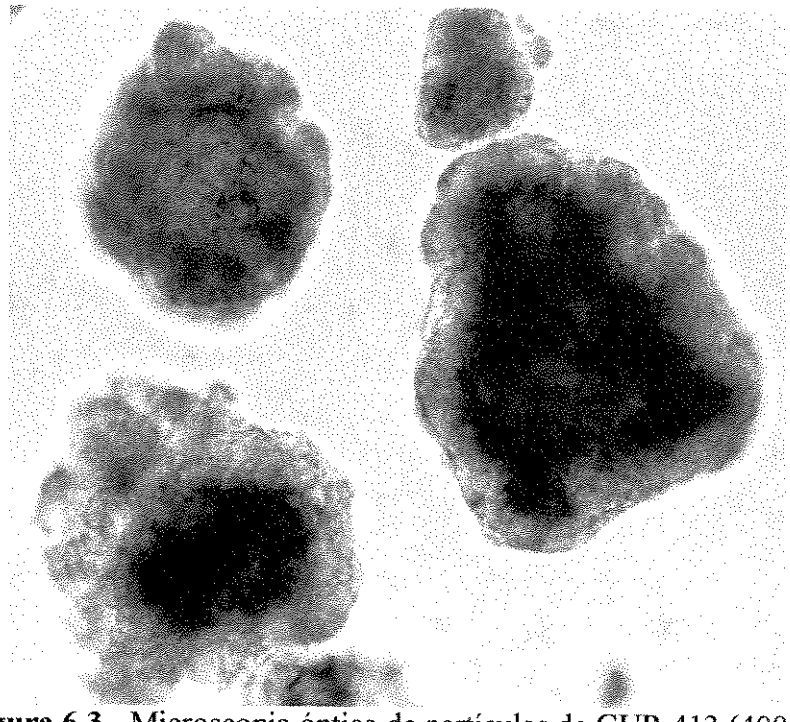


**Figura 6.3** - Microscopia óptica de partículas de GUR 413 (400 X)

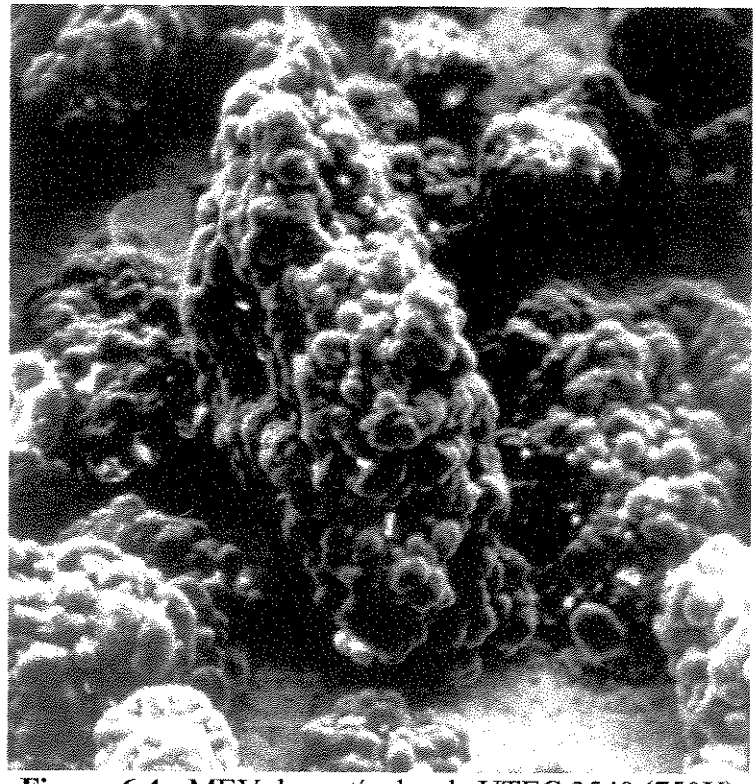


**Figura 6.4** - MEV de partículas de UTEC 3540 (750X)

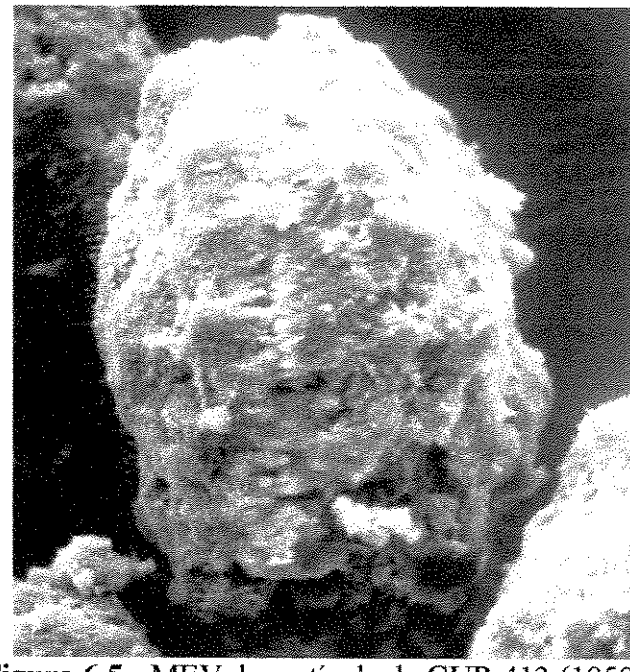


**Figura 6.5** - MEV de partícula de GUR 413 (1950X)

A partir da análise das figuras 6.2 a 6.5, percebe-se que em ambos os caso existe uma tendência ao formato esférico, porém é perceptível também que existe diferença quanto à rugosidade superficial das mesmas. As partículas de UTEC apresentam superfície mais irregular que as de GUR.

Segundo informações dos fabricantes são encontrados pesos moleculares médios de $4{,}0 \times 10^6$ g/mol para a resina UTEC 3540 e $5{,}6 \times 10^6$ g/mol para o material GUR 413.

## 6.2 - Desenvolvimento de um dispositivo para processamento de PEUAPM

Para o processamento do PEUAPM foram confeccionados moldes de cavidades cilíndricas com diâmetro interno de 15 mm e punções com diâmetro de 14,8 mm. A folga entre punção e cavidade de 0,2 mm serve para o processo de degasagem no ciclo de compactação a frio. Foram utilizados quatro (04) moldes fixados na placa fixa de um estampo e os quatro respectivos punções, por sua vez, fixados na placa móvel.

Tanto os moldes quanto os punções são confeccionados em aço inoxidável 304. A escolha deste material baseou - se na necessidade de evitar a possibilidade de contaminação

do polímero devido a provável oxidação das paredes dos moldes, gerada pelos sucessivos ciclos térmicos de processamento.

Devido à baixa condutibilidade térmica do aço inoxidável foi preciso melhorar a difusividade para evitar problemas de má distribuição de calor durante a moldagem. Desta forma, cada matriz recebeu uma camisa de alumínio fixadas por interferência.

A interferência entre as camisas e as matrizes foi de 0,1 mm, para evitar que com o aquecimento do sistema e a conseqüente dilatação do Al, maior que a do aço, ocorresse a perda do contato, gerando, então, um isolamento térmico e não mais um bom sistema condutor de calor. A figura 6.6 mostra o desenho da montagem e a 6.7 o desenho do punção de compactação.

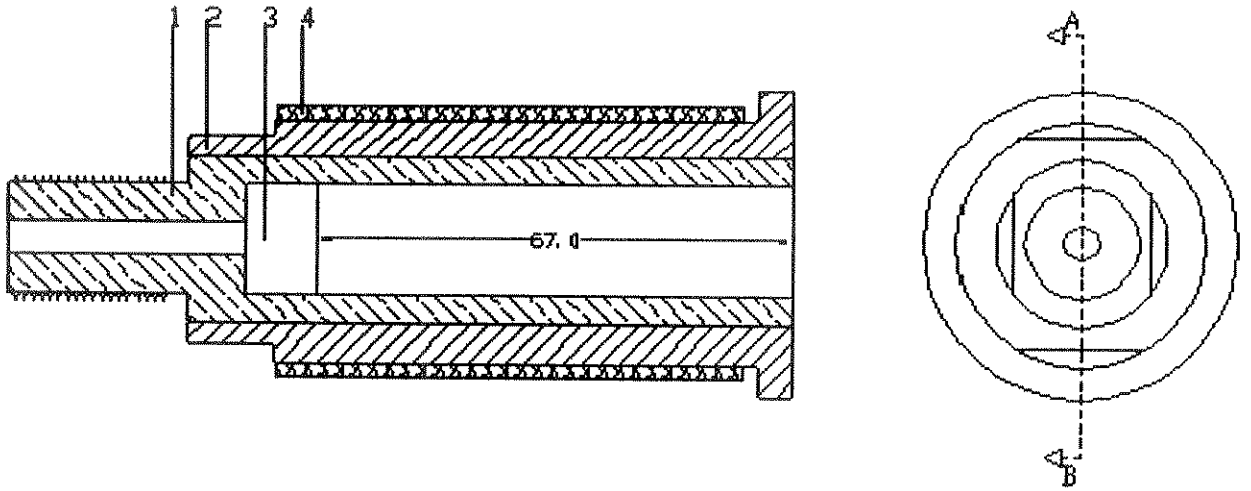
O sistema de aquecimento é específico para cada matriz, consistindo de uma resistência tipo coleira com potência de 250 Watts e tensão de trabalho de 220 V. Para o isolamento térmico, visando impedir grandes flutuações de temperatura devido a perda de calor para o meio externo, o conjunto matriz e camisa é envolvido em um tubo de lã de vidro.

Para cada ferramenta existe um termopar tipo J (Ferro Constantan). O controle da temperatura é centralizado em um controlador programável, Omron E5CW, porém só é efetuado em uma das matrizes, sendo que as restantes três tem seus termopares ligados a um indicador de temperatura.

Para o processamento, o controlador foi programado para a temperatura de 220 °C, sendo possível verificar se todas as quatro matrizes se encontravam em temperaturas semelhantes. De fato, em sua primeira utilização uma das ferramentas apresentava grande diferença de temperatura em relação as três demais. Verificou – se que a causa era justamente a baixa interferência entre a camisa de Al e a matriz. Trocando – se a camisa por outra com maior interferência, o problema desapareceu.

Para a extração do moldado, o fundo de cada matriz é móvel, consistindo de um inserto, também em aço inoxidável, sendo que na superfície que entra em contato com o polímero estão gravadas as letras "A, B, C e D" para permitir a identificação entre os pinos moldados. A retirada do moldado é feita por um pino extrator introduzido pela furação existente na parte inferior do molde. A figura 6.8 mostra a foto da montagem do conjunto de moldagem

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL




1 – N. em aço inoxidavel 304

2 - Camisa de Alumínio

3 – Inserto móvel em aço inoxidável 304

4 – Resistência elétrica de aquecimento

**Figura 6.6** – Esquema de montagem de ferramenta de moldagem

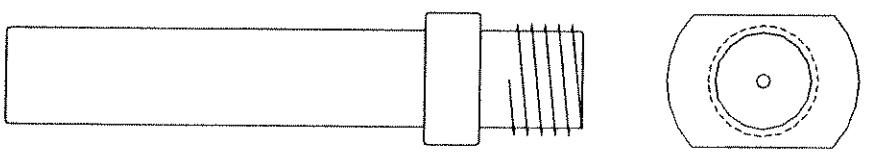


**Figura 6.7** - Punção

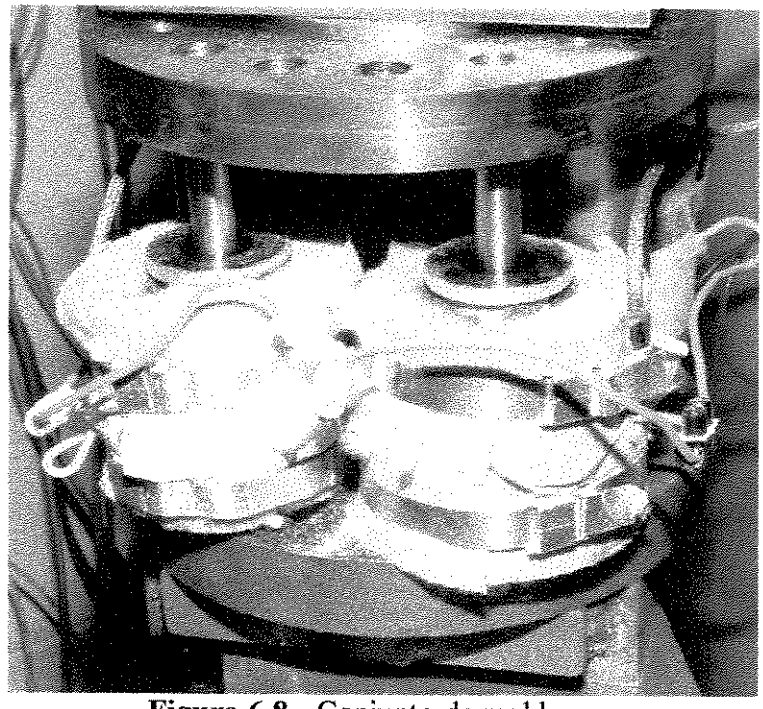


**Figura 6.8** - Conjunto de moldagem

## 6.3 - Desenvolvimento de um dispositivo para ensaios de desgaste

Visando o desenvolvimento de novos materiais a serem utilizados em sistemas protéticos, foi projetado e construído um dispositivo específico para estudar desgaste em condições que procuram a simulação daquelas existentes em articulações do tipo sinovial. Este projeto foi realizado baseado em desenvolvimento iniciado em trabalho anterior [4].

O equipamento baseia – se na configuração de três pinos contra um disco [98]. Este tipo de configuração oferece vantagem, em termos estatísticos, devido ao fornecimento de três resultados para cada ensaio, minimizando, assim, o número de ensaios necessários para o estudo em questão.

Para efeito de descrição, o equipamento pode ser dividido em duas partes: **sistema de ensaio e sistema motor – controle**. O sistema de ensaio pode, ainda, ser subdividido em duas partes também: célula de ensaio e suporte do disco. A figura 6.9, mostra o equipamento por inteiro.

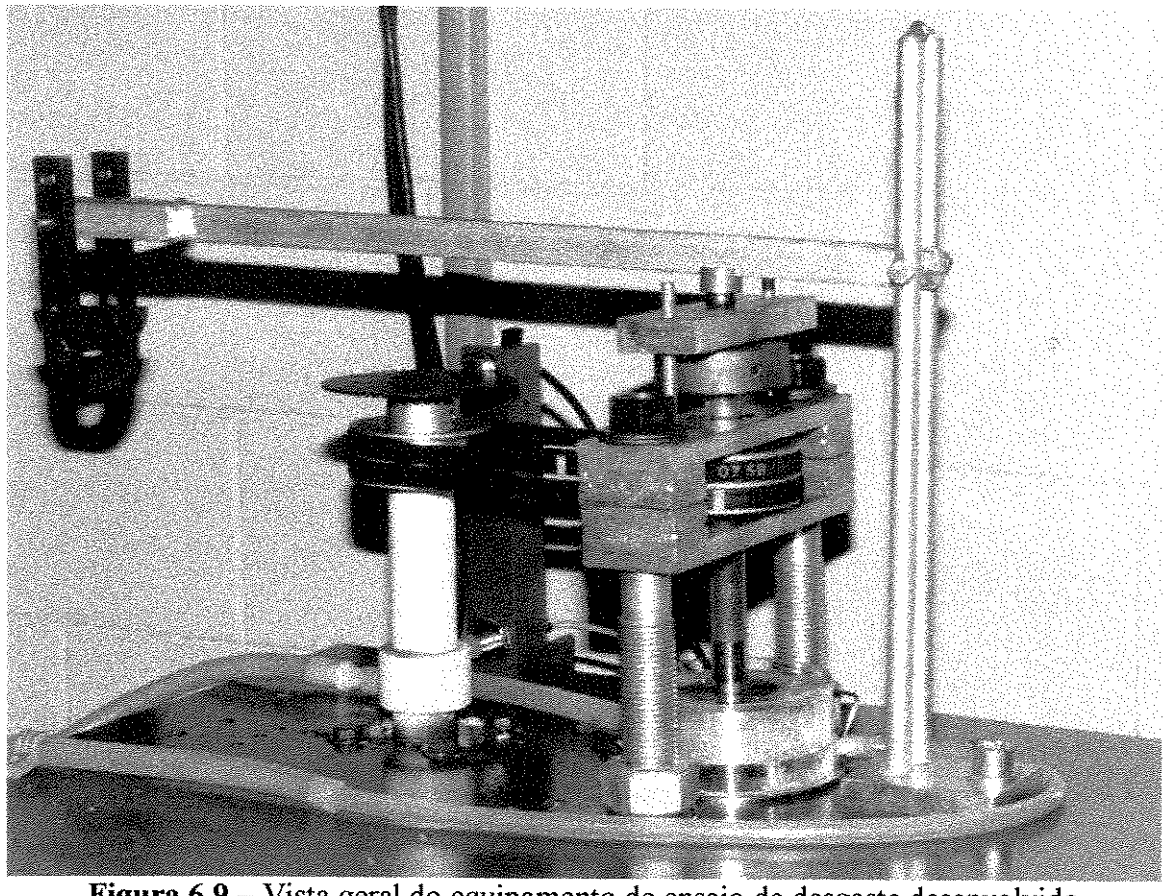


**Figura 6.9** – Vista geral do equipamento de ensaio de desgaste desenvolvido

### 6.3.1 - Sistema de ensaio

**Célula de ensaio**: consiste da placa suporte em aço inoxidável, onde são encaixados os três pinos cilíndricos que serão friccionados contra o disco e um quarto pino que será o controle de variação de massa, devido à absorção de umidade. Esta placa apresenta, portanto, quatro furos não passantes com diâmetro de 15 mm; três estão dispostos a 120 graus e em um raio de 45 mm do centro e um é central para a fixação do pino de controle de absorção de umidade. Na face com os furos está colado um tubo de acrílico para conter o líquido que tem a função de lubrificação e refrigeração das superfícies de atrito. Na face inferior é fixada, por três parafusos, uma base em aço que funciona como encaixe ao eixo inferior do equipamento. O conjunto descansa sobre uma esfera que tem como função permitir uma pequena inclinação deste de modo a garantir que os três pinos sejam solicitados de maneira igual. O conjunto formado pela placa, o tubo de acrílico e a base é chamado de "célula de ensaio". A figura 6.10 mostra a foto deste conjunto.

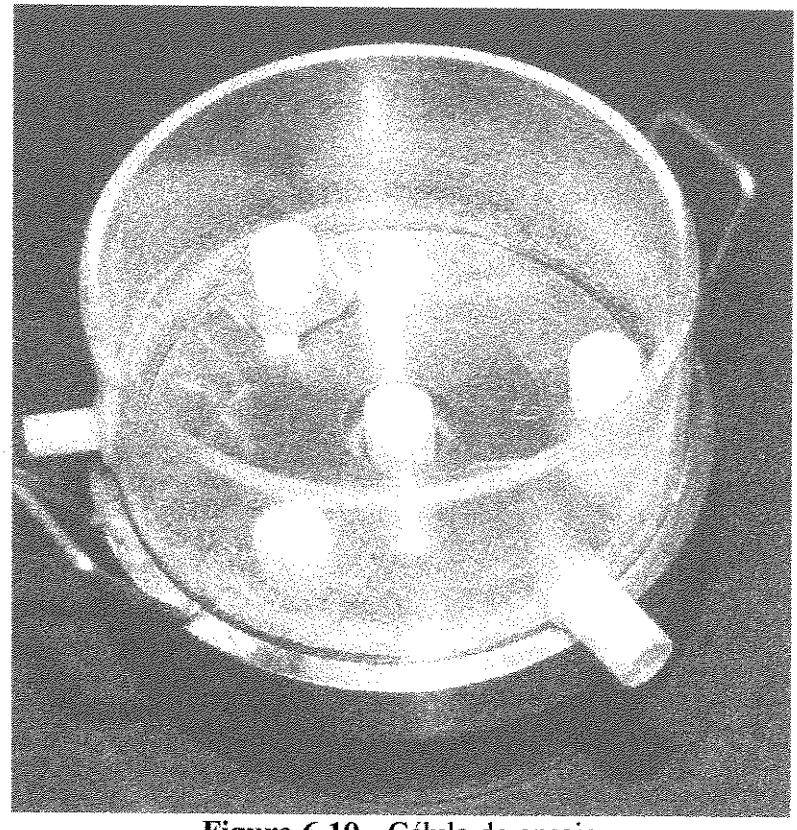


**Figura 6.10** - Célula de ensaio

O eixo inferior do equipamento suporta toda a carga normal aplicada aos pinos, ficando apoiado em um rolamento cônico de rolos e um rolamento radial de esferas. A partir da rotação do disco em contato com os pinos, a força de atrito tende a gerar rotação do conjunto célula de ensaio e eixo inferior, mas o movimento é impedido devido a uma barra que é fixada ao eixo e que se apoia em uma célula de carga. A figura 6.11 mostra parte do eixo inferior, a barra de apoio do eixo na célula de carga e a mesma.

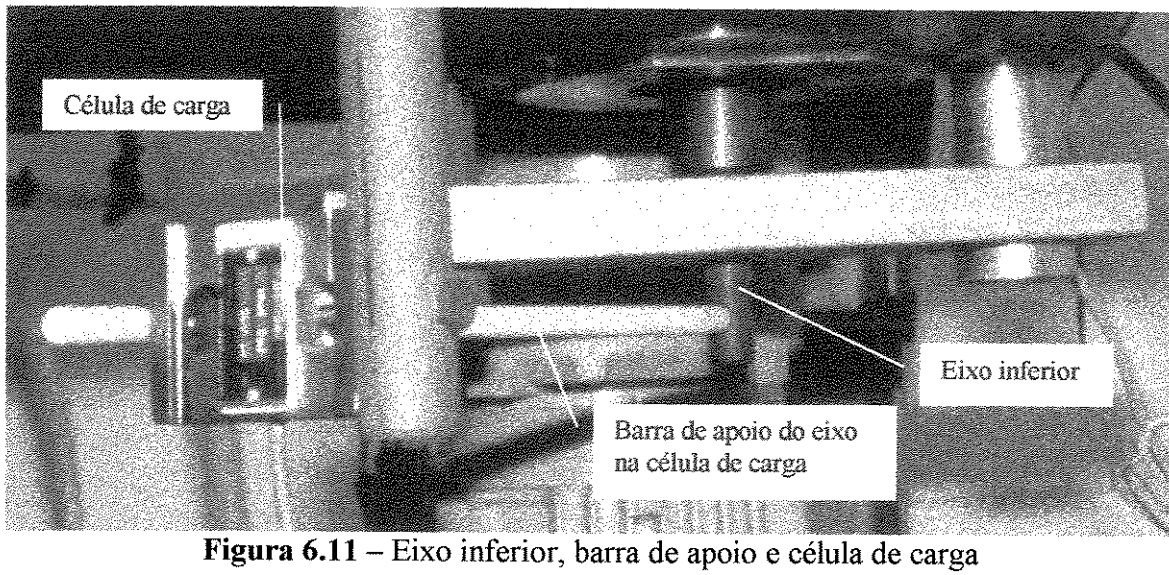
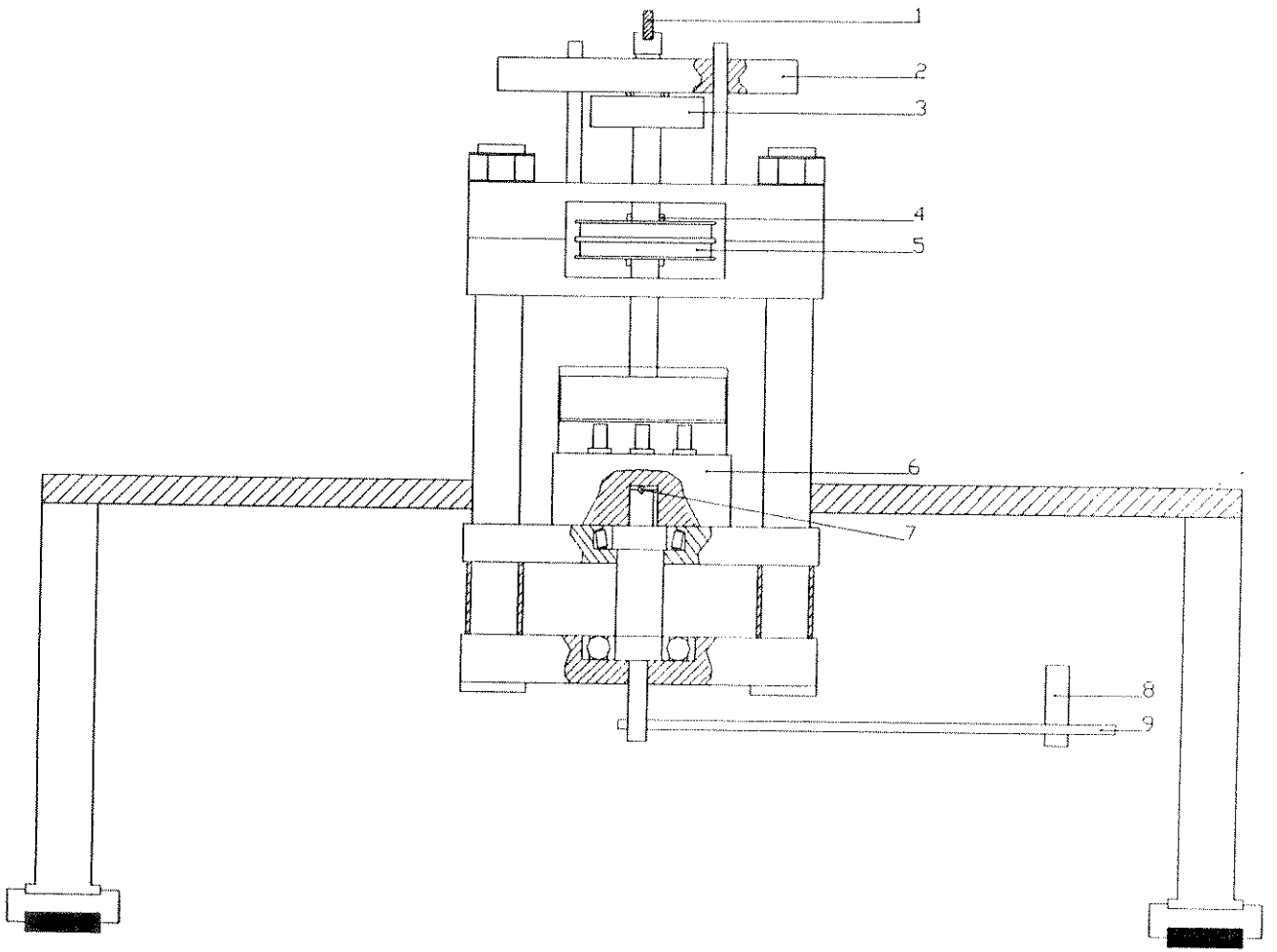



**Figura 6.11** – Eixo inferior, barra de apoio e célula de carga

Com a determinação da força de compressão aplicada sobre a célula e conhecendo a carga normal aplicada sobre os pinos, é possível calcular a força de atrito e consequentemente o coeficiente de atrito dinâmico. É importante lembrar que apesar do uso de uma célula de carga devidamente calibrada, o sistema para a determinação dos coeficientes de atrito, como um todo, deve ser aferido. Devido ao fato de que o eixo inferior está apoiado em rolamentos, a expectativa é de que o atrito gerado por estes altere as medidas obtidas pela célula de carga. Porém, como as solicitações são estáticas, é de se esperar, também, que a influência dos rolamentos seja constante. Para os objetivos deste trabalho tal aferição não se fez necessária, pois não se pretendia medir coeficientes de atrito, e, portanto, não foi realizada.

**Suporte do disco**: é uma placa de aço inoxidável onde é fixado, por um parafuso central, o disco de ensaio. Este conjunto é encaixado no eixo – motor. Na outra ponta deste eixo está fixada uma base com rolamento axial, para suportar o carregamento que será ...osto às superfícies de contato.

O eixo - motor é livre para deslizar dentro de uma bucha, transmitindo assim o carregamento aplicado, mas gira solidário a ela. Na bucha está fixada a polia dupla para correias em "V", ligadas ao eixo de um motorredutor. A figura 6.12 mostra o desenho esquemático de todo o dispositivo de ensaio de desgaste, a 6.13 mostra o suporte do disco e um disco, a 6.14 mostra o posicionamento do suporte no eixo – motor e a 6.15 a porção superior do eixo – motor onde é fixada a base do rolamento axial.




1. Alavanca de aplicação de carga
2. Placa de apoio da alavanca
3. Base com rolamento axial
4. Bucha de acionamento do eixo
5. Polia dupla P/ correia em "V"
6. Célula de ensaio
7. Esfera de apoio da célula de ensaio no eixo inferior
8. Barra de ligação do eixo inferior a célula de carga
9. Célula de carga

**Figura 6.12** - Desenho esquemático do dispositivo de ensaio de desgaste

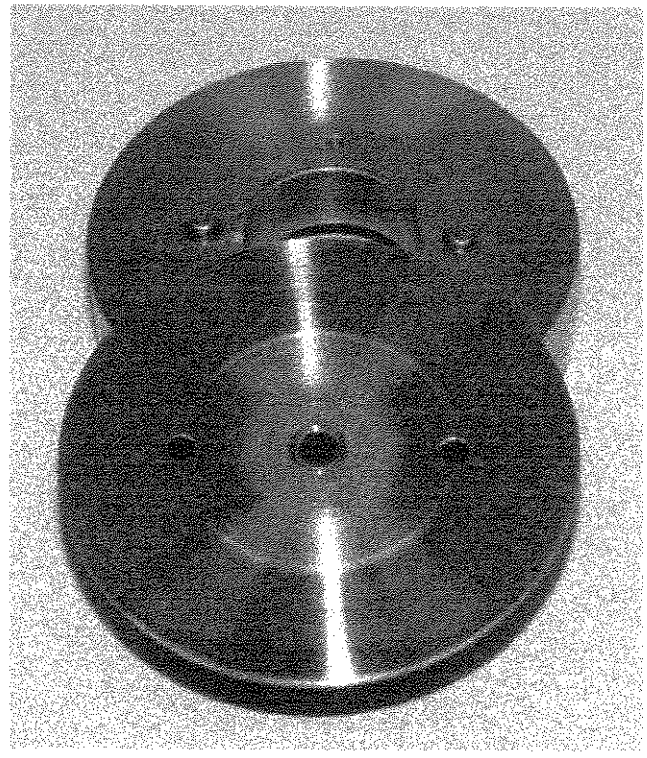


**Figura 6.13** – Disco de ensaio e suporte para fixação

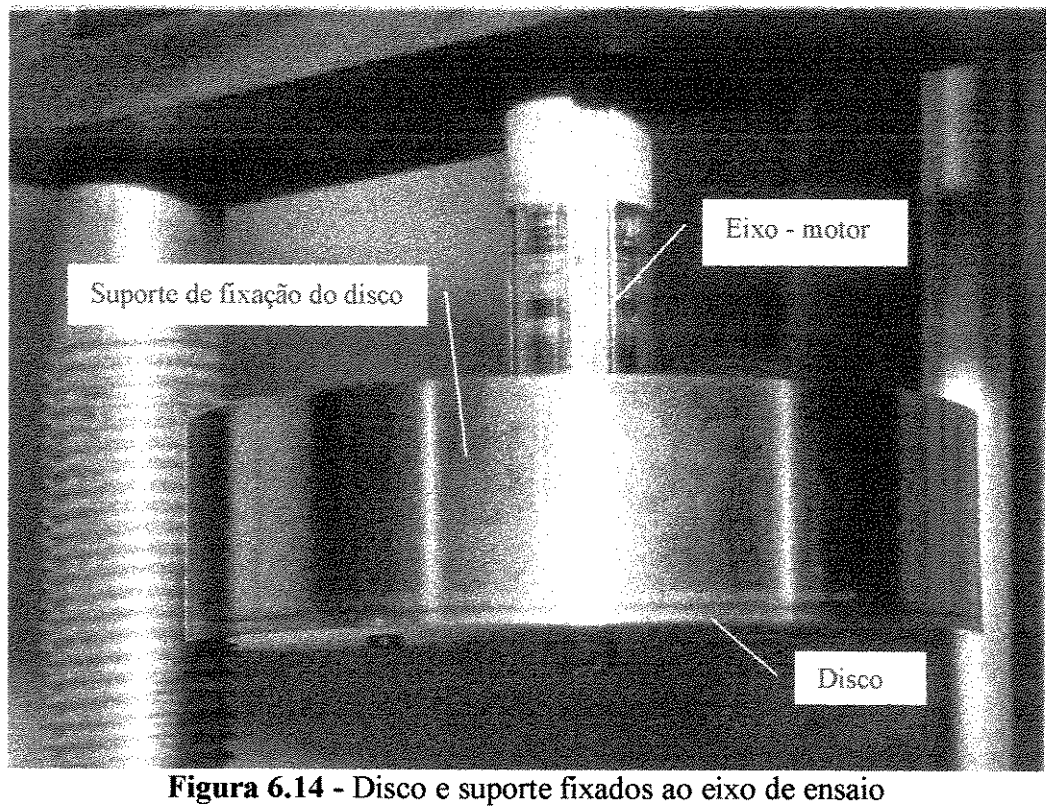



**Figura 6.14** - Disco e suporte fixados ao eixo de ensaio

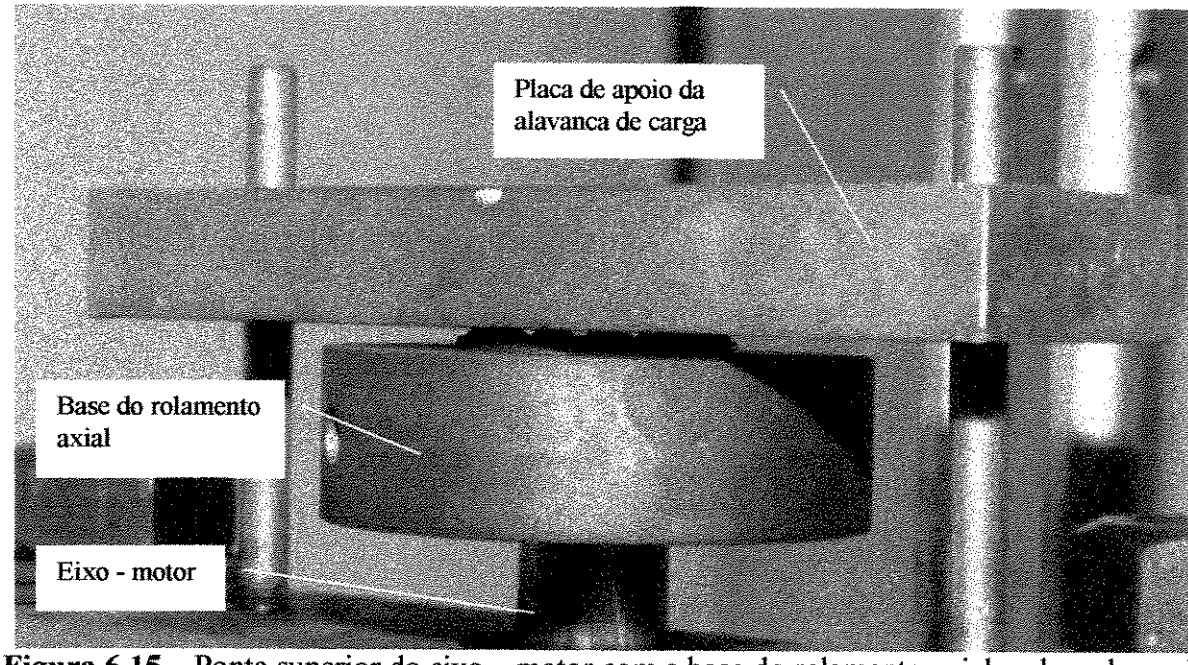



**Figura 6.15** – Ponta superior do eixo – motor com a base do rolamento axial e placa de apoio da alavanca de aplicação de força

### 6.3.1 - Sistema motor – controle

O eixo – motor é acionado pela bucha que, por sua vez, esta fixada por interferência à polia dupla de correias em "V". O conjunto é movido por um motorredutor coaxial de 1,5 cv, alimentado e controlado por um inversor de freqüência. A figura 6.16 mostra o eixo acionador do equipamento, que está ligado ao motorredutor e transmite o torque para as correias.

Para a medição do regime de rotação o equipamento conta com um tacômetro digital que recebe sinais de um sensor óptico. Para a contagem de ciclos e desligamento automático do motor existe um contador digital de ciclos programável que recebe sinais de um sensor capacitivo. A figura 6.17 mostra os sensores fixados em seu suporte.

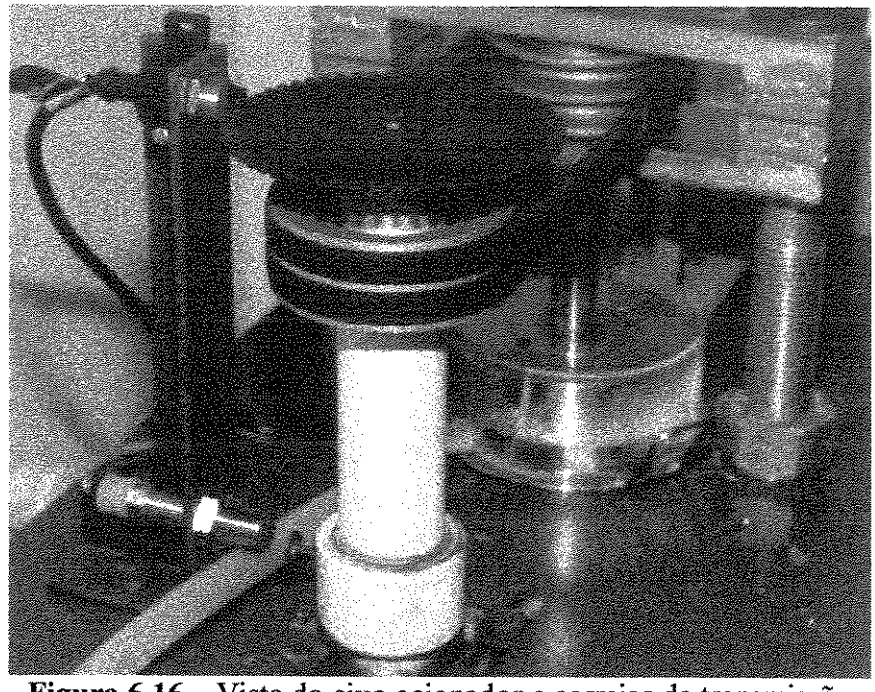


**Figura 6.16** – Vista do eixo acionador e correias de transmissão

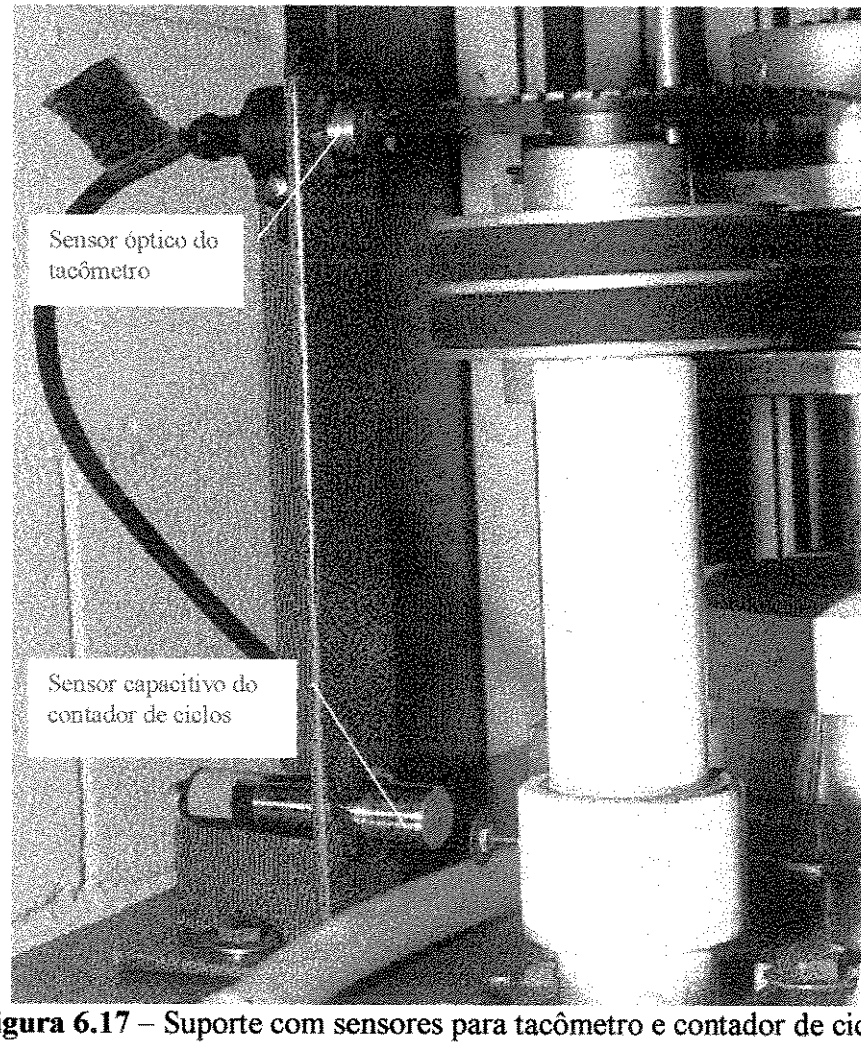



**Figura 6.17** – Suporte com sensores para tacômetro e contador de ciclos

Na realização deste projeto foram levadas em consideração as variáveis típicas envolvidas em um ensaio de desgaste por fricção. São elas:

1. Tipo de movimento e velocidades entre as superfícies;
2. Pressão de contato entre as superfícies;
3. Presença de lubrificantes e/ou refrigeração;
4. Acabamento superficial;
5. Distância total percorrida no ensaio.

Para o esclarecimento quanto às características deste dispositivo de ensaio de desgaste construído, será feita uma análise segundo estes cinco itens apresentados acima.

### 6.3.3 - Tipo de movimento e velocidades entre as superfícies

O equipamento construído apresenta movimento rotativo, podendo ter sentido constante ou alternado. A velocidade ou o regime de rotação pode ser variada linearmente através da utilização de um inversor de freqüência trifásico Toshiba VF – SX de 1,5 cv, que controla a rotação do sistema motorredutor WEG -YOKI 1,5 cv, acionador do equipamento. A utilização do inversor de freqüência permite a programação de rampas de aceleração e desaceleração, bem como da inversão de rotação. Desta forma, é possível a realização de ensaios dentro de larga faixa de condições cinemáticas.

### 6.3.4 - Pressão de contato entre as superfícies

A pressão de contato entre as superfícies dos pinos e o disco é determinada pela força aplicada sobre os mesmos e pela área total de contato, sendo esta última, obviamente, função do diâmetro dos pinos. A placa suporte da célula de ensaio tem furação para a utilização de pinos de 15 mm de diâmetro.

Visando a utilização de pinos de diâmetro de 10 mm foram confeccionados adaptadores para encaixe nos furos da placa suporte, um deles mostrado na figura 6.18 juntamente com um pino de Polietileno. A partir deste tipo de adaptação fica aberta a possibilidade de utilização de pinos em grande intervalo de diâmetros. Além de pinos é possível a fixação de anéis ou discos, utilizando os furos da placa suporte para fixação. Portanto, o equipamento permite a realização de ensaios com variação dimensional (diâmetros dos pinos, por exemplo) e de geometria dos corpos de prova (utilização de disco ou anel no lugar de pinos).

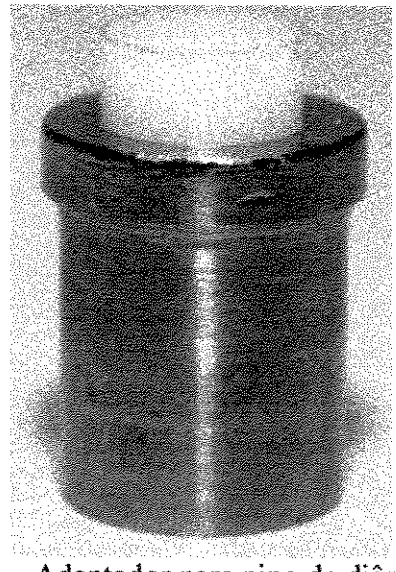


**Figura 6.18** – Adaptador para pino de diâmetro 10 mm

A força aplicada no contato dos pinos com o disco é dada pela utilização de um peso - morto e aumentada através do uso de uma alavanca. Sua utilização da alavanca permite a aplicação de forças segundo a relação:

$$\textbf{Força (Kgf)} = 3{,}84(\textbf{peso morto}) + 10.4 \quad \text{Equação 6.1}$$

### 6.3.5 - Presença de lubrificantes

O equipamento dispõe de reservatório e uma bomba elétrica submersa, gerando um circuito fechado para a utilização de fluido lubrificante. A utilização deste para os ensaios envolvendo polímeros está relacionada, principalmente, à função de refrigeração. Entretanto, dependendo das características das superfícies dos pinos e do disco utilizado é possível a formação de um sistema de lubrificação hidrodinâmico [99 - 100].

A temperatura da célula de ensaio e, consequentemente, dos corpos de prova pode ser mantida estável através da circulação de água que, por sua vez, esta armazenada em um reservatório de três litros, sendo que o volume aproximado da célula é de 0,3 litros. A relação de 1:10 entre os volumes do reservatório e da célula, possibilita a estabilização da temperatura do sistema para as condições de ensaio do objetivo deste equipamento.

### 6.3.6 - Acabamento superficial

Por tratar de fricção, a rugosidade das superfícies envolvidas pode determinar se a mecânica inicial de desgaste será adesiva ou abrasiva. Este ponto é particularmente importante em sistemas tribológicos metal – polímero [93].

A princípio, o projeto do equipamento prevê o posicionamento do disco atuando sobre os pinos. O objetivo é minimizar a acumulação das partículas liberadas, que influenciam no comportamento do sistema tribológico. A posição relativa entre disco e pinos pode gerar variações do comportamento ao desgaste, no ensaio de alguns materiais plásticos [1].

# Capítulo 7

# Procedimento experimental

## 7.1 - Moldagem dos corpos de prova

Para a produção dos corpos de prova foi utilizada a moldagem por compressão segundo a metodologia já explicada na conceituação teórica. Como este trabalho tem o objetivo de estudar de que maneira variações de processo podem influenciar na resistência ao desgaste, foram moldados pinos em três grupos distintos.

1. Processamento com variação das pressões de compactação a frio e a de resfriamento de maneira idêntica, denominada condição FQ. Pressões utilizadas: 100, 200, 300 e 400 Kgf/cm$^2$ (10, 20, 30 e 40 MPa)

2. Processamento com variação apenas das pressões de compactação a frio, condição FNQ. Pressões utilizadas: 300, 600 e 1000 Kgf/cm$^2$ (30, 60 e 100 MPa), pressão no resfriamento de 100 Kgf/cm$^2$ (10 MPa).

3. Processamento com variação dos intervalos de distribuição granulométrica da resina UTEC 3540. Pressão de 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) na condição FQ.

4. Processamento de resina GUR 413. Pressão 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) na condição FQ.

Para todos os casos, a prensagem a frio era realizada em ciclos para a degasagem, sendo que a força de compactação subia de zero até a máxima programada para cada ciclo em uma taxa de 20 Kgf (200 N) por segundo, permanecia cosntante por 30 segundos e retornava a zero instantaneamente. Este ciclo se repetia por três vezes para garantir a degasagem, concluindo assim a fase de prensagem a frio.

Após a prensagem a frio, a força de compactação voltava a subir até o patamar de 141,37 Kgf, ( 1410 N) que garantia a pressão de 20 Kgf/cm$^2$ (2 MPa) para cada matriz, e era mantida por todo o ciclo de fusão. Finalmente, quando o sistema de aquecimento era desligado, a força de compactação voltava a subir, agora sob uma taxa de 5 Kgf (50 N) por segundo, até a máxima programada para o respectivo processo. A força permanecia constante até que a temperatura dos moldes caísse a valores próximos de 80 °C, sendo então zerada. A temperatura utilizada para plastificação em todos os casos foi de 220 °C , mantida por 150 minutos.

Após o processo de moldagem os pinos foram usinados para garantir medidas iguais: diâmetro 15 mm e comprimento de 25 mm.

As variações quanto aos intervalos de distribuição granulométrica foram obtidas a partir de peneiramento de resina UTEC 3540 em três amostras, nas seguintes condições:

- Tamanho de partículas entre 0,045 μm e 0,125μm – denominada granulometria Fina
- Tamanho de partículas entre 0,125μm e 0,5μm – denominada granulometria Média
- Partículas maiores que 0,5μm – denominada granulometria Grossa.

Contando as variações de parâmetros de processamento, os diferentes tamanhos de partículas e da marca de resina foram processados pinos em onze (11) diferentes condições. O ferramental desenvolvido para o processamento permite a obtenção de quatro (04) pinos por vez. Para a realização dos ensaios de desgaste foram feitos, no mínimo, dois lotes de quatro pinos para cada condição.

O estudo do comportamento do polímero, quanto às suas características de compactação no processamento, foi realizado através de diagramas força contra deslocamento. Tais diagramas foram obtidos via o traçador da máquina de ensaio MTS 810, utilizada como sistema de prensagem no processamento. A quantidade de energia gasta para a compactação foi determinada pela integração, via o aplicativo computacional Origin 4.0, dos diagramas Força x Deslocamento obtidos.

## 7.2 - Ensaios de desgaste

Em uma primeira etapa foram realizados ensaios de pinos de PEUAPM usinados a partir de chapas comercialmente disponíveis e processadas no Brasil. O objetivo era o estudo qualitativo e quantitativo do desgaste e da influência do peso molecular em função das condições PV. Os pinos foram usinados de chapas feitas a partir de dois tipos da mesma resina: UTEC 2540, com peso molecular aproximado de 2,5 x $10^6$ gramas por mol, e UTEC 3540, com peso molecular de 3,5 x $10^6$ gramas por mol.

Em uma segunda etapa foram realizados os ensaios de desgaste com os pinos moldados, para o estudo da influência de parâmetros de processamento na resistência ao desgaste.

Para todos os ensaios foram utilizados discos de aço inoxidável 316 L, usinados a partir de chapa de 5mm de espessura e em presença de água destilada e deionozada, que circulava entre a célula de ensaio e o reservatório. Foram realizados, no mínimo, dois ensaios de desgaste para cada uma das condições, tanto para os pinos usinados quanto para os moldados.

O desgaste foi determinado a partir da perda em peso de cada pino, acrescido do valor relativo à absorção de água, determinado pela variação de massa do pino de controle. Os pinos foram pesados em uma balança digital Metler Toledo com precisão de $10^{-4}$ gramas.

### 7.2.1 - Preparação do material

A preparação da superfície de ensaio dos discos foi realizada através de polimento com circulação de água, em uma politriz metalográfica. Foram utilizadas lixas com as seguintes granulometrias: 100, 200, 320, 400, 600 e 1200.

Após o polimento cada disco era lavado, primeiro com detergente e água corrente, em seguida com álcool etílico absoluto e secado em fluxo de ar quente.

Foram feitas medidas de rugosidade para um lote de cinco discos. As medidas foram realizadas no sentido radial dos discos e o Ra determinado foi menor que 0,05μm para todos os casos. Devido à limitação do equipamento disponível não foi possível determinar o valor exato da rugosidade, entretanto para o objetivo deste trabalho era importante apenas que todos os discos fossem preparados igualmente. Não houve qualquer cuidado especial quanto às superfícies dos pinos de PEUAPM, ficando o acabamento superficial resultante da usinagem como o utilizado nos ensaios de desgaste.

A limpeza inicial dos pinos, tanto os usinados quanto os moldados, era feita com esponja, água e detergente, em seguida eram colocados em um banho de álcool etílico absoluto sob ultra – som, por 60 segundos.

Os discos foram preparados, embalados e guardados para serem utilizados com o andamento dos testes. Os pinos, entretanto, eram preparados em número de quatro e utilizados para ensaios no mesmo dia. O manuseio (tanto dos discos quanto dos pinos), após a lavagem, era feito com luvas de látex novas. Este procedimento teve como objetivo evitar ou minimizar as possibilidades da ocorrência de contaminação no sistema tribológico.

### 7.2.2 - Condições de ensaio para a verificação do desgaste em função da condição PV

Para o estudo da mecânica de desgaste do par PEUAPM contra aço inoxidável 316 L foram realizados ensaios de pinos usinados a partir de placas fabricadas por CORMATEC Ltda. e produzidas com resinas da POLIALDEN Petroquímica, nos dois tipos: UTEC 3540, peso molecular viscosimétrico 3,5 $10^6$ gramas/mol e UTEC 2540, peso molecular viscosimétrico 2,5 $10^6$ gramas/mol.

Os pinos usinados a partir das placas tinham 10 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento. Para o encaixe dos mesmos com a placa – suporte da célula de ensaio foram utilizados os adaptadores já descritos.

Para os pinos feitos a partir de resina UTEC 3540 foram estabelecidas três condições de velocidades e três condições de pressão de contato, resultando em nove diferentes condições PV de ensaios, mostradas na tabela 3.2.

**Tabela 7.1**– Condições de ensaio de desgaste para os pinos usinados a partir de chapa comercial

| Velocidades em metros/min. | 10 | 20 | 30 |
|---|---|---|---|
| Pressões de contato em $Kgf/cm^2$ | 24 | 40 | 55 |
| Condições PV resultantes: 240, 400, 480, 550, 720, 800, 1100, 1200 e 1650 | | | |

Para os pinos feitos a partir de resina UTEC 2540 foram realizados ensaios apenas com a pressão de contato de 55 $Kgf/cm^2$ (5,5 MPa) e nas mesmas três velocidades usadas para a resina 3540.

As condições selecionadas de velocidades se apresentam em valores superiores às médias encontradas em próteses articulares de quadril, entretanto sua escolha se justifica no fato de que a idéia para os ensaios é a simulação em algumas horas de processos de desgaste que normalmente duram alguns anos. As velocidades foram escolhidas baseadas em valores médios indicados na literatura para a realização destes tipos de simulação[53,79,89,91,93,97,101 - 102].

As pressões de contato foram adotadas dentro do intervalo de valores possíveis para uma prótese articular de quadril. Neste caso os valores podem flutuar em função de características tais como o peso do paciente e tipo de movimento realizado. Subir escadas, por exemplo, pode resultar em esforços na articulação em valores de até quatro vezes o peso próprio do indivíduo[60].

A distância total de deslizamento percorrida em cada ensaio foi de 60.000 metros, o que representa um número total de ciclos de 212.207. A duração dos ensaios variou entre 33,3 e 100 horas. Como foram realizados dois ensaios para cada uma das doze condições, mais um terceiro ensaio para as três condições PV mais elevadas com a resina UTEC 3540, o tempo total de ensaio para este estágio do trabalho foi de aproximadamente 1600 horas.

### 7.2.3 - Condições de ensaio para os moldados a partir da variação do processamento

Os ensaios com os pinos moldados nas diferentes condições de processamento foram realizados com o objetivo de comparar o desempenho ao desgaste em função das mudanças quanto aos parâmetros do processo e a granulometria do material. Desta forma, todos os ensaios foram realizados nas mesmas condições tribológicas.

Os pinos moldados tinham 15 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento. Os ensaios foram feitos com pressão de contato de 40 Kgf/cm$^2$ (4 MPa), o que significava a utilização de 12,48 Kg de peso – morto (vide equação 3.1). A velocidade de escorregamento adotada foi de 20 metros por minuto. A distância total percorrida para cada ensaio foi de 27.600 metros, correspondendo a 97.616 ciclos, durando 23 horas cada ensaio. O total de ensaios realizados nesta etapa foi de 22, totalizando 506 horas.

# Capítulo 8

## Resultados - Processamento

O estudo do comportamento do Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular, durante seu processamento, foi realizado quanto ao deslocamento do punção na compactação do pó e sua relação com à energia gasta no adensamento das partículas. A base para análise foram agramas que relacionam as forças aplicadas contra o deslocamento conseqüente. A partir dos gráficos de cada processamento, foram obtidos os deslocamentos totais e calculada a integral que fornece a área sob a curva obtida, indicando o trabalho ou a quantidade de energia gasta para a compactação.

As condições de processamento foram divididas em três tipos e estes subdivididos em patamares. Na tabela 8.1 estão os valores da energia ou trabalho de compactação, em Joules, e dos deslocamentos, em milímetros, para cada uma das diferentes condições de processamento:

**Tabela 8.1** – Variação das energias de compactação e dos deslocamentos para cada processamento.

| Condição de processamento | Energia de compactação em Joules | Deslocamento total (mm) |
|---|---|---|
| 100FQ | 81,55 | 23,32 |
| 200FQ | 182,36 | 24,03 |
| 300FQ | 288,07 | 24,41 |
| 400FQ | 413,10 | 26,00 |
| 300FNQ | 210,19 | 23,00 |
| 600FNQ | 362,83 | 21,95 |
| 1000FNQ | 527,11 | 23,82 |
| Granulometria Fina | 196,29 | 23,95 |
| Granulometria Média | 198,66 | 26,84 |
| Granulometria Grossa | 216,94 | 32,21 |

## 8.1 - Discussão dos resultados do processamento

As figuras de 8.1 a 8.4 mostram os gráficos dos ciclos completos para o processamento na condição FQ.

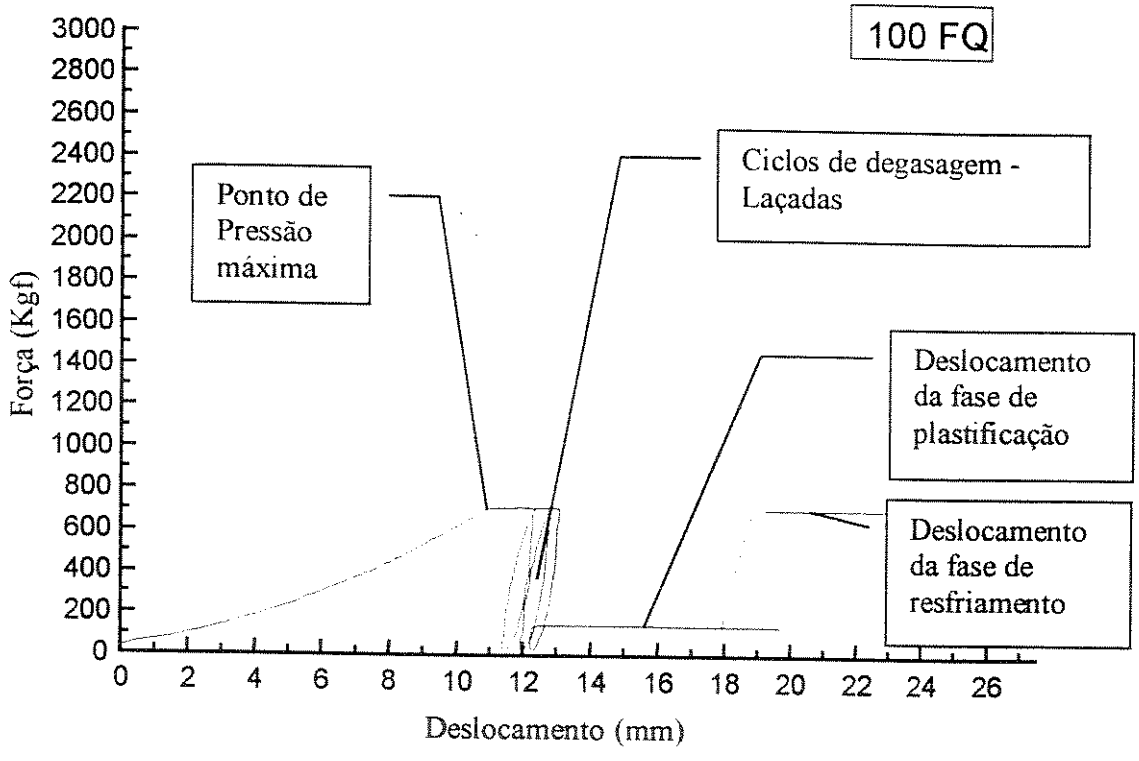



**Figura 8.1** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 100 Kgf/cm$^2$ (10 MPa) na compactação inicial e no resfriamento

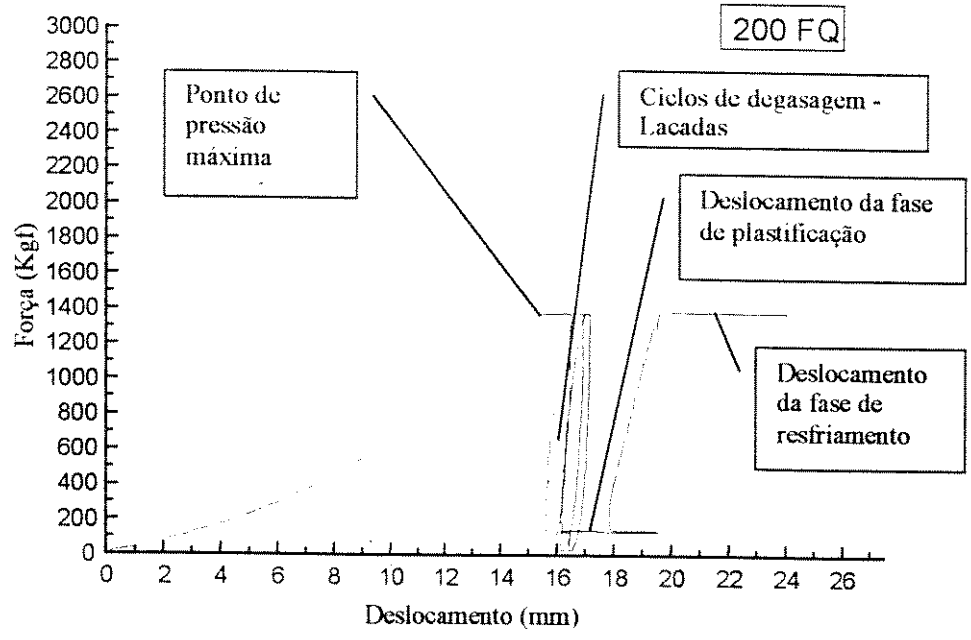



**Figura 8.2** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 200 Kgf/cm$^2$ na compactação inicial e no resfriamento

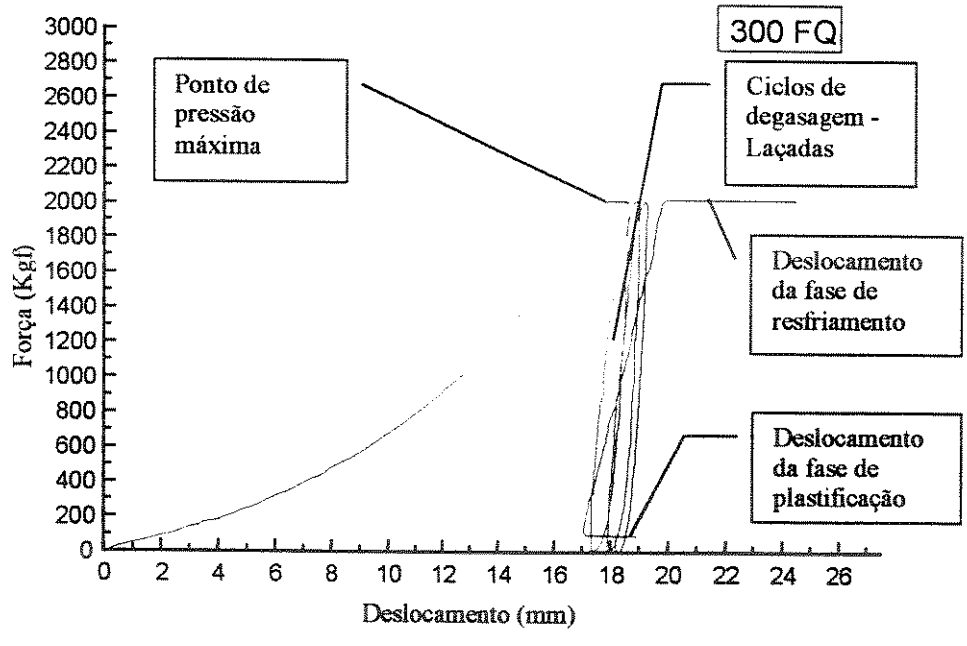



**Figura 8.3** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 300 Kgf/cm$^2$ na compactação inicial e no resfriamento

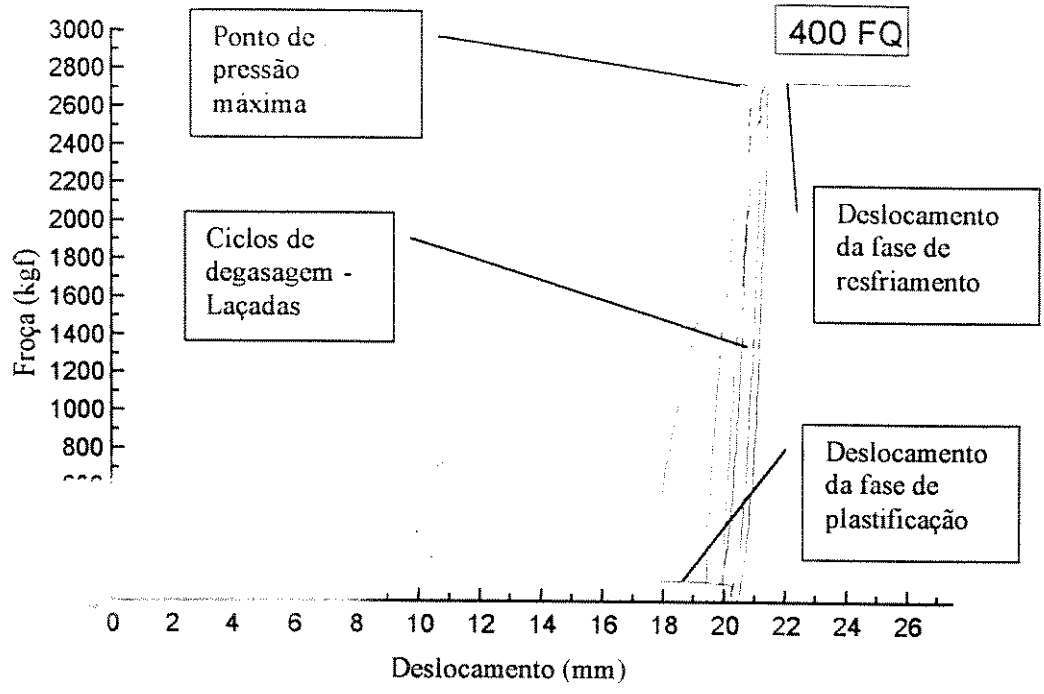



**Figura 8.4** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 400 Kgf/cm$^2$ na compactação inicial e no resfriamento

O ciclo total de processamento é dividido em três fases: compressão/degaseificação, plastificação e resfriamento sob pressão. Analisando as três fases comparativamente entre os patamares de pressão para o processo tipo FQ tem – se:

1. *Fase de compressão/degaseificação* – ocorre o adensamento inicial do pó que está sendo compactado com a força de compactação aumentando sob uma taxa fixa de 20 Kgf (2 MPa) por segundo. A partir do ponto de pressão máxima, a força de compactação permanece constante por trinta segundos, entretanto continua ocorrendo deslocamento devido à acomodação das partículas. Os ciclos de carregamento e descarregamento subsequentes, para degasagem, aparecem como laçadas nos gráficos e são conseqüência da recuperação elástica das partículas. Pode – se notar, para qualquer das quatro condições FQ, que o deslocamento durante a manutenção de pressão máxima vai se tornando menor a cada laçada. É notável, também, que os deslocamentos sob manutenção de pressão máxima foram menores quanto maiores os patamares de pressões utilizadas.

2. *Fase de plastificação* – O deslocamento durante esta fase mostrou - se bastante diferente entre os quatro patamares. Para a condição 100FQ ocorreu um grande deslocamento de compactação (em torno de 8 mm) até um ponto limite. A partir de então, teve início a expansão do polímero, que no gráfico aparece como uma contração. Os deslocamentos da fase de plastificação foram tanto menores quanto maiores as pressões de compactação a frio utilizadas. O limite foi alcançado na condição 400FQ, na qual não ocorreu deslocamento de compactação, ocorrendo apenas a expansão do polímero. Isto significa que o adensamento atingido foi tal que, quando aquecidas as partículas não havia mais espaço entre elas para dilatação, resultando na expansão da massa por completo. A partir disto é possível, ainda, deduzir que a pressão de 20 Kgf/cm$^2$ (2 MPa), utilizada nesta etapa do processo, não é suficiente para equilibrar as tensões desenvolvidas pela dilatação do material.

3. *Fase de resfriamento sob pressão* – O comportamento foi semelhante para os quatro patamares de pressão. A força de compactação subia a taxa de 5 Kgf (0,5 MPa) por segundo e quando atingia seu valor máximo era mantida até que a temperatura das matrizes caísse para valores próximos de 80 °C. Os deslocamentos são reflexos da mudança de estado do polímero, ocorrendo o processo de cristalização (passando a existir uma estrutura semi – cristalina), resultando no aumento da densidade. Por isto mesmo, foram praticamente iguais, independentemente das pressões de compactação utilizadas.

Apesar das variações dos deslocamentos entre as diferentes condições, em algumas etapas do processamento, os deslocamentos totais para os quatro patamares de pressão, entretanto, não apresentaram variações acentuadas, apesar das pressões variarem em até quatro vezes o valor inicial. A figura 8.5 mostra a variação dos descolamentos para cada patamar de pressão usado na condição FQ.

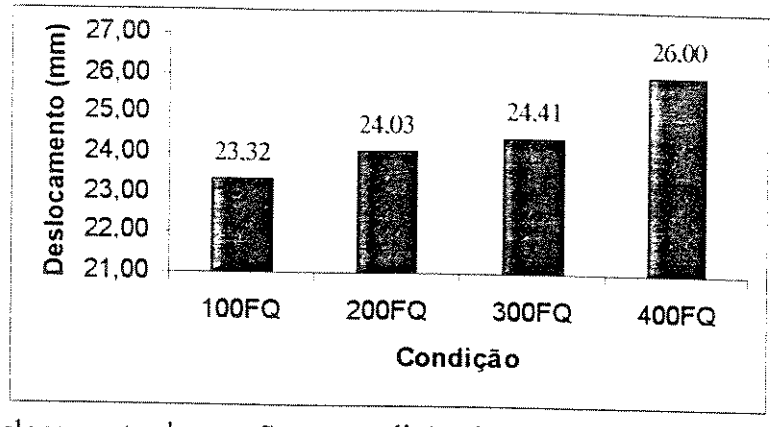



**Figura 8.5** – Deslocamento de punção na condição de processamento com pressões iguais a frio e no resfriamento

Pode – se notar que a maior variação de deslocamento ocorreu entre as condições de pressão 300 e 400 kgf/cm$^2$ (30 e 40 MPa), ainda assim pode – se dizer que a variação dos deslocamentos comportou – se muito próximo do linear.

A figura 8.6 mostra as energias de compactação gastas no processamento para a ...ção tipo FQ. Considerando que o trabalho de compactação é o produto da força de compactação pelo deslocamento, o crescimento linear da energia gasta era esperado.

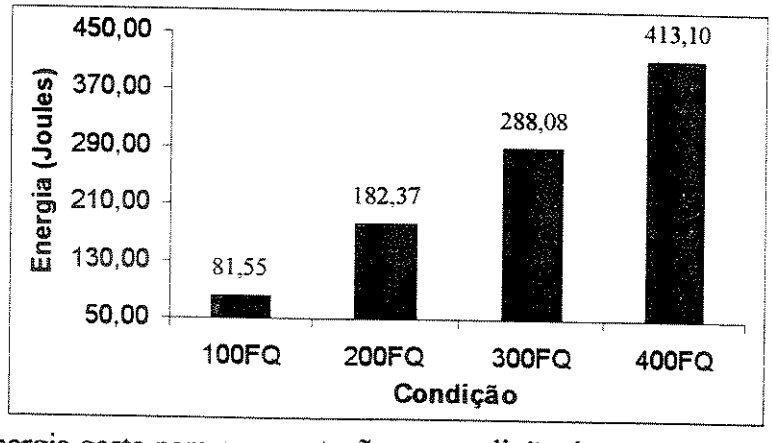



**Figura 8.6** – Energia gasta para compactação na condição de processamento com pressões iguais a frio e no resfriamento – condição FQ

Dentro do intervalo de pressões utilizadas no processamento tipo FQ, a variação dos deslocamentos e das energias gastas mostrou um comportamento linear. A análise dos diagramas "força contra deslocamento" mostrou que existem diferenças importantes em etapas do processo, em função das diferentes pressões utilizadas.

Os ciclos completos do processamento na condição FNQ são apresentados para os três patamares de pressão de compactação nas figuras de 8.7 a 8.9, abaixo.

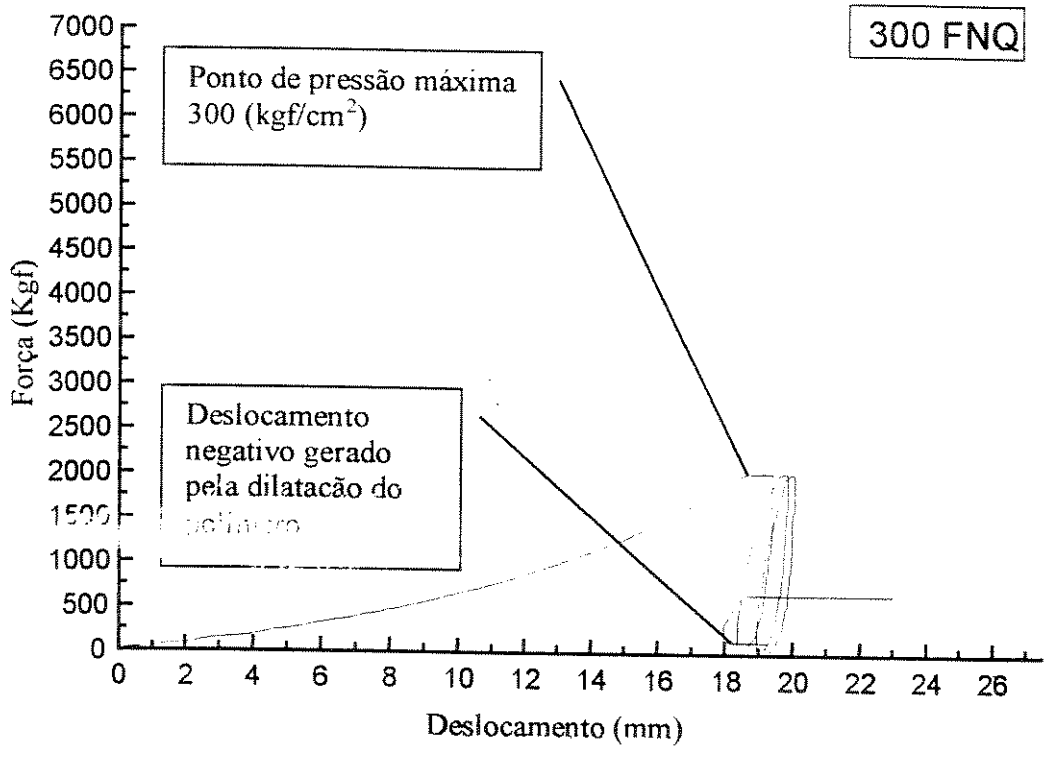



**Figura 8.7** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 300 Kgf/cm$^2$ (30 MPa) na compactação inicial e 100 Kgf/cm$^2$ (10 MPa) no resfriamento

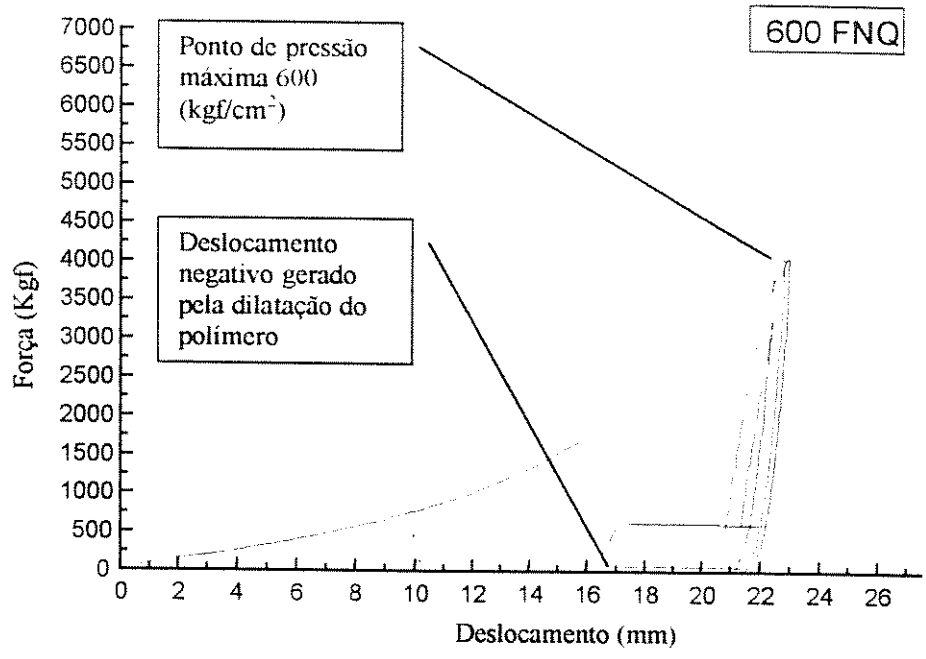



**Figura 8.8** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 600 Kgf/cm$^2$ (60 MPa) na compactação inicial e 100 Kgf/cm$^2$ (10 MPa) no resfriamento

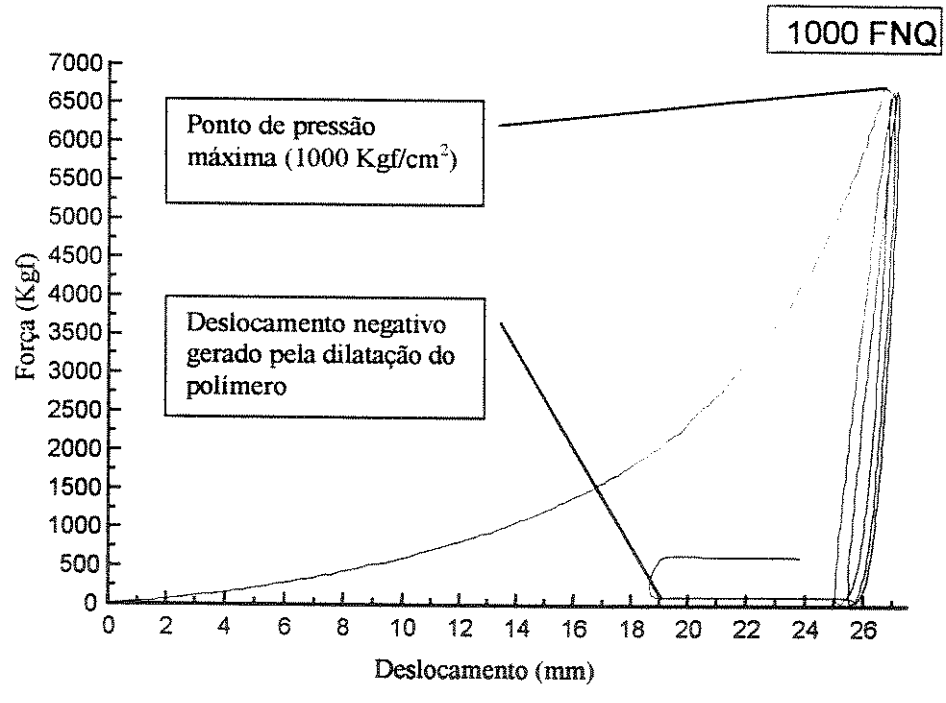



**Figura 8.9** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 1000 Kgf/cm$^2$ (100 MPa) na compactação inicial e 100 Kgf/cm$^2$ (10 MPa) no resfriamento

A análise das três fases para o processo tipo FNQ fornece:

1. *Fase de compressão/degaseificação* – O comportamento é semelhante ao apresentado nas condições FQ, ou seja: os deslocamentos a partir dos pontos de pressão máxima vão diminuindo com os ciclos de degasagem e são tanto menores quanto maiores são as pressões utilizadas por processo, até praticamente não ocorrer mais nenhum deslocamento na condição 1000 FNQ.

2. *Fase de plastificação* - Os deslocamentos negativos durante a fase de plastificação vão tornando – se maiores com o aumento das pressões de compactação. Isto, novamente, se explica pelo adensamento crescente e a conseqüente falta de espaço entre partículas para a dilatação das mesmas. De fato, a compactação das partículas de morfologia semelhante às de UTEC 3540, a partir de 300 Kgf/cm$^2$ (30 MPa) situam – se próximo de seu máximo, segundo Halldin [18], em estudo de compactação de diferentes marcas de PEUAPM com diferentes tamanhos médios de grãos e morfologia.

3. *Fase de resfriamento sob pressão* – Foi realizada sob pressão de 100 Kgf/cm$^2$ (10 MPa) e o deslocamento de punção, gerado pela solidificação do material, ocorreu em proporção semelhante às encontradas nas condição FQ. Entretanto, devido à elevada compactação obtida nas pressões de 600 e 1000 Kgf/cm$^2$ (60 e 100 MPa), o tamanho final dos moldados ainda foi maior depois de solidificado que o pó compactado. A pressão de 20 Kgf/cm$^2$ (2 MPa) utilizada na fase de plastificação se mostrou insuficiente para impedir a dilatação do polímero para os três casos. Com o crescimento da força de compactação, sob taxa de 5 Kgf/cm$^2$ (0,5 MPa), a força de compactação atinge um ponto no qual o material começa a ceder e ocorre o deslocamento positivo.

Os deslocamentos totais do punção para as três condições de processamento tipo FNQ são apresentados na figura 8.10.

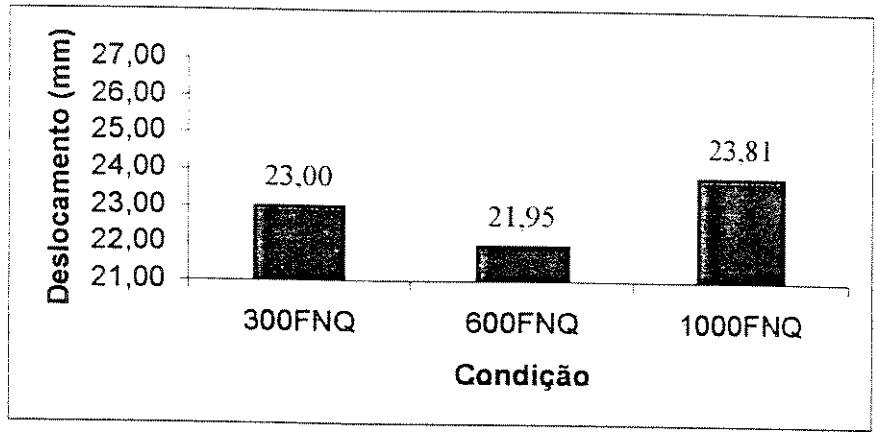



**Figura 8.10** – Deslocamento de punção na condição de processamento com pressões a frio variando e no resfriamento igual a 100 Kgf/cm$^2$

Novamente não ocorreram variações acentuadas dos deslocamentos totais, apesar das pressões variarem entre 300 e 1000 Kgf/cm$^2$ (30 a 100 MPa). As energias gastas para compactação ao longo do ciclo completo de processamento, também se apresentaram com variação linear e proporcional às pressões utilizadas e podem ser vistas na figura 8.11.

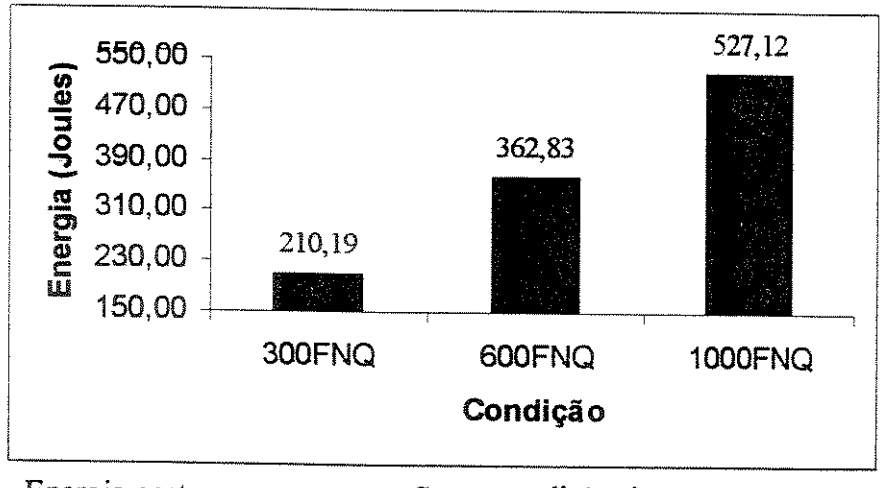



**Figura 8.11** – Energia gasta para compactação na condição de processamento com pressões a frio variando e no resfriamento igual a 100 Kgf/cm$^2$

A observação do gráfico relativo ao deslocamento mostra que para a condição 600 FNQ o total deslocado foi até menor que o obtido para o patamar de pressão inferior (300 FQ). Entretanto como as diferença são pequenas, a variação da pressão de 300 para 600 Kgf/em$^2$ (30 a 60 MPa) foi mais do que suficiente para compensar esta diferença.

O processamento para os pós com variação dos intervalos dos tamanhos de partícula foi realizado na condição 200FQ ou seja, a pressão de compactação a frio, degasagem e a pressão de resfriamento são de 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) e a plastificação realizada sob pressão de 20 Kgf/cm$^2$ (2 MPa). Os ciclos completos para os três tamanhos de grão são apresentados nas figuras 8.12 a 8.14.

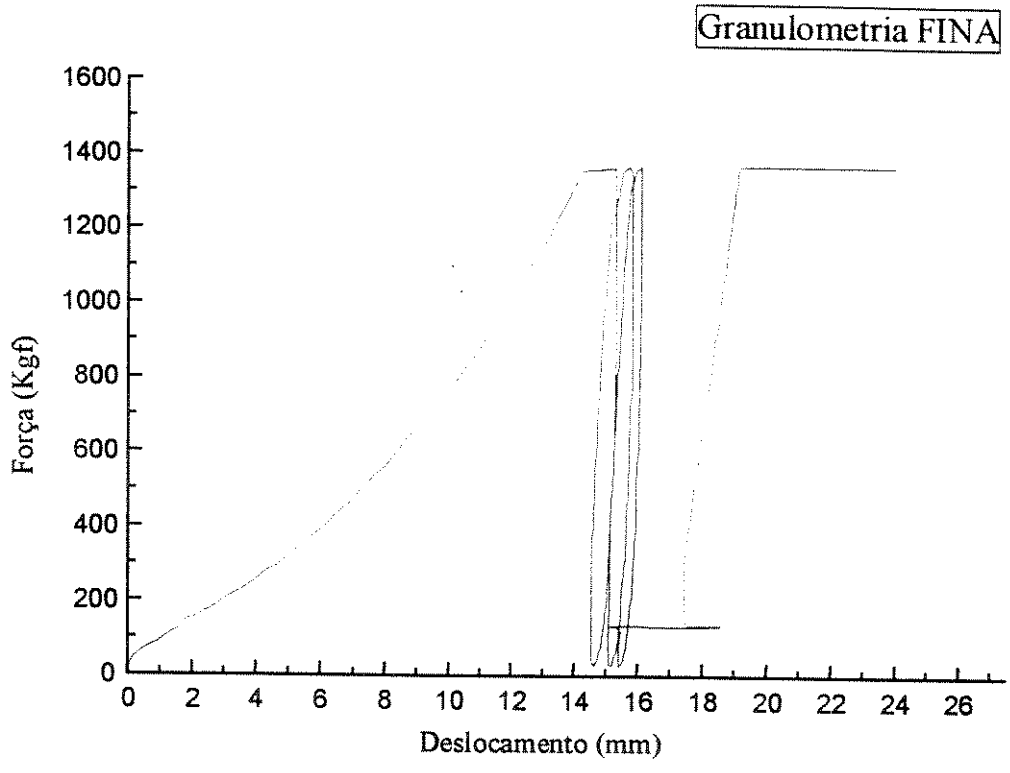



**Figura 8.12** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) na compactação inicial e 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) no resfriamento para pó com granulometria de 0,045 μm

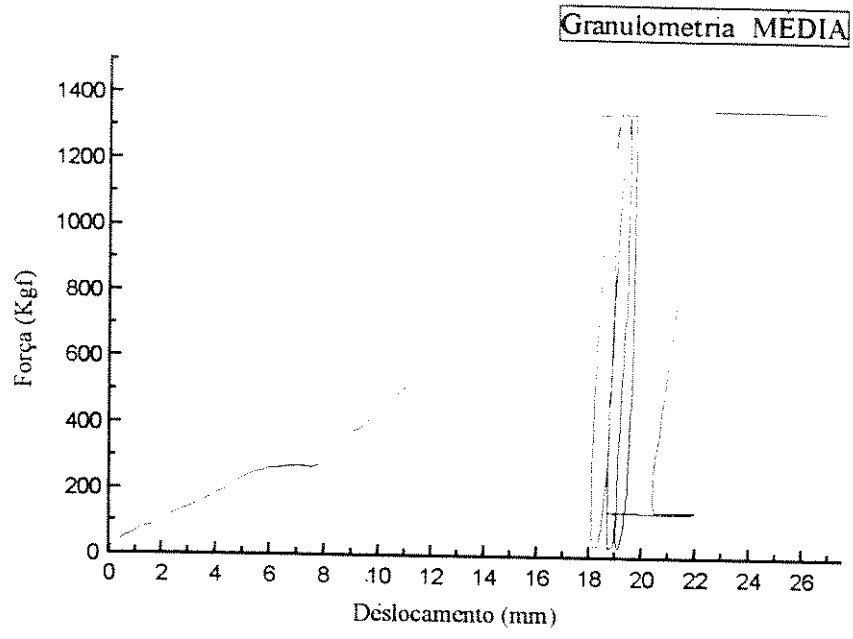



**Figura 8.13** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) na compactação inicial e 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) no resfriamento para pó com granulometria de 0,125 μm

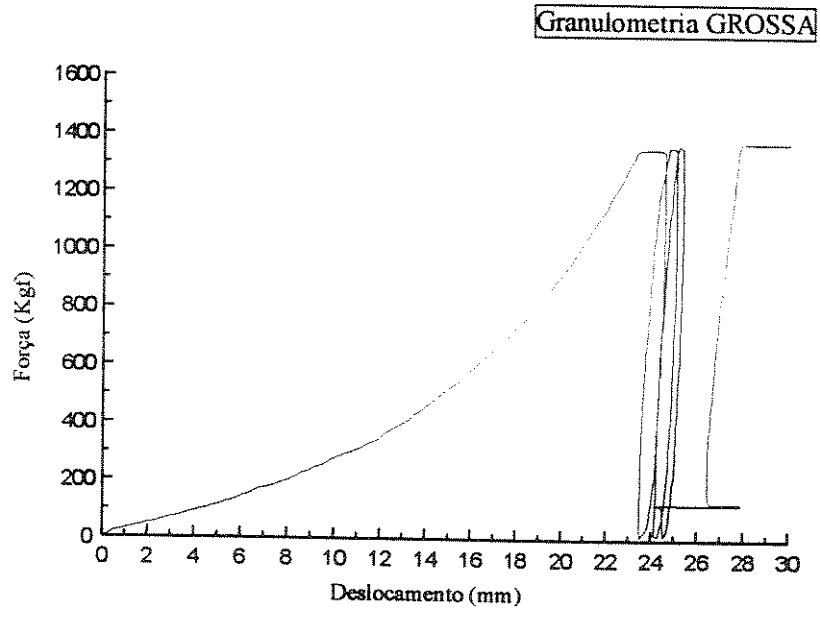



**Figura 8.14** – Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) na compactação inicial e 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) no resfriamento para pó com granulometria de 0,5 μm

O aspecto geral dos diagramas é semelhante ao obtido para o patamar de pressão 200 Kgf/cm$^2$ (20 MPa) da condição FQ com o pó convencional (200FQ), a exceção de uma

pequena flutuação no carregamento inicial para a granulometria média, provavelmente causada por uma falha no enchimento de algum dos moldes.

Para o processamento feito a partir da resina GUR 413 foi obtido a figura 8.15, que também apresenta aspecto semelhante à condição 200FQ para a resina UTEC 3540 convencional.

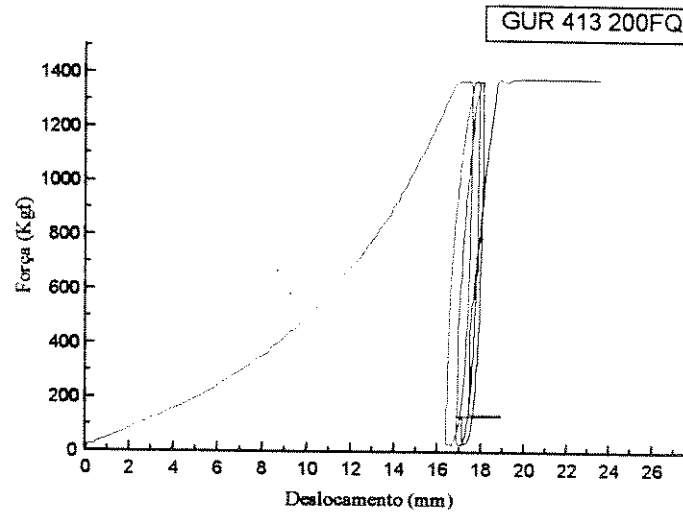



**Figura 8.15** - Diagrama Força X Deslocamento para o processamento na condição de pressão a 200 Kgf/cm$^2$ na compactação inicial e 200 Kgf/cm$^2$ no resfriamento para a resina GUR 413

A figura 8.16 mostra os deslocamentos obtidos nos processamentos dos três intervalos de granulometria de partículas, a resina GUR 413 e a resina UTEC 3540 no seu convencional. Todos moldados na condição 200FQ.

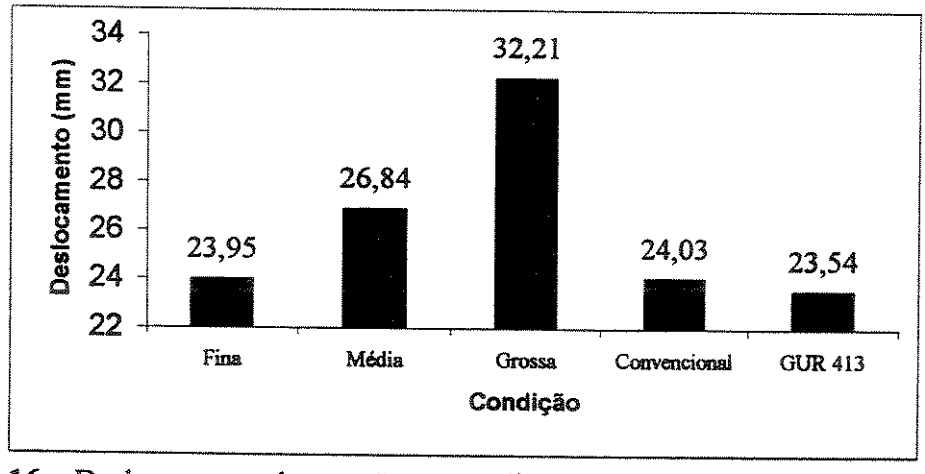



**Figura 8.16** – Deslocamento de punção na condição de processamento com variação dos intervalos granulométricos e com a resina GUR 413 comparando com o resultado obtido para o pó convencional na condição 200FQ

Comparando os resultados entre os pós com os três diferentes intervalos granulométricos percebe – se que ocorreu maior deslocamento com o aumento do tamanho de partícula, sendo o menor 23,95 mm para a Fina e culminando em 32,21 mm para a Grossa.

Quando comparado à condição 200FQ, obtida a partir do pó convencional, o deslocamento referente às partículas finas é o mais próximo, com uma diferença de apenas 0,8 mm. Em comparação à granulometria média, as diferenças, embora maiores, também não são grandes: 2,81 mm. Para o GUR 413 os resultados também foram bastante próximos do pó convencional, com uma diferença no deslocamento de 0,49 mm entre ambos. Não há dúvida que a predominância de partículas de granulometria grossa é o fator que mais influencia para o aumento do deslocamento de punção, ficando uma diferença com a condição 200FQ convencional em 8,18 mm.

As variações das energias gastas, ou dos trabalhos de compactação ao longo dos ciclos completos, podem ser visualizadas nas figura 8.17.

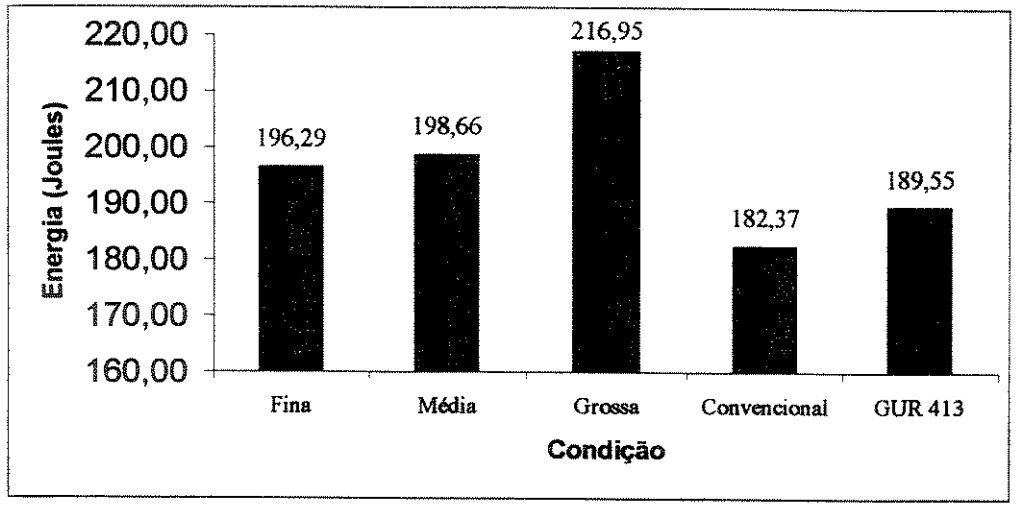



**Figura 8.17** – Comparação das energias gastas no processamento entre os pós de diferentes granulometrias, a resina GUR 413 e o pó convencional (UTEC 3540) a 200FQ

O crescimento quanto às energias gastas entre as três granulometrias foi semelhante ao comportamento para os deslocamentos. Entretanto, a comparação das energias gastas pelas granulometrias fina, média e a do GUR 413, que tiveram deslocamentos semelhantes ao pó convencional na condição 200FQ, mostra que houve menor gasto energético para o GUR 413, mas que mesmo assim gastou mais energia que o pó convencional em 200FQ.

A figura 8.18 mostra na curva de distribuição de tamanho de partículas, para a resina UTEC 3540, os intervalos de tamanhos de grão selecionados. A partir da análise da figura pode – se notar que foram selecionados intervalos nos extremos da curva e que as amostras ou eram de partículas muito finas ou muito grossas. A condição média consiste da distribuição convencional de tamanho de partículas menos os extremos.

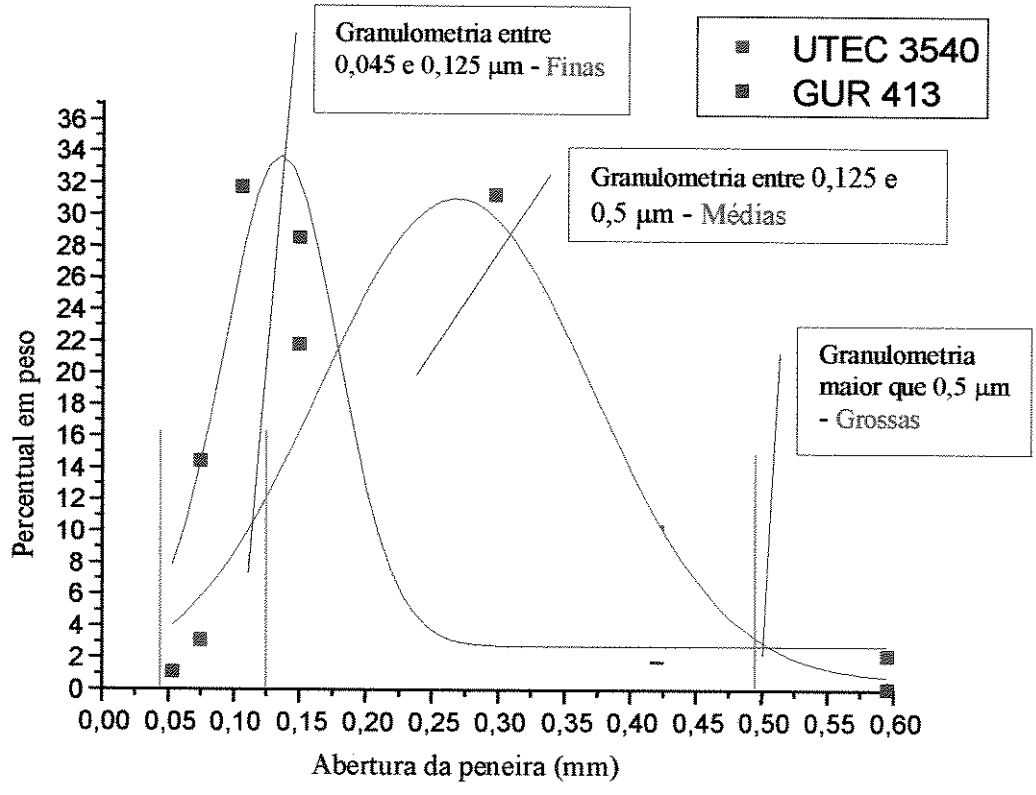



**Figura 8.18** – Curva de distribuição granulométrica do PEUAPM UTEC 3540 e GUR 413. Indicação dos pontos de corte de tamanhos de partículas, gerando três granulometrias: Finas, Médias e Grossas

Apesar do intervalo de tamanhos de grão na classificação de granulometria média ser bem maior que os de granulometria fina e grossa, é notável como a ausência de partículas de tamanhos extremos exerce papel importante na compactação do pó. A resina GUR apresenta uma distribuição do tamanho de partículas mais estreita e com tamanho médio menor que a do UTEC, porém consumiu mais energia para compactação que esse, mas menos que as granulometrias fina, média e, obviamente, a grossa.

A energia de compactação é composta por quatro parcelas principais: atrito entre as partículas, atrito entre as partículas e as paredes do molde, deformação elástica e deformação plástica das partículas. Além das quatro parcelas principais existe ainda uma parcela menor devido à diferença de densidade, gerada pela diminuição do grau de cristalinidade entre o polímero nascente, ou seja as partículas, e o material processado [4].

A distribuição granulométrica influencia a acomodação das partículas no processo de compactação e portanto relaciona – se, principalmente, com o atrito entre as mesmas. Quando o volume de pó é composto por partículas de granulometria grossa, diminui a possibilidade da acomodação de partículas menores nos interstícios entre as maiores; a densidade aparente é maior e para a formação do sólido após o processamento é necessário que ocorra grande deformação plástica das partículas, de modo a ocuparem os espaços vazios. O raciocínio é semelhante para o caso de predominância de partículas finas. Em resumo, o estreitamento da distribuição do tamanho de partícula gerou maior gasto energético para a compactação.

O pó convencional apresenta a curva de distribuição mais aberta e, portanto, existem partículas de tamanhos variados para ocupar os espaços intersticiais de volumes distintos. O GUR apresenta distribuição mais fechada, o que limita a possibilidade de ocorrência de partículas em espaços intersticiais e, por isso mesmo, demandou mais energia na compactação com deslocamento de punção semelhante ao do UTEC.

# Capítulo 9

# Resultados dos ensaio para a verificação do desgaste em função da condição PV

A partir da medida da perda de massa dos pinos desgastados e considerando o ganho devido à absorção de água pelo pino de controle, foram determinadas as variações reais de massa para cada um. Os fatores de desgaste foram determinados em função da definição já exposta neste trabalho. Para o cálculo do volume desgastado dividiu – se o valor da massa do desgaste pelo densidade do PEUAPM, que foi adotada como 0.93 $g/cm^3$ [73].

Cada ensaio forneceu três resultados. A partir da realização de dois ensaios foram obtidos seis resultados. As tabelas 9.1 a 9.2 mostram as perdas em peso por corpo de prova (CDP) feito de resina UTEC 3540, para as três pressões de contato em função de cada uma das velocidades de deslizamento.

**Tabela 9.1** - Perda em peso (gramas) por CDP para pressão de contato de 24 $Kgf/cm^2$ (2,4 MPa)

| Velocidade (m/min.) | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MEDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 0,0002 | 0,0002 | 0,0002 | 0,0001 | 0,0000 | 0,0001 | 0,00013 |
| 20 | 0,0002 | 0,0002 | 0,0004 | 0,0002 | 0,0001 | 0,0001 | 0,00020 |
| 30 | 0,0007 | 0,0007 | 0,0005 | 0,0001 | 0,0001 | 0,0002 | 0,00038 |

**Tabela 9.2**- Perda em peso (gramas) por CDP para pressão de contato de 40 Kgf/cm$^2$ (4 MPa)

| Velocidade (m/min.) | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 0,0005 | 0,0001 | 0,0001 | 0,0002 | 0,0005 | 0,0007 | 0,00035 |
| 20 | 0,0004 | 0,0004 | 0,0020 | 0,0002 | 0,0001 | 0,0002 | 0,00055 |
| 30 | 0,0002 | 0,0002 | 0,0004 | 0,0206 | 0,0171 | 0,0191 | 0,00960 |

**Tabela 9.3** - Perda em peso (gramas) por CDP para pressão de contato de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa)

| Velocidade (m/min.) | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 0,0005 | 0,0004 | 0,0006 | 0,0004 | 0,0003 | 0,0004 | 0,00043 |
| 20 | 0,0002 | 0,0004 | 0,0002 | 0,0148 | 0,0155 | 0,0150 | 0,00768 |
| 30 | 0,0002 | 0,0002 | 0,0005 | 0,0084 | 0,0088 | 0,0103 | 0,00474 |

Nas tabelas 9.4 a 9.6 são apresentados os fatores de desgaste (K) dos mesmos ensaios:

**Tabela 9.4** – Fatores de desgaste (mm$^3$/N m) por CDP para pressão de contato de 24 Kgf/cm$^2$ (2,4 MPa)

| Velocidade (m/min.) | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 1,89E-08 | 1,90E-08 | 1,91E-08 | 9,51E-09 | 0,00E+00 | 9,51E-09 | 1,27E-08 |
| 20 | 1,91E-08 | 1,91E-08 | 3,80E-08 | 1,92E-08 | 9,61E-09 | 9,61E-09 | 1,91E-08 |
| 30 | 6,66E-08 | 6,67E-08 | 4,74E-08 | 9,58E-09 | 9,55E-09 | 1,91E-08 | 3,65E-08 |

**Tabela 9.5** – Fatores de desgaste ($mm^3/N\ m$) por CDP para pressão de contato de 40 $Kgf/cm^2$ (4,0 MPa)

| Velocidade (m/min.) | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 2,86E-08 | 5,70E-09 | 5,70E-09 | 1,14E-08 | 2,85E-08 | 4,00E-08 | 2,00E-08 |
| 20 | 2,29E-08 | 2,29E-08 | 1,14E-07 | 1,14E-08 | 5,71E-09 | 1,14E-08 | 3,14E-08 |
| 30 | 1,15E-08 | 1,15E-08 | 2,29E-08 | 1,18E-06 | 9,75E-07 | 1,09E-06 | 5,48E-07 |

**Tabela 9.6** – Fatores de desgaste ($mm^3/N\ m$) por CDP para pressão de contato de 55 $Kgf/cm^2$ (5,5MPa)

| Velocidade (m/min.) | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 2,07E-08 | 1,67E-08 | 2,48E-08 | 1,66E-08 | 1,24E-08 | 1,66E-08 | 1,80E-08 |
| 20 | 8,28E-09 | 1,67E-08 | 8,39E-09 | 6,14E-07 | 6,43E-07 | 6,22E-07 | 3,19E-07 |
| 30 | 8,33E-09 | 8,32E-09 | 2,08E-08 | 3,49E-07 | 3,65E-07 | 4,27E-07 | 1,96E-07 |

Nas condições PV entre 240 e 800 $Kgf/cm^2$ x m/min. os resultados apresentam pouca dispersão entre os dois experimentos realizados, entretanto nas condições de pressão de contato de 40 $Kgf/cm^2$ (4,0 MPa) com velocidade 30 m/min. e 55 $Kgf/cm^2$ (5,5 MPa) com velocidades de 20 m/min. e 30 m/min. (condições PV 1100, 1200 e 1550 $Kgf/cm^2$ x m/min., respectivamente) ocorreram variações acentuadas entre os resultados do primeiro e segundo ensaios. Para maior confiabilidade foi realizado um terceiro ensaio para estas condições e os resultados, quanto a perda em peso e fatores de desgaste, para os três casos são apresentados nas tabelas 9.7 e 9.8.

**Tabela 9.7** – Perda em peso para as condições PV mais elevadas

| Condição do Ensaio | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso TERCEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso TERCEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso TERCEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 55 Kgf/cm2 x 20 m/min. | 0,0002 | 0,0004 | 0,0002 | 0,0148 | 0,0155 | 0,0150 | 0,0004 | 0,0004 | 0,0004 | 0,0053 |
| 40 Kgf/cm2 x 30 m/min. | 0,0002 | 0,0002 | 0,0004 | 0,0206 | 0,0171 | 0,0191 | 0,0048 | 0,0044 | 0,0044 | 0,0079 |
| 55 Kgf/cm2 x 30 m/min. | 0,0002 | 0,0002 | 0,0005 | 0,0084 | 0,0088 | 0,0103 | 0,0077 | 0,0085 | 0,0092 | 0,0060 |

**Tabela 9.8** - Fatores de desgaste ($mm^3$/N m) por CDP para as condições PV mais elevadas

| Condição do Ensaio | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) TERCEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) TERCEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) TERCEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 55 Kgf/cm2 x 20 m/min. | 8,28E-09 | 1,67E-08 | 8,39E-09 | 6,14E-07 | 6,43E-07 | 6,22E-07 | 1,66E-08 | 1,66E-08 | 1,66E-08 | 2,18E-07 |
| 40 Kgf/cm2 x 30 m/min. | 1,15E-08 | 1,15E-08 | 2,29E-08 | 1,18E-06 | 9,75E-07 | 1,09E-06 | 2,74E-07 | 2,51E-07 | 2,51E-07 | 4,51E-07 |
| 55 Kgf/cm2 x 30 m/min. | 8,33E-09 | 8,32E-09 | 2,08E-08 | 3,49E-07 | 3,65E-07 | 4,27E-07 | 3,19E-07 | 3,53E-07 | 3,81E-07 | 2,48E-07 |

Os pinos feitos a partir de chapas de resina UTEC 2540 foram ensaiados apenas com pressão de contato de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa) e nas mesmas velocidades usadas para a resina UTEC 3540. As tabelas 9.9 e 9.10 mostram os resultados quanto ao desgaste medido pela perda em peso e os respectivos fatores de desgaste (K) para as três condições.

**Tabela 9.9** – Perda em peso (gramas) por CDP em UTEC 2540 para pressão de contato de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa)

| Velocidade (m/min.) | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 0,0049 | 0,0044 | 0,0054 | 0,0067 | 0,0068 | 0,0078 | 0,00600 |
| 20 | 0,0027 | 0,0023 | 0,0031 | 0,0100 | 0,0099 | 0,0105 | 0,00642 |
| 30 | 0,0015 | 0,0017 | 0,0018 | 0,0006 | 0,0005 | 0,0005 | 0,00110 |

**Tabela 9.10** – Fatores de desgaste (mm$^3$/N m) por CDP em UTEC 2540 para pressão de contato de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa)

| Velocidade (m/min.) | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MÉDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 10 | 2,03E-07 | 1,83E-07 | 2,24E-07 | 2,78E-07 | 2,82E-07 | 3,24E-07 | 2,49E-07 |
| 20 | 1,12E-07 | 9,55E-08 | 1,29E-07 | 4,15E-07 | 4,11E-07 | 4,36E-07 | 2,66E-07 |
| 30 | 6,23E-08 | 7,06E-08 | 7,47E-08 | 2,47E-08 | 2,06E-08 | 2,04E-08 | 4,55E-08 |

# Capítulo 10

# Discussão dos resultados dos ensaios para a verificação do desgaste em função da condição PV

## 10.1 - Desgaste versus PV

O comportamento dos fatores de desgaste para a resina UTEC 3540 no intervalo de PV entre 240 e 800 mostrou um crescimento proporcional ao aumento do produto PV. A figura 10.1 mostra os fatores de desgaste para cada um dos pinos em cada ensaio realizado. O desgaste médio está representado pela linha vermelha e a reta obtida por regressão linear está representada em azul. As tabelas com os resultados obtidos da regressão linear e análise de variância (ANOVA) são apresentadas no apêndice A1.

As barras de erro em cada um dos pontos denotam o intervalo de +/- um desvio padrão. Entre PV 240 e 800 existem ensaios nas três velocidades e nas três pressões previstas. A partir da observação do gráfico, na figura 10.1, pode – se notar que a dispersão dos resultados entre cada pino tende a aumentar com o crescimento do valor de PV. Na condição de PV 800 o intervalo de +/- um desvio padrão atinge o máximo, deste intervalo.

A figura 10.2 mostra o comportamento para todo o intervalo de condições PV estudado, ou seja de 240 a 1650. Novamente as barras de erro de cada ponto determinam um intervalo de +/- um desvio padrão e esse atingiu o máximo na condição 1200, diminuindo um pouco na condição 1650.

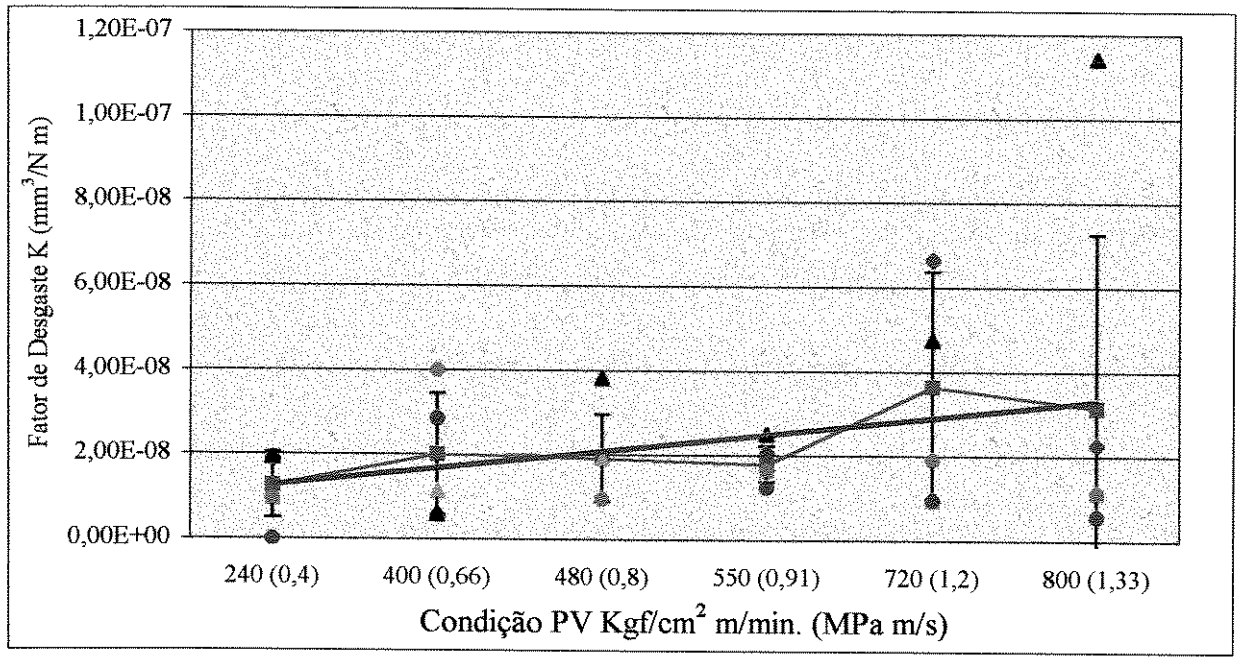



**Figura 10.1** - Fatores de desgaste (K) em função da condição PV - intervalo de 240 a 800 (0,4 a 1,33). Valores apresentados para cada pino, para média dos pinos e curva obtida por regressão linear.

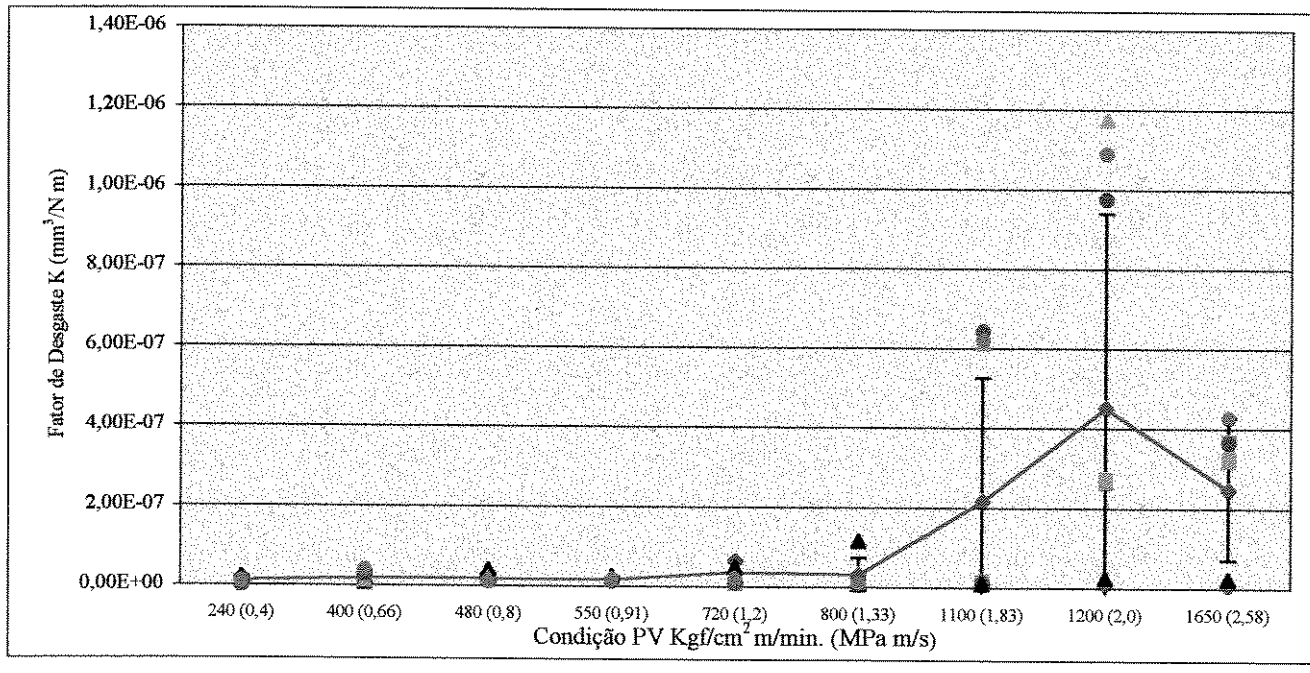



**Figura 10.2** - Fatores de desgaste (K) em função das nove condições PV – UTEC 3540

A análise do gráfico anterior mostra que ocorre uma sensível mudança quanto ao desgaste a partir da condição PV 800. Os fatores médios de desgaste cresceram linearmente

entre 800 e 1200, voltando a cair para um valor intermediário em 1550. A condição PV 1200 foi o ponto de máximo quanto ao "K" e ao desvio padrão.

Os valores de K cresceram entre PV 240 e 800 de forma aproximadamente linear, mas sob taxas menores quando comparadas às obtidas entre 800 e 1200. Os desvios padrões acompanharam o crescimento dos fatores de desgaste para cada condição. A figura 10.3 mostra graficamente as variações das médias dos fatores de desgaste e os respectivos intervalos de confiança para 95% em cada condição. As tabelas com os intervalos de confiança para cada condição estão no apêndice A2.

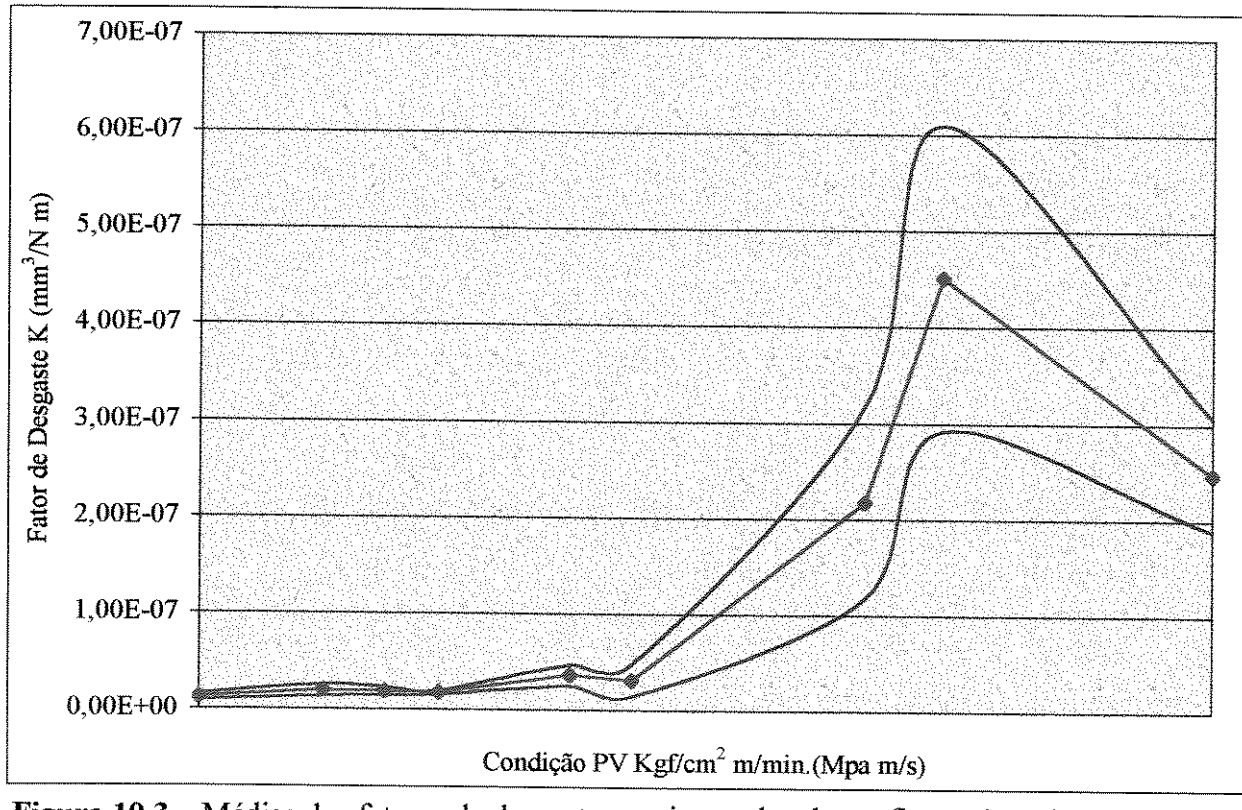



**Figura 10.3** – Médias dos fatores de desgaste e os intervalos de confiança de cada condição PV para UTEC 3540 Média em vermelho e os limite do intervalo de confiança em azul

A maior dispersão, quanto aos resultados obtidos nas três condições de PV mais elevadas, pode ser explicada pelo fato de que sob condições mais severas as possibilidades da ocorrência de um processo misto de desgaste são maiores e, portanto, as taxas de desgaste podem flutuar em função da eventual ocorrência de um novo mecanismo de desgaste e/ou em função do momento em que este passe a existir.

Quanto ao crescimento do desgaste para as condições PV maiores que 800, os resultados apresentam – se dentro de um comportamento teoricamente previsto por Clarke e Allen [103]. Segundo eles, o efeito das velocidades de deslizamento é particularmente importante, porque as respostas viscoelásticas dos polímeros mudam nas interfaces de deslizamento, devido à mudanças das propriedades do material em função das variações de temperatura. Homopolímeros como PEUAPM e POM exibem um comportamento dos fatores de desgaste, em relação à variação de velocidade de deslizamento, conforme a figura 10.4.

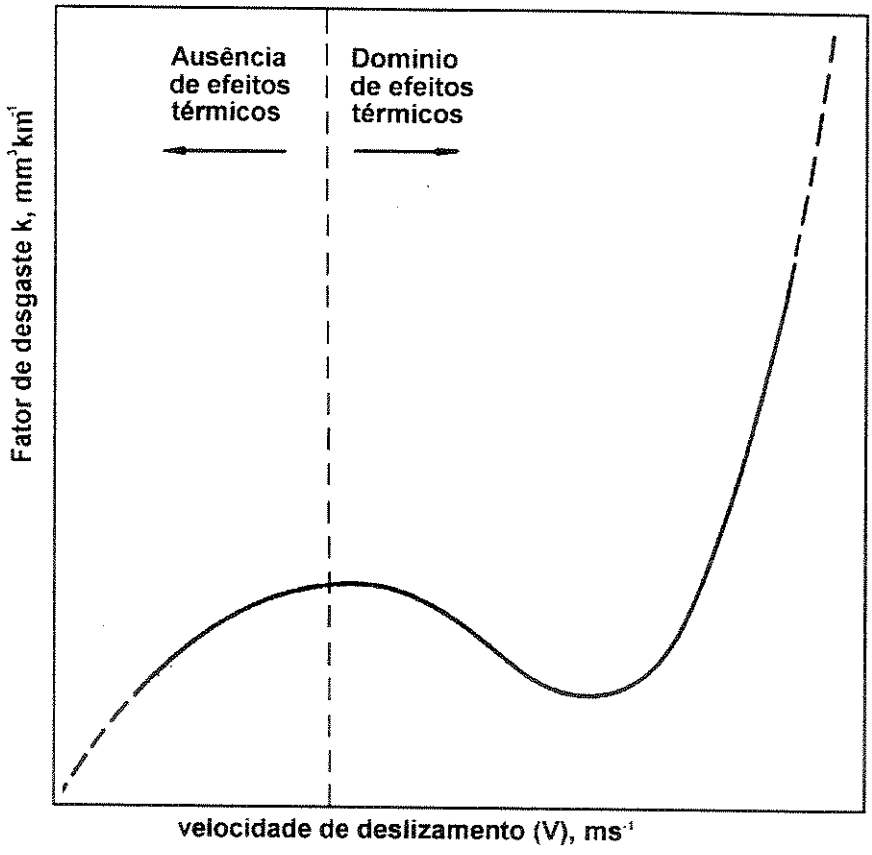



**Figura 10.4** - Fator de desgaste K versus Velocidade de deslizamento [103]

A partir dos resultados das nove diferentes condições PV ensaiadas com a resina UTEC 3540 é possivel propor uma curva a partir de um ajuste polinomial, obtido via aplicativo computacional matemático (ORIGIN 4.0). A figura 10.5 mostra o gráfico com o comportamento médio dos fatores de desgaste, já explicitado anteriormente, e a curva de tendência segundo um polinômio de sexto grau. A tabela com as variâncias, os desvios padrões e os resíduos do ajuste polinomial bem como o gráfico comparativo dos resíduas obtidos para ajustes de quarto até sexto grau estão no apêndice A2.

Analisando – se a curva, segundo o ajuste polinomial, pode – se notar que fica marcada a continuação da queda dos fatores de desgaste a partir da condição PV 1550. Segundo o modelo do comportamento proposto por Clarke e Allen [103], tal queda estaria relacionada às mudanças das propriedades mecânicas do polímero, que quando acentuadas, devido a um aumento da temperatura na interface de deslizamento, resultarão em um ponto de inflexão e o conseqüente aumento dos fatores de desgaste. Evidentemente, esta possível inflexão da curva exigiria, para sua comprovação, a realização de ensaios sob condições PV mais elevadas, o que não era o objetivo deste trabalho.

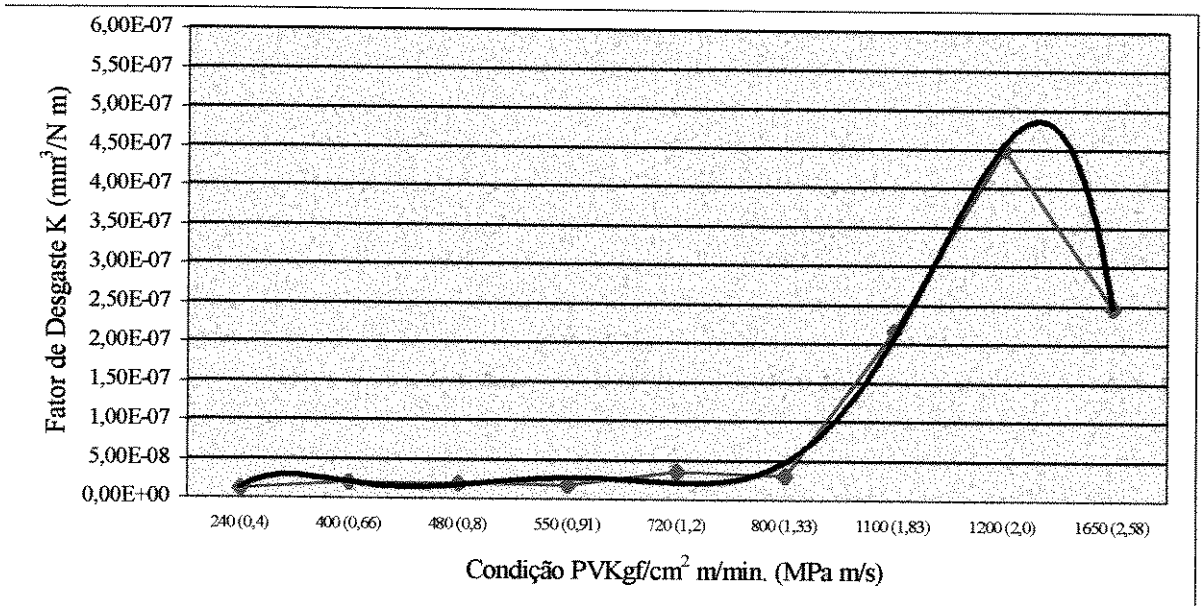



**Figura 10.5** - Média dos fatores de desgaste e curva de tendência polinomial

Os ensaios realizados com a resina UTEC 2540 apresentaram ligeiro aumento dos fatores de desgaste entre PV 550 e 1100 e queda entre 1100 e 1550, caracterizando um comportamento semelhante ao encontrado para a 3540. Os desvios padrões encontrados entre as três condições PV foram mais elevados em 1100 e menores em 1550, novamente o comportamento encontrado para a resina UTEC 2540 apresentou semelhança com a 3540. A figura 10.6 mostra graficamente os resultados obtidos. Na figura 10.7 são apresentados o comportamento das médias dos fatores de desgaste para as três condições de ensaio e os respectivos intervalos de confiança. A tabela com os intervalos de confiança para cada condição estão no apêndice A3.

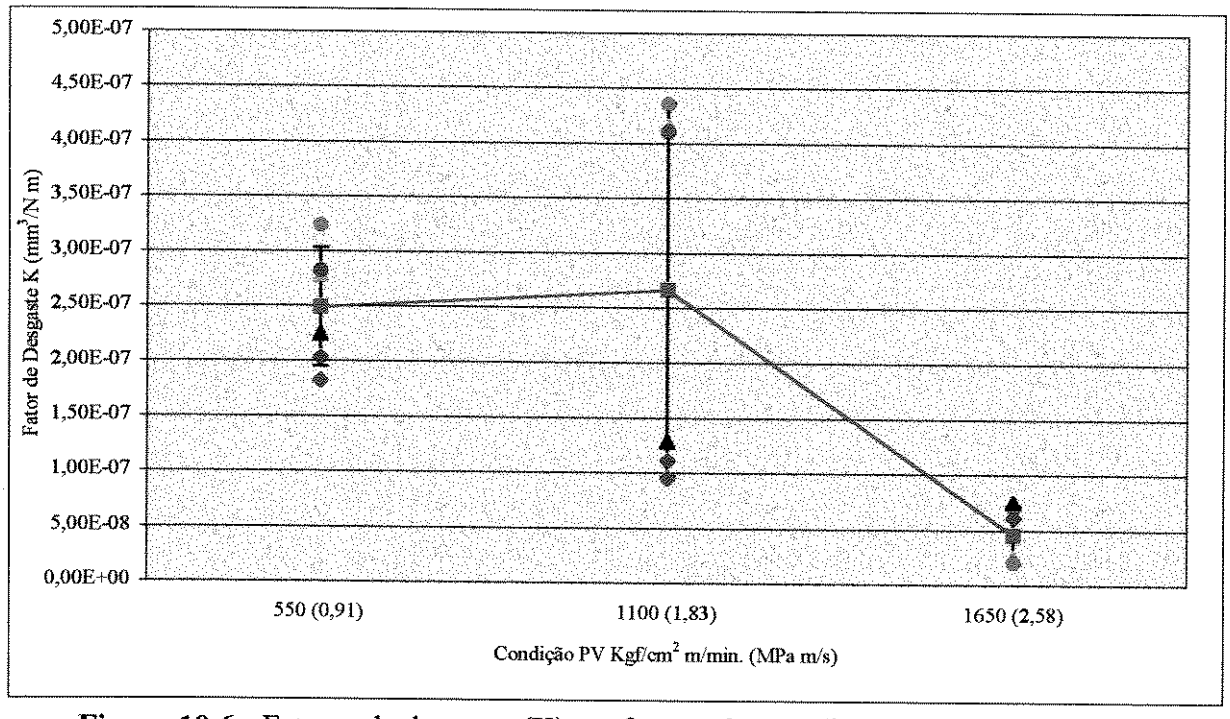



**Figura 10.6** - Fatores de desgaste (K) em função das condições PV – UTEC 2540

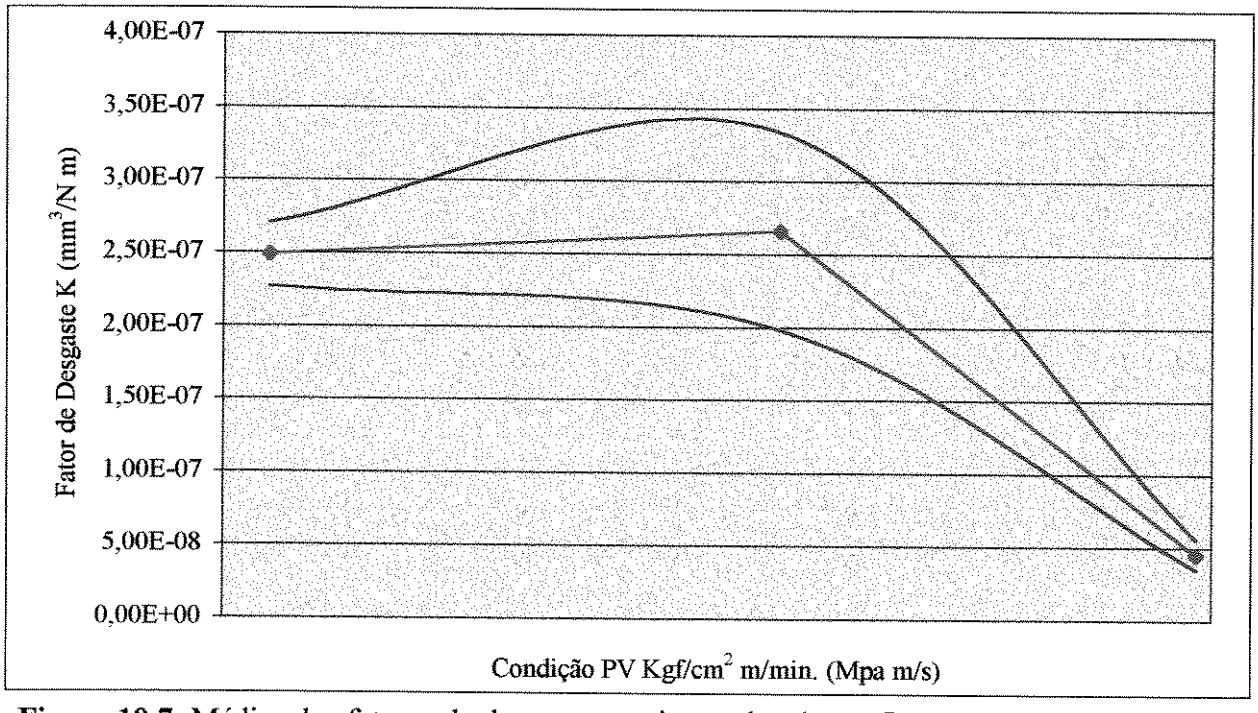



**Figura 10.7**- Médias dos fatores de desgaste e os intervalos de confiança de cada condição PV para UTEC 2540

A comparação quanto aos desempenhos ao desgaste, dentre as condições ensaiadas em comum entre os dois tipos de resinas (UTEC 3540 e 2540), pode ser visualizada na figura 10.8.

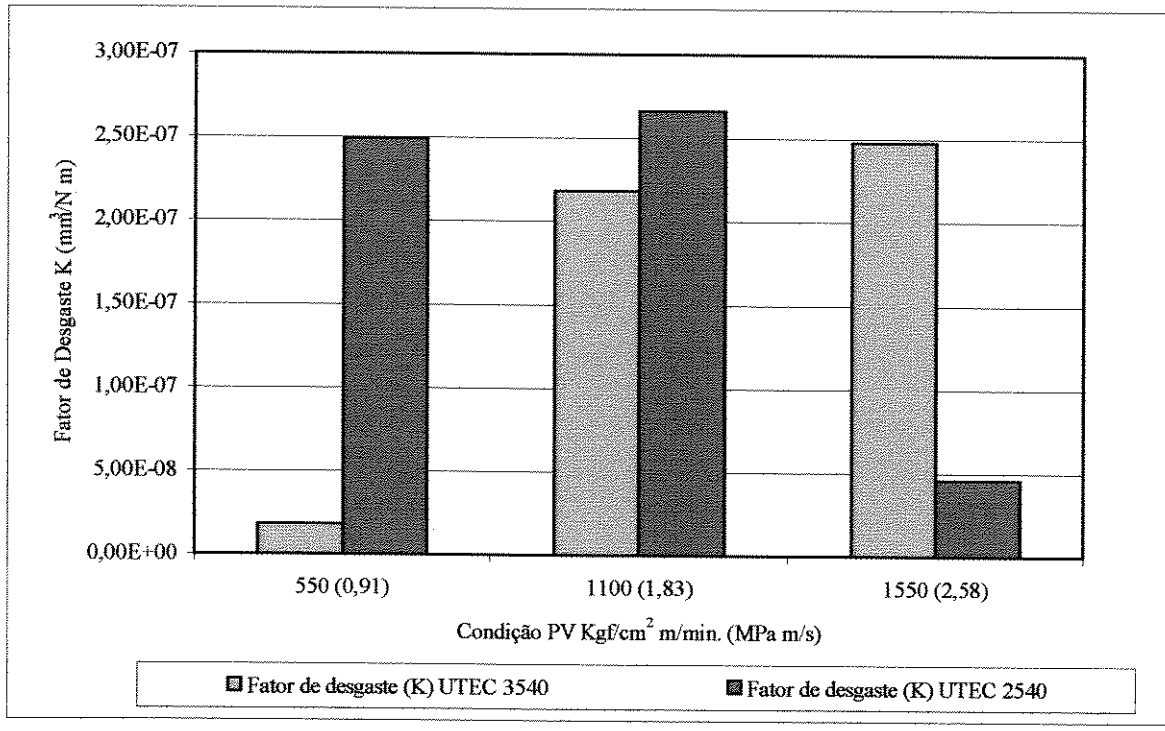



**Figura 10.8** – Comparação entre os fatores de desgaste para UTEC 3540 e 2540

Nas condições PV 550 e 1100 ocorreu maior desgaste do material com menor peso molecular ( 2540), o que está de acordo com o proposto na literatura [66], entretanto para o PV 1550 os resultados se invertem com um desgaste muito maior do polímero de maior peso molecular (3540).

Com maiores valores de PV são também esperados maiores perdas de material por desgaste, devido à fatores tais como o aumento do calor gerado na região de contato[41,93]. Nos experimentos realizados obteve – se como resposta um aumento do desgaste com o aumento do produto pressão – velocidade, porém não em todo o intervalo estudado. As quedas no desgaste entre PV 1200 e PV 1550 para UTEC 3540 ou entre PV 1100 e PV 1550 para UTEC 2540 podem ser resultado da maior formação de filme polimérico depositado na contra – superfície. A partir de taxas de desgaste maiores no início do teste, devido às maiores solicitações, fica facilitada a formação e deposição do filme no disco e esta colabora no processo de lubrificação e redução do atrito, podendo levar, como resultado final, à redução do desgaste total no ensaio completo.

A proposta da não deposição de filme do polímero na contra – superfície, quando o processo de fricção acorre em presença de água [94,95], foi discutida anteriormente. Para os ensaios realizados, tanto com os pinos de UTEC 3540 quanto com os de 2540, a micrografia obtida por MEV das superfícies dos discos sempre apresentaram um padrão semelhante ao da figura 10.10. Através de análise por micro – sonda foi detectado que as manchas brancas que aparecem na imagem são o próprio polímero. Não houve a deposição de filme contínuo, mas não resta dúvida de que acorre a deposição de fragmentos poliméricos na superfície do aço, mesmo na presença de água.

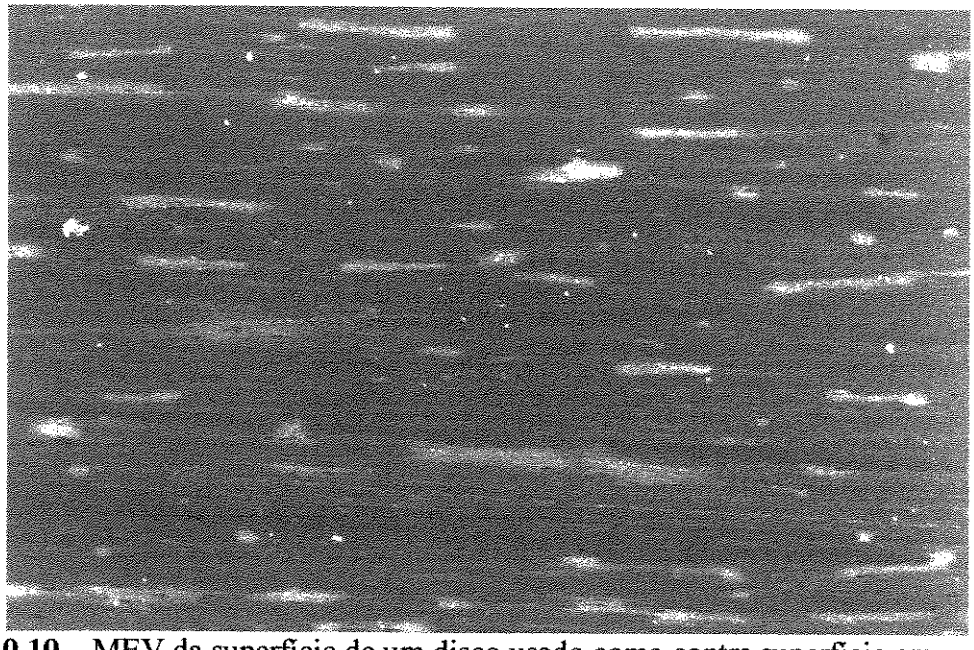


**Figura 10.10** – MEV da superfície de um disco usado como contra superfície em ensaio com pino de UTEC 3540 (200X).

## 10.2 - Verificação das relações "velocidades x desgaste" e "pressão x desgaste"

A análise do comportamento ao desgaste em função da variação das velocidades está baseada nos mesmos resultados das tabelas dos fatores de desgaste já expostas. Apesar da análise do desgaste contra a variação da condição PV já envolver todo o intervalo de variação de velocidades e pressões, a compreensão do comportamento do sistema tribológico quanto às variações de velocidades ou pressões independentemente é bastante importante, na medida em que podem demonstrar como cada variável influência no comportamento final do sistema.

A figura 10.11 mostra a variação dos fatores de desgaste para cada pressão de contato em função da variação das velocidades.

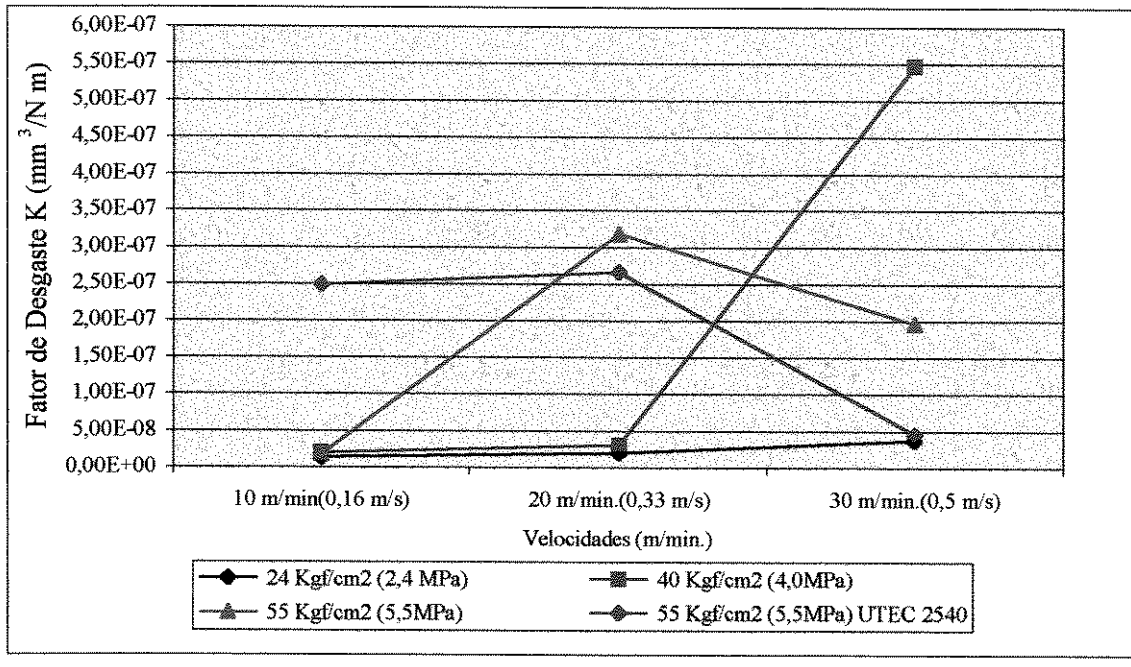



**Figura 10.11** – Fatores de desgaste de cada pressão de contato em função da variação das velocidades de deslizamento

Na pressão de contato de 24 Kgf/cm$^2$ (2,4 MPa) a variação da velocidade no intervalo de 10 a 30 m/min. resultou em pouca variação do desgaste. Para a pressão de 40 Kgf/cm$^2$ (4,0 MPa) a variação de velocidade entre 10 e 20 m/min. também resulta em pouca variação no desgaste, mas com o aumento da velocidade para 30 m/min. ocorre um forte aumento. Finalmente para a pressão de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa), o desgaste foi semelhante na velocidade de 10 m/min. aos outros patamares de pressão, mas apresentou forte variação com o aumento das velocidades, mostrando, inclusive, redução na velocidade de 30 em relação a 20 m/min.. A resina UTEC 2540 mostrou muito pouca variação entre as velocidade de 10 e 20 m/min. e redução no fator de desgaste entre 20 e 30 m/min..

O estudo do desgaste em função da variação de velocidade, nas três pressões de contato utilizadas, permitiu a visualização dos fracos efeitos da velocidade para a pressão de 24 Kgf/cm$^2$ (2,4 MPa), podendo – se esperar que para pressões de contato menores o comportamento deva ser semelhante, dentro de um intervalo de velocidades igual. Para as pressões de 40 e 55 Kgf/cm$^2$ (4,0 e 5,5 MPa) a variável velocidade influenciou mais fortemente, gerando mudança em ordem de grandeza nos fatores de desgaste. Para o UTEC

2540, mesmo considerando que a pressão foi de 55 kgf/cm$^2$ (5,5 MPa) a velocidade exerceu pouca influência dentro do intervalo 10 a 20 m/min. e, com seu aumento, no intervalo de 20 a 30 m/min., gerou queda no desgaste.

A figura 10.12 mostra a variação dos fatores de desgaste, para cada velocidade, em função da variação das pressões.

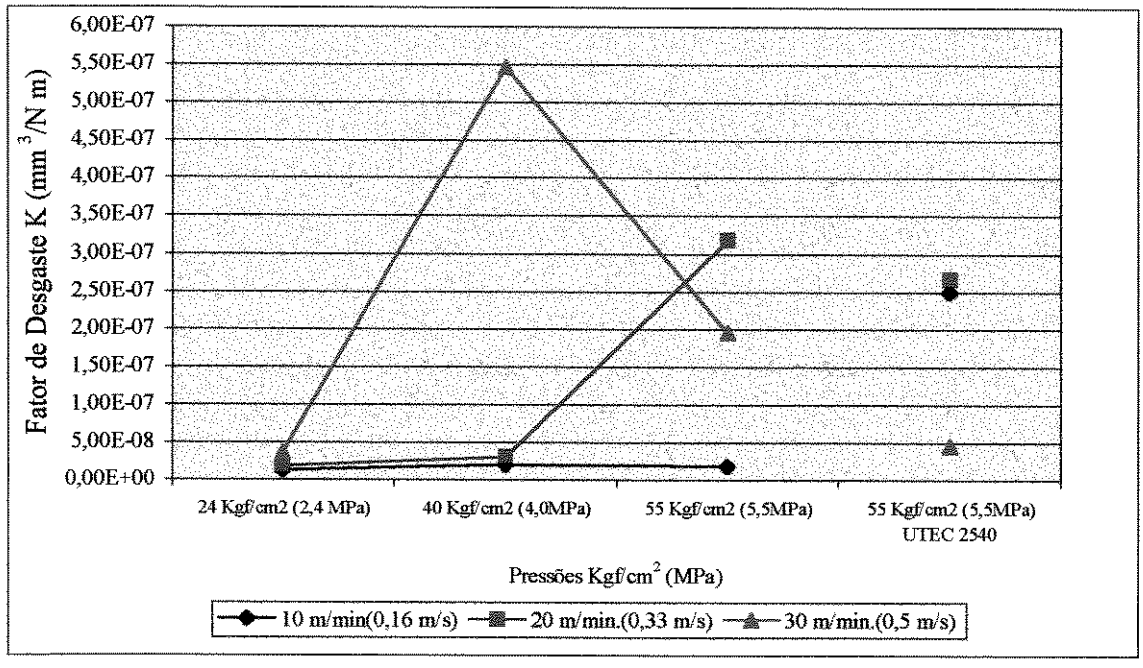



**Figura 10.12** – Fatores de desgaste de cada velocidade de deslizamento em função da variação das pressões de contato

Na velocidade de 10 m/min. o comportamento dos fatores de desgaste praticamente manteve – se inalterado com a variação das pressões de contato. A 20 m/min. K manteve – se, também, próximo de constante no intervalo de pressão de 24 a 40 Kgf/cm$^2$ (2,4 a 4,0 MPa), mas variou fortemente no intervalo seguinte. Finalmente na a velocidade de 30 m/min. apresentam – se as condições mais sensíveis à variações de pressão, ocorrendo grandes variações dos fatores de desgaste com as variações das pressões de contato. Para o UTEC 2540 o aumento da velocidade resultou em diminuição do desgaste, como já havia sido mostrado na figura 10.11.

Analisando os resultados para os ensaios realizados sob pressão de contato de 24 Kgf/cm$^2$ (2,4 MPa) ou aqueles referentes à velocidade de 10 m/min., pode – se concluir que em qualquer destas duas condições, o fator de desgaste mostrou – se pouco sensível à

mudanças das condições PV. Isto, provavelmente, se explica por uma baixa geração de calor devido ao atrito e, por conseqüência, não ocorreu forte elevação da temperatura nos pontos de contato. Já sob pressão de 40 Kgf/cm$^2$ (4,0 MPa) o sistema se encontra em uma situação de maior sensibilidade à mudanças, sendo que a partir da condição PV 800 os fatores de desgaste sobem drasticamente. Possivelmente, esta maior sensibilidade quanto ao desgaste na pressão de 40 Kgf/cm$^2$ (4,0 MPa) deve estar ligada ao fato de que a área real de contato aumentou em relação à pressão de 24 e com o aumento da velocidade a temperatura nos pontos de contato subiu. Finalmente, sob pressão de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa) a área real de contato está em seu maior valor e o aumento da velocidade de 10 para 20 levou a um forte aumento das taxas de desgaste, mas com a variação de 20 para 30 provavelmente ocorreu um aumento de temperatura, suficiente para levar à queda da resistência ao cisalhamento do polímero, possibilitando a formação de filme na contra – superfície e este, funcionando como lubrificante, reduziu o desgaste.

## 10.3 - Análise das superfícies de desgaste

As superfícies de desgaste dos pinos foram fotografadas em microscópio óptico metalográfico – NEOPHOT 32 e em microscópio eletrônico de varredura (MEV) – JEOL JXA-840. As figuras 10.13 a 10.15 mostram as superfícies dos pinos de UTEC 3540, vistos por microscopia óptica, ensaiados nas condições PV 240, 480 e 720.

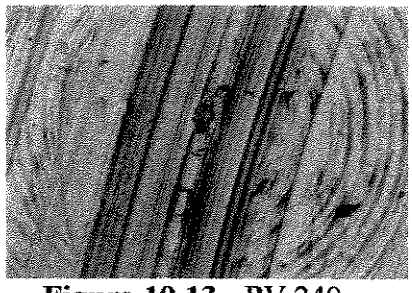


**Figura 10.13** - PV 240 (32X)

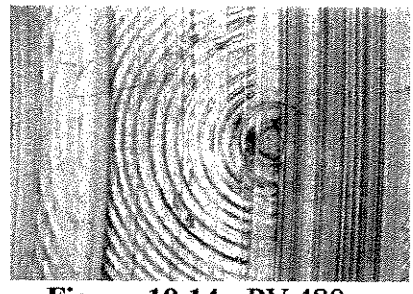


**Figura 10.14** - PV 480 (25,6X)

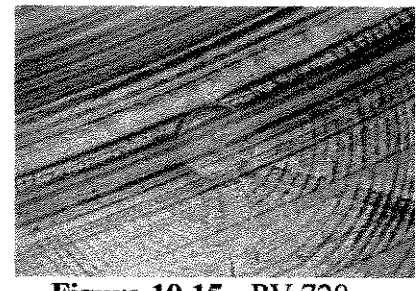


**Figura 10.15** - PV 720 (25,6X)

As três imagens apresentam um mesmo padrão, mostrando irregularidades em formação circular que são resquícios das linhas de usinagem. Tais irregularidades, só foram eliminadas nos sulcos que cruzam diametralmente as superfícies. Estes, por sua vez, são demonstrações claras da ocorrência de desgaste abrasivo.

É interessante notar que o desgaste não se restringe apenas aos sulcos, mas observando a figura 10.16 abaixo, pode – se ver que estes existem em tamanhos distintos e, mais importante, que as irregularidades de usinagem apresentam – se desgastadas em seus picos, caracterizando desgaste adesivo.

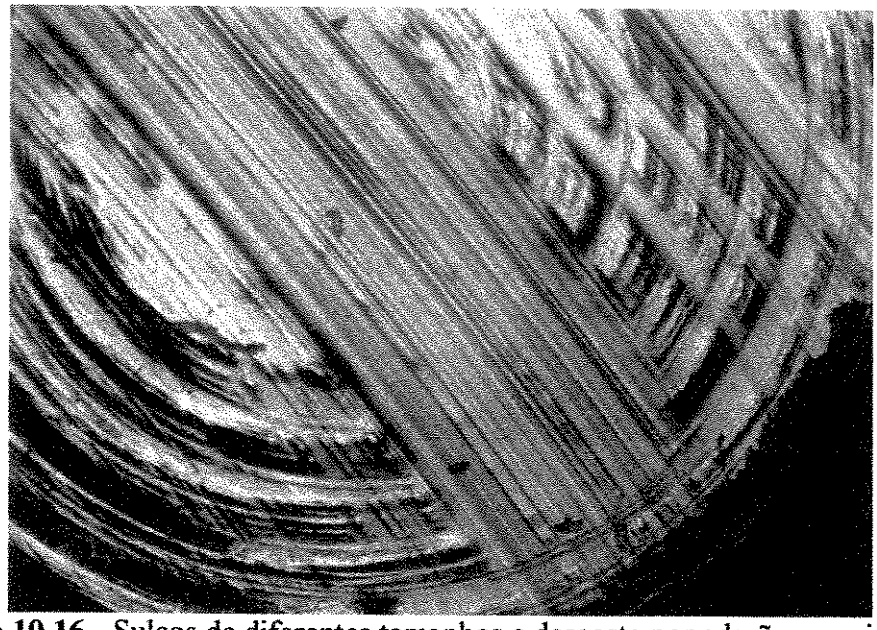


**Figura 10.16** - Sulcos de diferentes tamanhos e desgaste por adesão nos picos das irregularidades de usinagem – PV 480 (25,4X)

A observação via MEV das três superfícies mostrou poucos detalhes. A figura 10.17 mostra uma fissura em uma superfície ensaiada sob PV 240. A ausência de material acumulado paralelo à fissura mostra que esta não foi causada por abrasão. A pouca profundidade e pequena largura (aproximadamente 10 μm) podem ser indicativos de um processo de adesão.

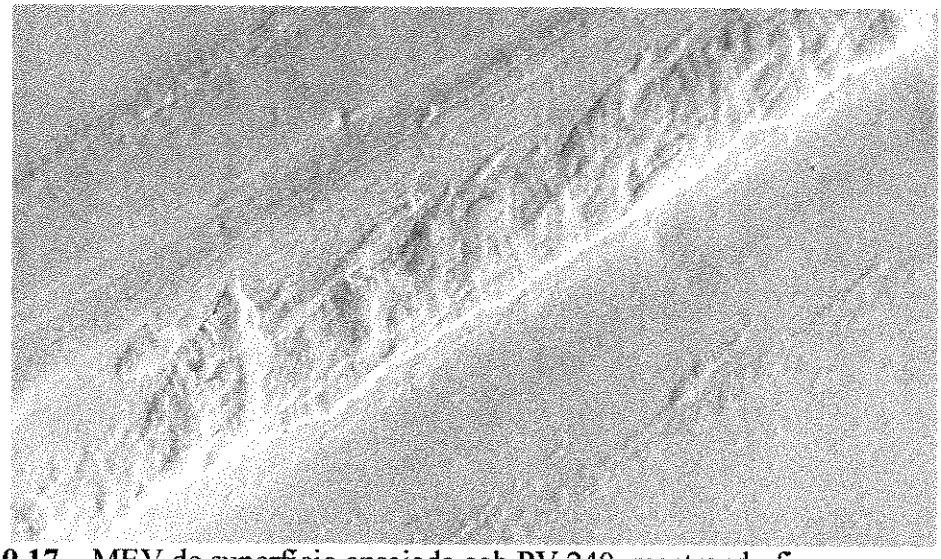


**Figura 10.17** – MEV de superfície ensaiada sob PV 240, mostrando fissura provavelmente gerada por adesão (1000X)

As figuras 10.18 a 10.20 mostram superfícies ensaiadas sob condições PV 400, 800 e 1200.

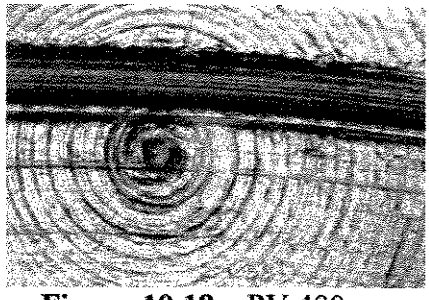


**Figura 10.18** – PV 400 (25,6X)

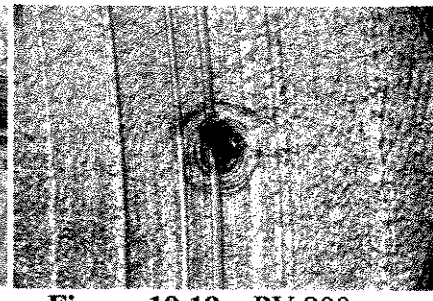


**Figura 10.19** – PV 800 (20X)

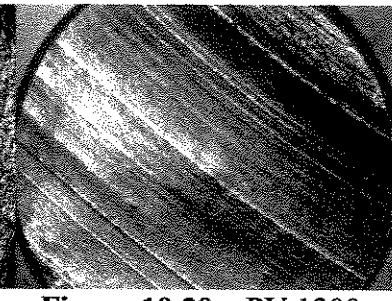


**Figura 10.20** – PV 1200 (20X)

Observando a superfície referente ao PV 400 notam – se os mesmos padrões vistos nas condições anteriormente mostradas: irregularidades circulares, originadas na usinagem, e pistas ou sulcos, gerados por desgaste abrasivo. Já a superfície referente ao PV 800 apresenta um aspecto diferenciado, onde ainda é possível ver as marcas circulares de usinagem, mas em meio a uma distribuição homogênea de irregularidades menores em praticamente toda a extensão, mudando para um padrão mais grosseiro em uma faixa no extremo direito. As marcas de desgaste abrasivo são visíveis cruzando a figura de baixo para cima. Este padrão, entretanto, variou de um lote de pinos para outro, a figura 10.21 mostra também uma superfície ensaiada sob PV 800 onde este padrão de irregularidade não se repete.

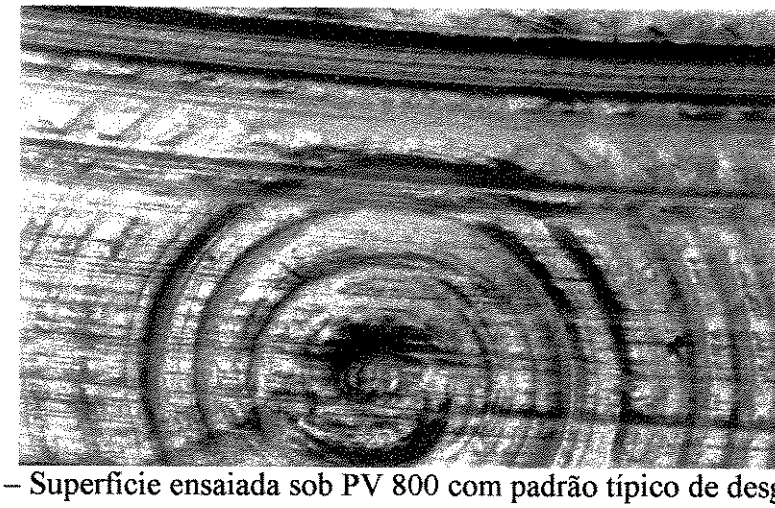


**Figura 10.21** – Superfície ensaiada sob PV 800 com padrão típico de desgaste abrasivo e adesivo ( 25,6X).

Na imagem relativa a PV 1200, nota – se na porção superior do lado direito da superfície do pino, irregularidades no mesmo padrão daquelas encontradas em PV 800. O restante da superfície, no entanto, apresenta – se lisa, a não ser pelos sulcos de abrasão.

As figuras 10.22 a 10.24 mostram as superfícies dos pinos ensaiados sob condições PV 550, 1100 e 1550.

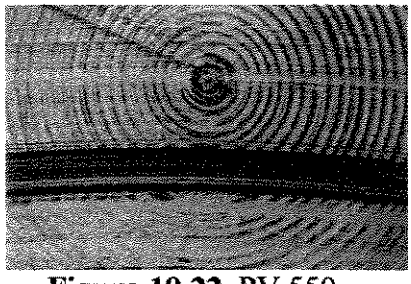


**Figura 10.22**–PV 550 (25,6X)

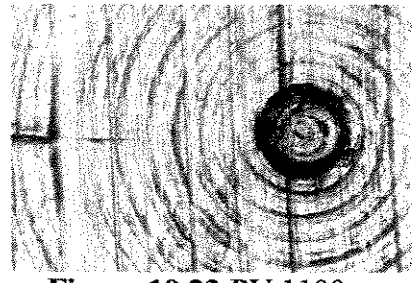


**Figura 10.23**-PV 1100 (50X)

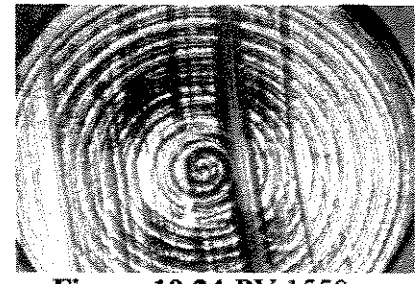


**Figura 10.24**-PV 1550 (15,6X)

O aspecto das três superfícies é semelhante, com o mesmo padrão de marcas de usinagem e sulcos gerados por desgaste abrasivo. A ampliação da região próxima do sulco na superfície ensaiada sob PV 1550 é mostrada na figura 10.25, onde é possível ver com clareza que as marcas de usinagem são destruídas pelo processo abrasivo.

**Figura 10.25** - Sulco gerado por abrasão em superfície ensaiada sob PV 1550 (50X)

As superfícies de desgaste dos pinos ensaiados sob as nove diferentes condições PV não apresentaram diferenças marcantes entre si, apesar das grandes variações quanto ao desgaste. A inspeção visual dos pinos não possibilitou encontrar características marcantes ou diferenciadoras. Outro item notável é o fato de que, exceto para a superfície referente à condição PV 1200, as marcas originarias na usinagem dos pinos mantiveram – se em todos os casos. A diferença quanto aos fatores de desgaste entre as condições PV 1200 e 1100 ou 1550 não foram tão elevadas, mas suficientes para gerar o alisamento da superfície de PV 1200.

As figuras 10.26 a 10.28 mostram as superfícies dos pinos feitos com resina UTEC 2540, que foram ensaiadas nas condições PV 550, 1100 e 1550.

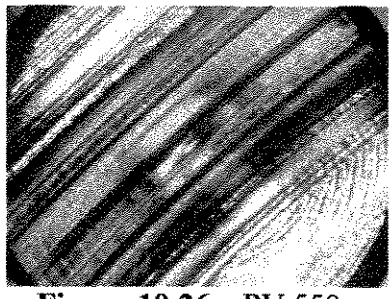


**Figura 10.26** – PV 550 - UTEC 2540

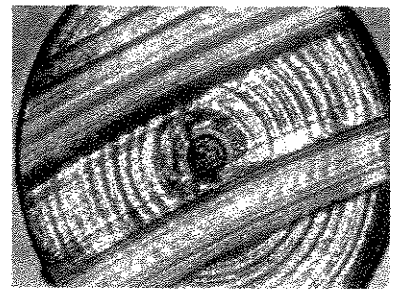


**Figura 10.27** – PV 1100 - UTEC 2540

**Figura 10.28** – PV 1550 - UTEC 2540

Novamente o padrão das superfícies se repete, com as irregularidades de usinagem e os sulcos. Para a condição PV 550, no entanto, na qual ocorreu o maior desgaste, juntamente com 1100, pode – se perceber que a maior parte da área está alisada, não apresentando mais as marcas de usinagem.

As figuras 10.29 e 10.30 mostram as imagens da superfície relativa ao PV 550, obtidas por MEV.

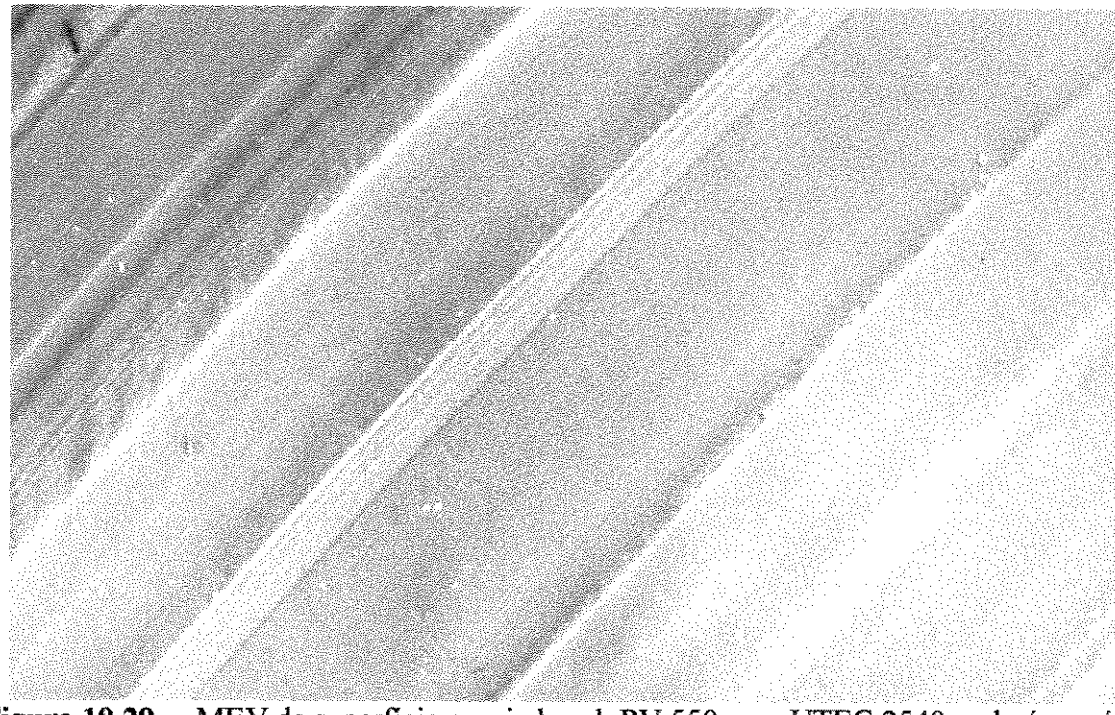


**Figura 10.29** – MEV de superfície ensaiada sob PV 550 para UTEC 2540 onde é possível ver sulcos de abrasão (25X)

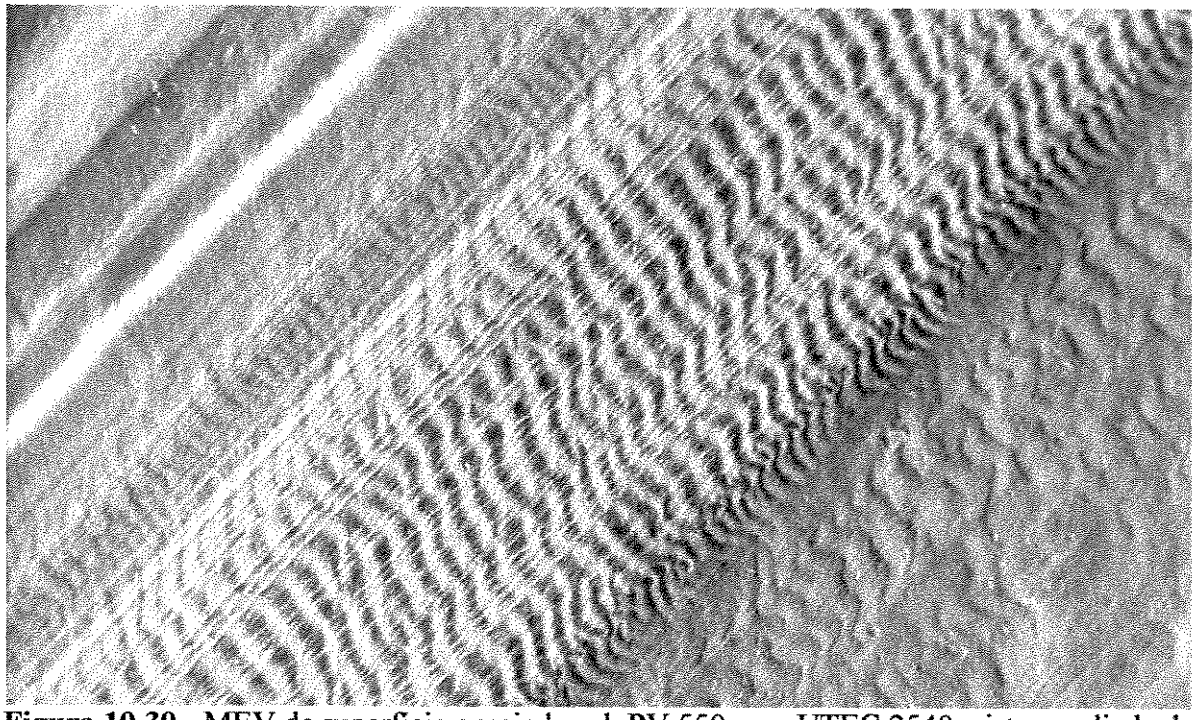


**Figura 10.30** - MEV de superfície ensaiada sob PV 550 para UTEC 2540, vista ampliada de sulco de abrasão (400X)

A micrografia com menor aumento mostra apenas detalhes da superfície, onde pode - se notar as elevações ou acúmulo de material gerados pelo processo de abrasão. A partir de um aumento maior em um destes sulcos de abrasão, passa a ser visível uma formação ondulada e repetitiva. Wang et alli [60], em experimentos com pinos de PEUAPM, friccionando em movimento alternado contra superfície de aço, obteve um padrão semelhante e o explicou como sendo um processo semelhante ao ocorrido para erosão em metais dúcteis.

As figuras de 10.31 a 10.34 mostram uma seqüência de ampliações de uma mesma região da superfície ensaiada sob PV 1100, obtidas por MEV. As setas em vermelho mostram a direção do movimento de deslizamento entre o disco e o pino.

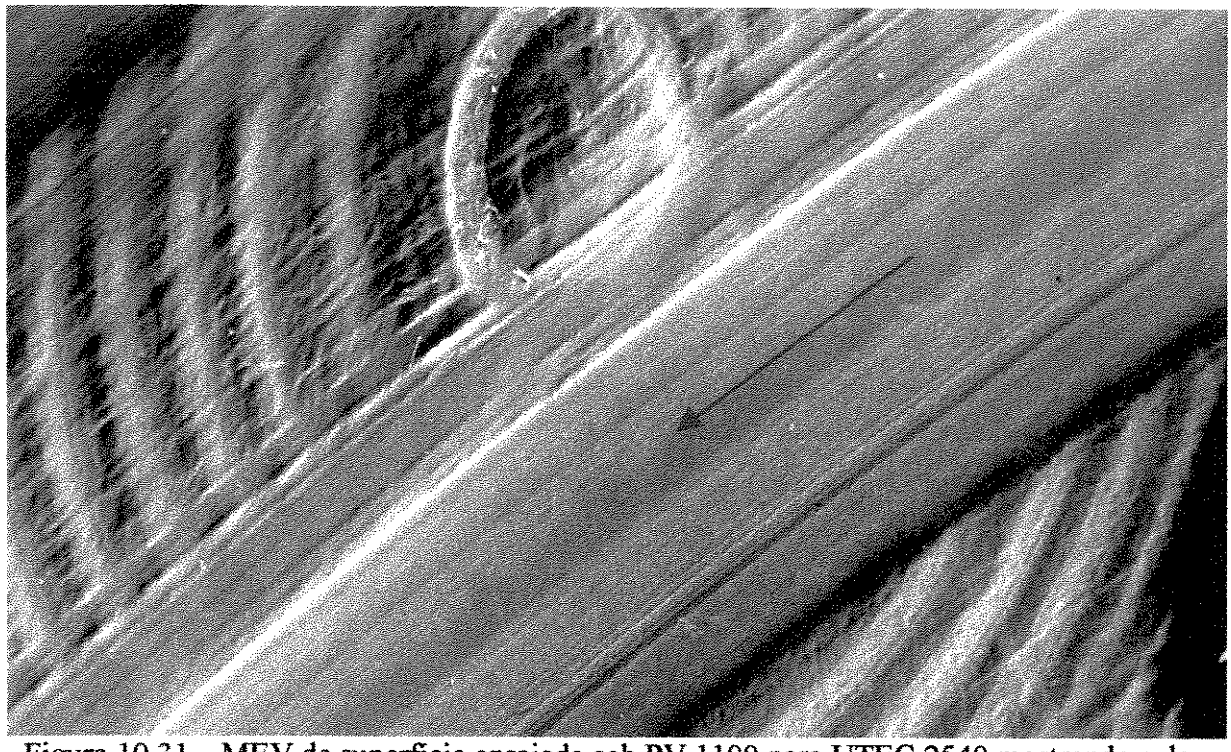


Figura 10.31 – MEV de superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540 mostrando sulco de desgaste abrasivo(25X)

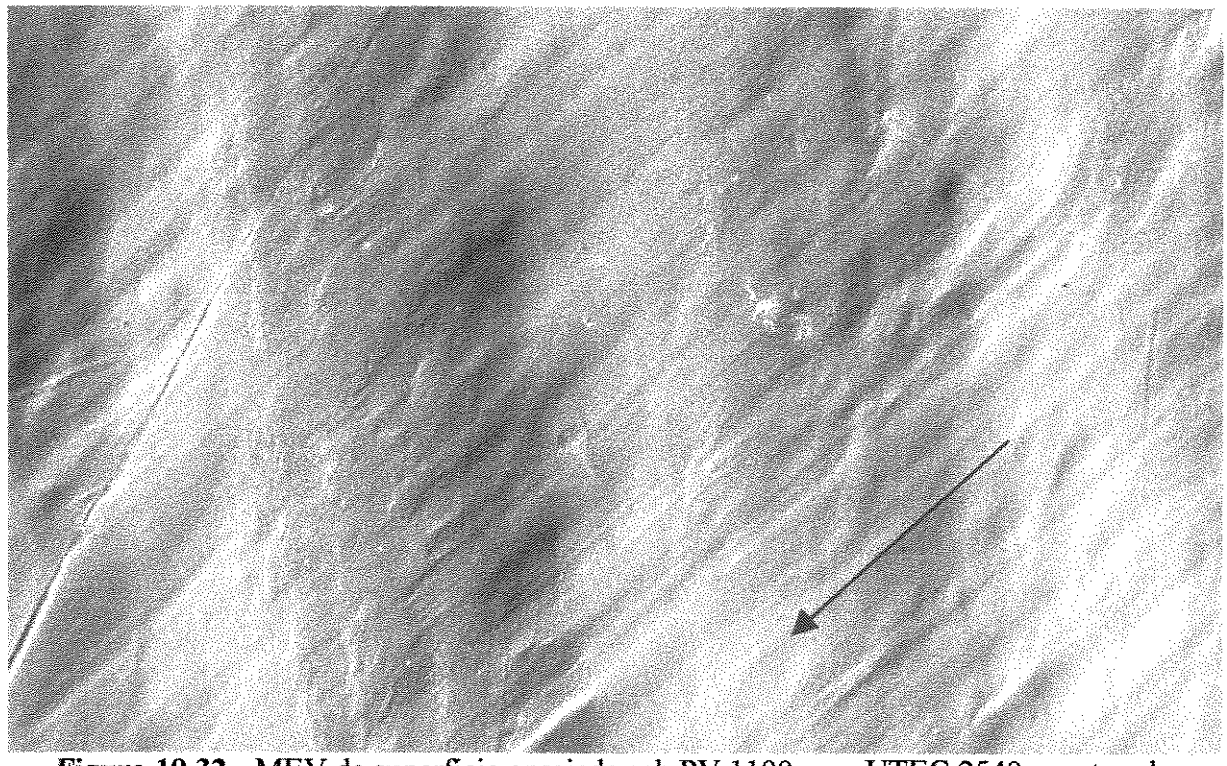


**Figura 10.32** - MEV de superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540, mostrando ondulação resultante da usinagem (150X)

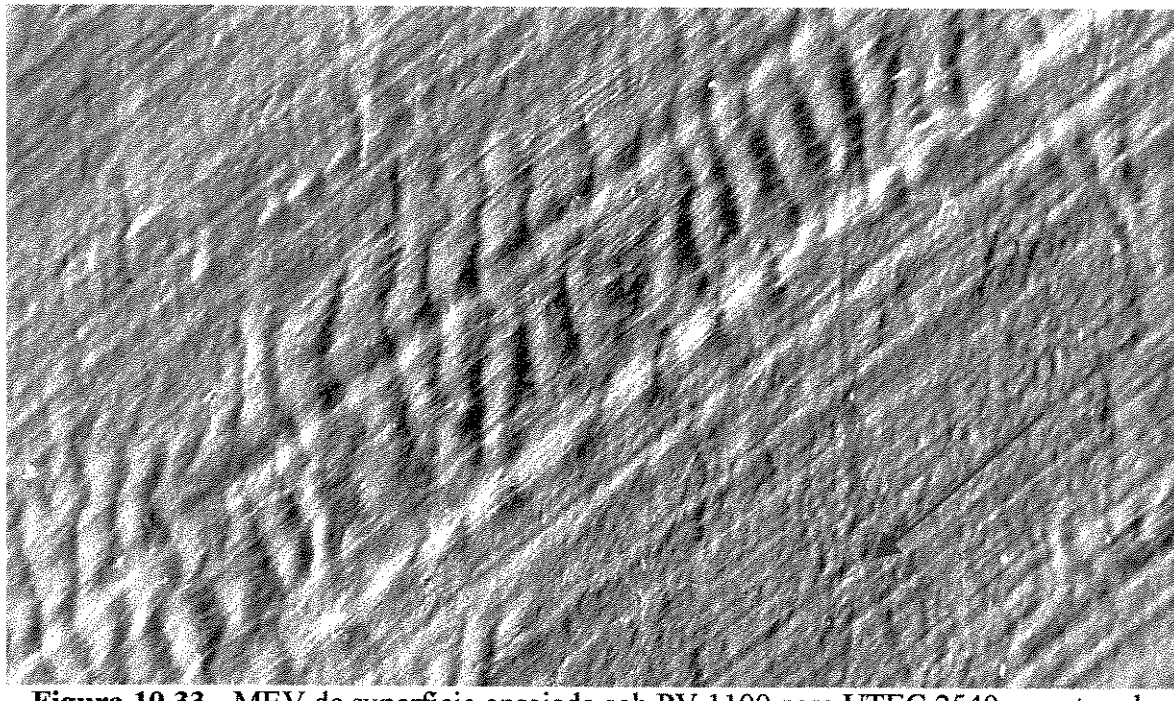


**Figura 10.33** - MEV de superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540, mostrando ondulação causada pelo processo de desgaste(1000X)

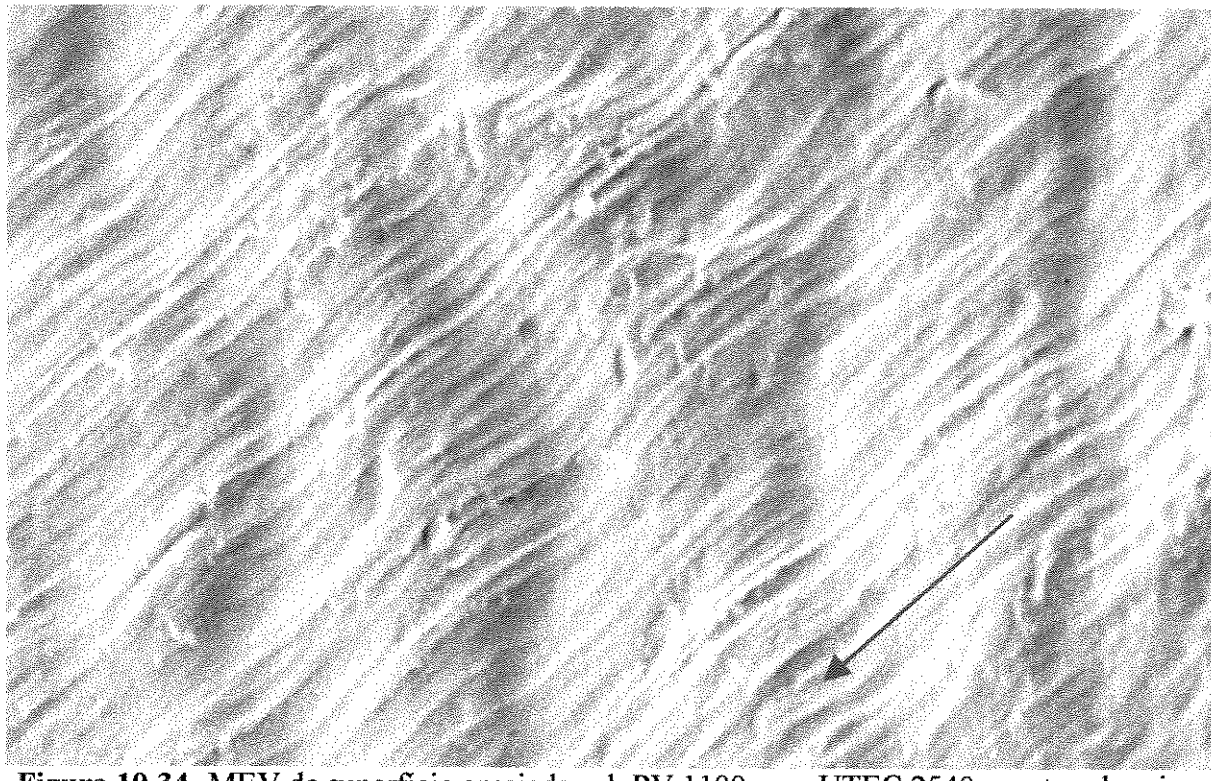


**Figura 10.34**- MEV de superfície ensaiada sob PV 1100 para UTEC 2540, mostrando micro ondulações que existem na superfície das ondulações maiores, causadas pelo desgaste (5000X)

A micrografia com menor aumento mostra uma superfície ondulada, que são as irregularidades de usinagem. Com o aumento maior, são visíveis ondulações em um padrão semelhante, mas neste caso certamente não são de mesma origem.

As ondulações que se formam transversalmente à direção do deslizamento podem ser a conseqüência do intenso esforço de cisalhamento aplicado à superfície. Este efeito pode ser semelhante a um processo de enrugamento de uma superfície complacente e flexível, como uma manta de borracha, quando submetida à fricção em uma das superfícies e não fixada na oposta.

A figura 10.35 mostra cavidades geradas na superfície ensaiada sob PV 1650 vistas por MEV.

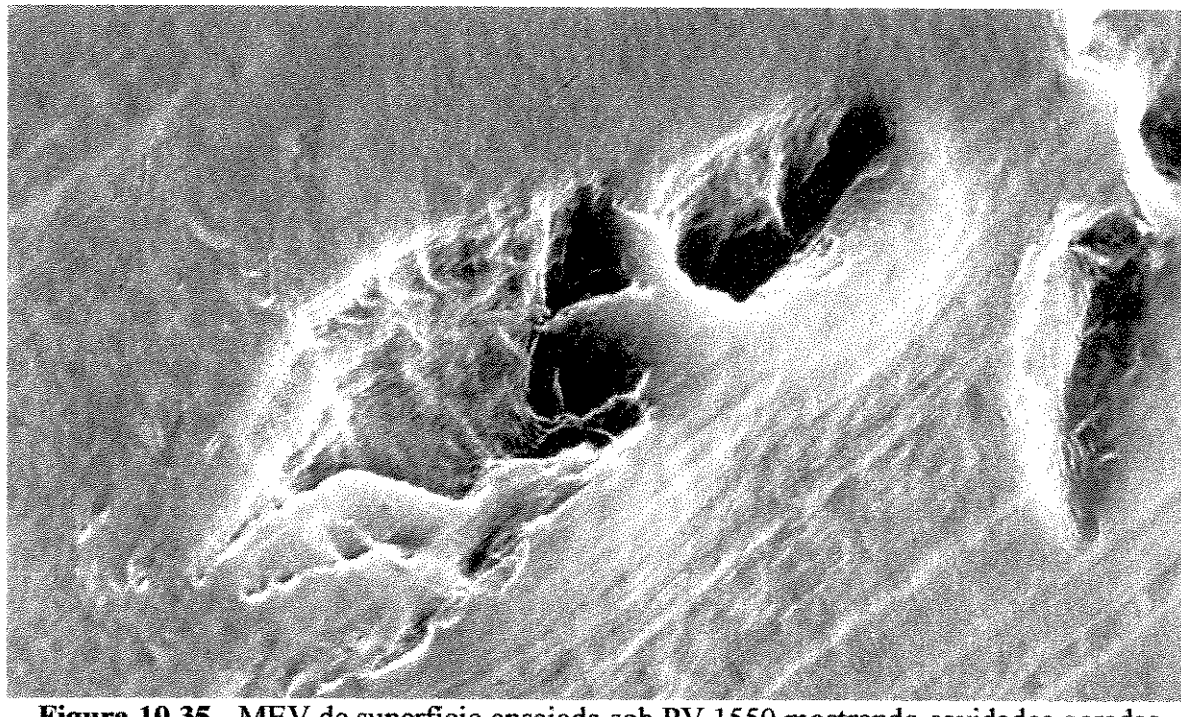


**Figura 10.35** - MEV de superfície ensaiada sob PV 1550 mostrando cavidades geradas durante o processo de desgaste (2200X)

As cavidades visíveis nesta micrografia tem aspecto semelhante às encontradas por Engel et alli [104] em desgaste por fadiga geradas por rolamento em superfície de POM. Devido ao seu formato, é pouco provável que tais cavidades sejam causadas pelo arrancamento de partículas do polímero nascente, devido a um mau coalescimento durante o processamento.

Todos os corpos de prova ensaiados foram, no mínimo, examinados por microscopia óptica. As imagens apresentadas serviram para ilustrar as conclusões tiradas do todo. Os padrões de superfícies mostrados sempre se repetiam entre os três pinos ensaiados de cada vez e a escolha das imagens foi baseada apenas quanto à melhor visualização do que se pretendia apresentar.

A fim de verificar o aumento ou não do grau de cristalinidade, gerado pelo alinhamento molecular devido à fricção [1], foram realizados testes de calorimetria diferencial de varredura (DSC) em pinos ensaiados sob as condições PV 240, 800 e 1550, para a resina UTEC 3540 e PV 550 e 1550, para a UTEC 2540, além, é claro, dos controles, que neste caso foram amostras não submetidas aos ensaios. A figura 10.36 mostra um diagrama de barras com as entalpias específicas de fusão para as referências e de amostras retiradas das superfícies de desgaste.

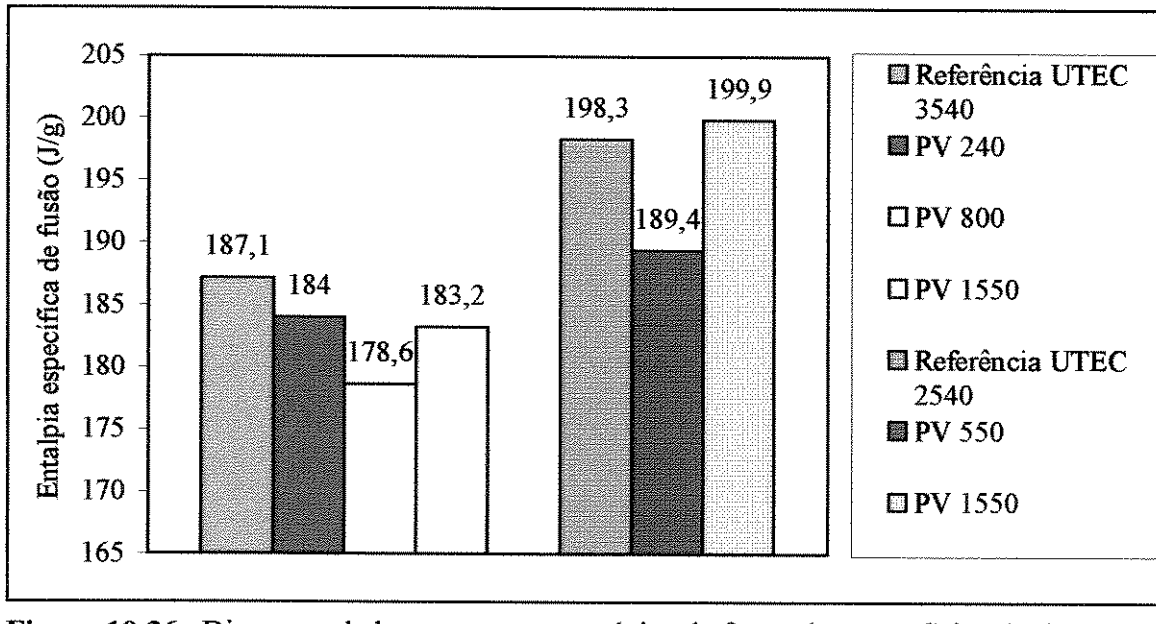



**Figura 10.36**– Diagrama de barras com as entalpias de fusão das superfícies de desgaste e respectivas referências para UTEC 3540 e UTEC 2540.

Apesar das variações das entalpias de fusão para os dois materiais, não fica clara a tendência de aumento ou diminuição dos graus de cristalinidade em função do atrito.

# Capítulo 11

# Resultados dos ensaios dos pinos moldados a partir da variação do processamento

A partir da medida da perda de massa dos pinos desgastados e do ganho em absorção de água do pino de controle, foram determinadas as variações reais de massa para cada pino. Devido às diferenças quanto às pressões de compactação utilizadas no processamento podem existir variações quanto às densidades dos moldados e o cálculo dos fatores de desgaste foi realizado pelo quociente da perda em massa, e não a volumétrica, pela força de contato e pela distância percorrida; este fator de desgaste será representado por K'

As tabelas 11.1 a 11.8 apresentam os resultados dos ensaios de desgaste quanto às as em massa e os fatores de desgaste K' de cada um dos pinos para cada processamento.

**Tabela 11.1** - Desgaste medido pela perda em peso (gramas) para o processamento tipo FQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MEDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 100FQ | 0,0055 | 0,0033 | 0,0039 | 0,0061 | 0,0078 | 0,0057 | 0,00539 |
| 200FQ | 0,0012 | 0,0015 | 0,0016 | 0,0053 | 0,0051 | 0,0045 | 0,00320 |
| 300FQ | 0,0018 | 0,0017 | 0,0021 | 0,0015 | 0,0011 | 0,0013 | 0,00158 |
| 400FQ | 0,0141 | 0,0109 | 0,0122 | 0,0060 | 0,0042 | 0,0055 | 0,00882 |

**Tabela11.2**– Desgaste medido pela perda em peso (gramas) para o processamento tipo FNQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MEDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 300FNQ | 0,0023 | 0,0024 | 0,0022 | 0,0072 | 0,0062 | 0,0070 | 0,00456 |
| 600FNQ | 0,0005 | 0,0004 | 0,0005 | 0,0090 | 0,0068 | 0,0071 | 0,00405 |
| 1000FNQ | 0,0009 | 0,0008 | 0,0010 | 0,0077 | 0,0077 | 0,0072 | 0,00422 |

**Tabela 11.3** – Desgaste medido pela perda em peso (gramas) para os três grupos com variação dos intervalos dos tamanhos de partícula em processamento tipo 200 FQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MEDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Grão 0,045μm | 0,0270 | 0,0265 | 0,0275 | 0,0191 | 0,0180 | 0,0200 | 0,02303 |
| Grão 0,125μm | 0,0055 | 0,0051 | 0,0054 | 0,0043 | 0,0049 | 0,0069 | 0,00535 |
| Grão 0,5μm | 0,0108 | 0,0051 | 0,0056 | 0,0042 | 0,0039 | Não obtido | 0,00592 |

**Tabela 11.4** – Desgaste medido pela perda em peso (gramas) para pinos moldados em GUR 413 em condição 200 FQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Perda em peso PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP A | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP B | Perda em peso SEGUNDO ENSAIO CDP C | Perda em peso real MEDIA DOS ENSAIOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| GUR 413-200FQ | 0,0350 | 0,0126 | 0,0114 | 0,0063 | 0,0050 | 0,0068 | 0,01285 |

**Tabela 11.5** – Fatores de desgaste K' (g/N m) para o processamento tipo FQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Média dos ensaios |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 100FQ | 2,82E-10 | 1,69E-10 | 2,00E-10 | 3,13E-10 | 4,00E-10 | 2,92E-10 | 2,76E-10 |
| 200FQ | 6,16E-11 | 7,69E-11 | 8,20E-11 | 2,72E-10 | 2,62E-10 | 2,31E-10 | 1,64E-10 |
| 300FQ | 9,22E-11 | 8,72E-11 | 1,08E-10 | 7,71E-11 | 5,65E-11 | 6,67E-11 | 8,12E-11 |
| 400FQ | 7,23E-10 | 5,59E-10 | 6,25E-10 | 3,08E-10 | 2,15E-10 | 2,82E-10 | 4,52E-10 |

**Tabela 11.6** - Fatores de desgaste K' (g/N m) para o processamento tipo FNQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Média dos ensaios |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 300FNQ | 1,18E-10 | 1,23E-10 | 1,13E-10 | 3,70E-10 | 3,19E-10 | 3,59E-10 | 2,34E-10 |
| 600FNQ | 2,57E-11 | 2,06E-11 | 2,56E-11 | 4,62E-10 | 3,49E-10 | 3,64E-10 | 2,08E-10 |
| 1000FNQ | 4,61E-11 | 4,10E-11 | 5,12E-11 | 3,95E-10 | 3,95E-10 | 3,69E-10 | 2,16E-10 |

**bela 11.7** - Fatores de desgaste K' (g/N m) para os três grupos com variação dos intervalos amanhos de partícula em processamento tipo 200 FQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Média dos ensaios |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Grão 0,045mm | 1,384E-09 | 1,358E-09 | 1,410E-09 | 9,808E-10 | 9,249E-10 | 1,024E-09 | 1,18E-09 |
| Grão 0,125mm | 2,820E-10 | 2,615E-10 | 2,768E-10 | 2,204E-10 | 2,511E-10 | 3,537E-10 | 2,74E-10 |
| Grão 0,5mm | 5,536E-10 | 2,613E-10 | 2,870E-10 | 2,159E-10 | 2,006E-10 | 0,000E+00 | 2,53E-10 |

**Tabela 11.8** - Fatores de desgaste K' (g/N m) para pinos moldados em GUR 413 em condição 200 FQ

| MATERIAL PROCESSAMENTO | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP 1 | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP 2 | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP 3 | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP 1 | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP 2 | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP 3 | Fator de desgaste K' Média dos ensaios |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| GUR 413 (200FQ) | 1,79E-09 | 6,46E-10 | 5,84E-10 | 3,23E-10 | 2,56E-10 | 3,49E-10 | 6,59E-10 |

# Capítulo 12

# Discussão dos resultados dos ensaios dos pinos moldados a partir da variação do processamento

A figura 12.1 mostra graficamente a variação dos fatores de desgaste obtida a partir dos ensaios com os pinos moldados na condição de processamento tipo FQ.

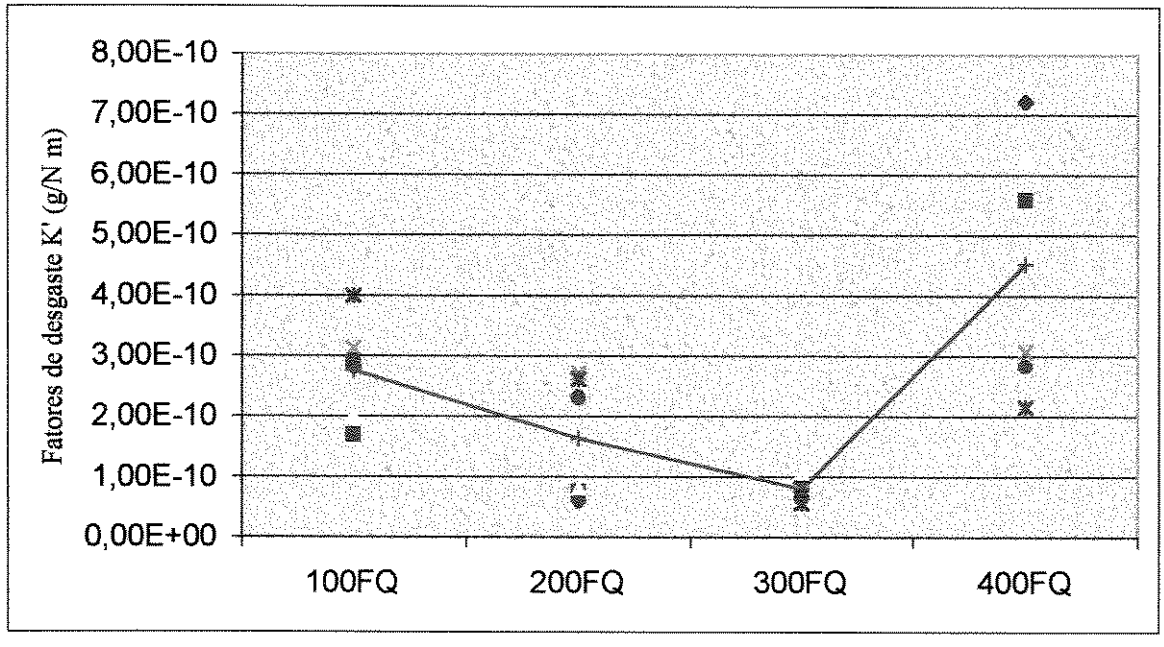



**Figura 12.1** – Fatores de desgaste (K') dos pinos moldados na condição de processamento tipo FQ

A análise do gráfico mostra uma clara redução de K' com o crescimento das pressões de processamento até o desgaste mínimo, obtido na condição 300FQ, voltando a crescer para a condição 400FQ. A Linha em vermelho mostra o comportamento da média dos fatores de

desgaste, os pontos são os resultados obtidos para cada pino nos dois ensaios realizados. De maneira análoga aos ensaios nas diferentes condições PV, quanto maior o desgaste maiores as dispersões entre os resultados para cada pino entre os ensaios. Novamente a explicação proposta baseia – se na maior possibilidade da ocorrência dos processos mistos de desgaste. A figura 12.2 mostra o comportamento médio e o intervalo de confiança. As tabelas dos desvios padrões e o intervalo de confiança são apresentados no apêndice A4.

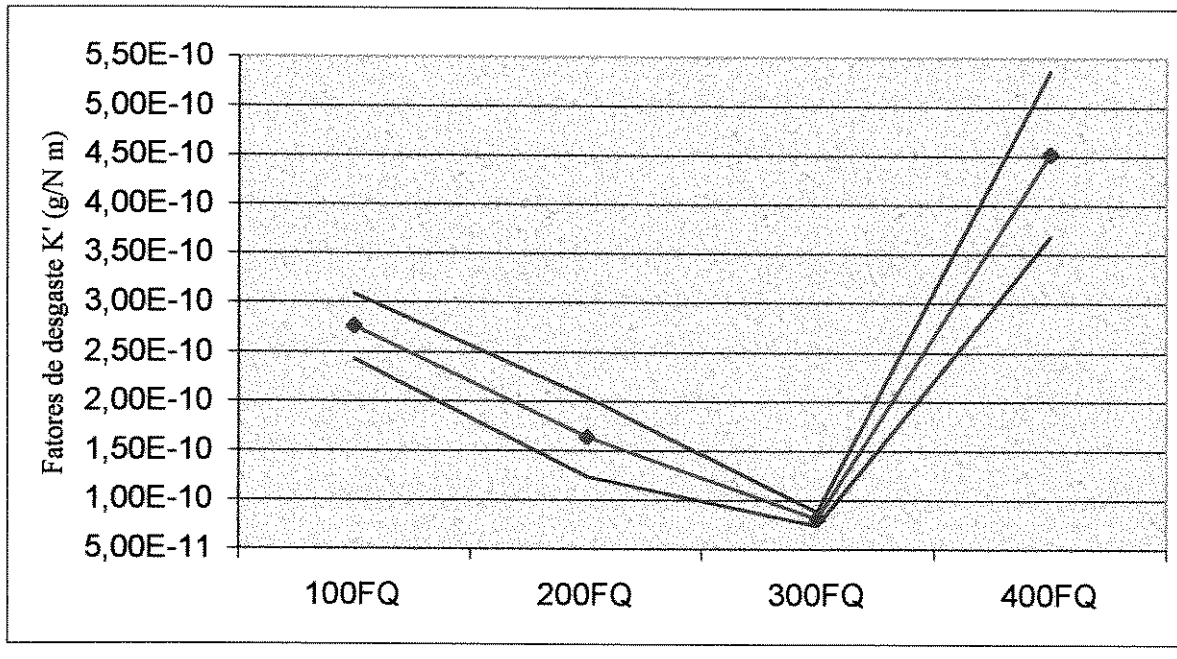



**Figura 12.2** – Desgaste médio e intervalo de confiança para pinos moldados na condição de processamento tipo FQ

A figura 12.3 mostra os resultados dos ensaios dos pinos moldados na três pressões, dentro da condição FNQ e a média dos mesmos, representada pela linha vermelha.

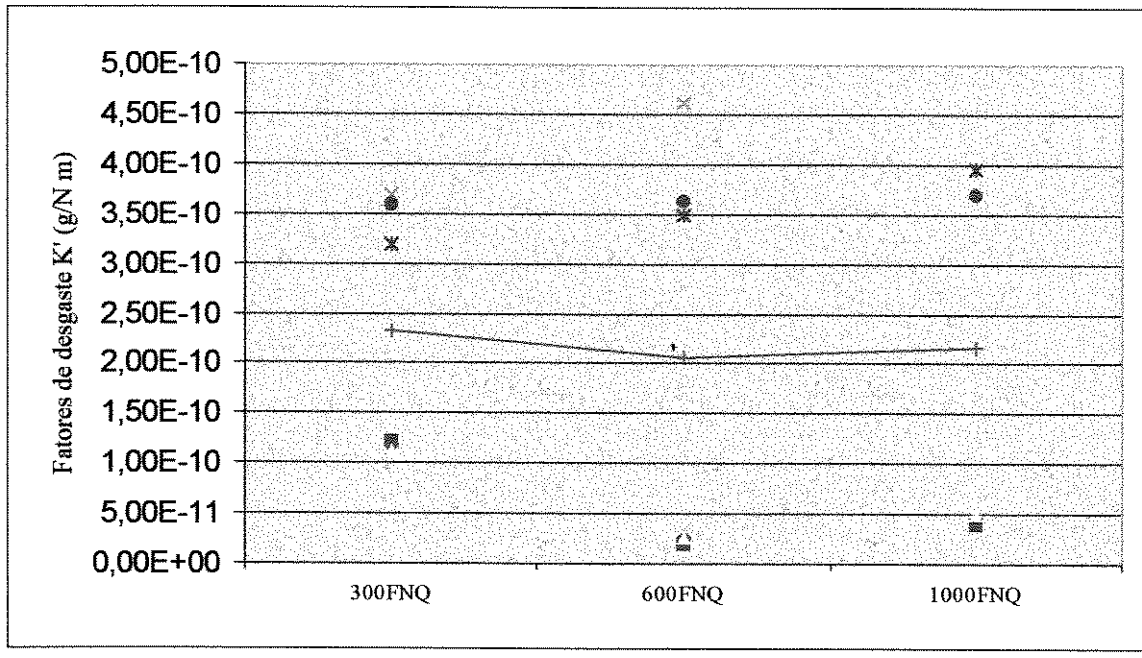



**Figura 12.3** - Fatores de desgaste (K') dos pinos moldados na condição de processamento tipo FNQ

Os pinos moldados nas três diferentes condições FNQ apresentaram grande dispersão entre os resultados dos dois ensaios. O resultado médio entre os ensaios mostra uma variação desprezível do desempenho ao desgaste se comparada aos desvios padrões .A variação entre os fatores de desgaste (K') médios entre as três condições FNQ é visivelmente menor que a flutuação dos resultados entre os dois ensaios realizados para cada condição. Os resultados apresentam um intervalo de confiabilidade excessivamente largo, figura 12.4, e o comportamento quanto ao desgaste mostrou – se pouco alterado apesar da variação das pressões de compactação a frio entre 300 Kgf/cm$^2$ para 1000 Kgf/cm$^2$ (30 a 100 MPa). As tabelas com os desvios padrões e os intervalos de confiança são apresentados no apêndice A5.

Os resultados para as três condições FNQ apresentaram pouca variação entre cada um deles nos dois grupos de teste. A grande dispersão ocorreu entre os grupos. Apesar da larga faixa relativa ao intervalo de confiança, a constância dos resultados entre os três tipos, dentro de cada grupo, reforça a idéia de que a variação das pressões de compactação a frio não exercem forte influência no comportamento ao desgaste do material.

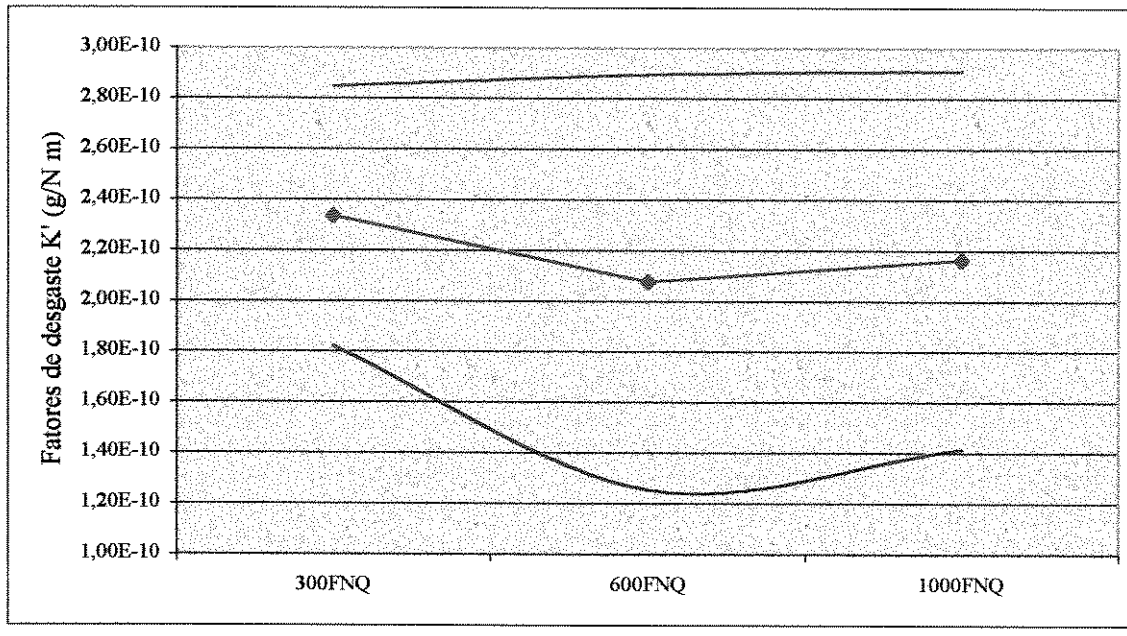



**Figura 12.4** - Desgaste médio e intervalo de confiança para pinos moldados na condição de processamento tipo FNQ

Considerando os resultados obtidos para os pinos moldados nas condições FQ e FNQ, forma - se um intervalo de pressões de compactação entre 100 e 1000 Kgf/cm$^2$ (10 a 100 MPa). Quando a variação da pressão ocorreu apenas na compactação do pó a frio não foram notadas mudanças significativas no comportamento ao desgaste, já para a variação da pressão utilizada durante o resfriamento percebe – se variação importante dos resultados. A partir disto é possível concluir que as pressões utilizadas no ciclo de compactação e a posterior degasagem não exercem influência importante no desempenho ao desgaste do polímero. Para as pressões no ciclo de resfriamento os resultados mostraram a existência de um ponto, dentro do intervalo utilizado, com melhora do desempenho ao desgaste.

Os pinos moldados a partir da resina UTEC 3540 com variação dos intervalos de distribuição granulométrica apresentaram comportamento dos fatores de desgaste K' conforme a figura 12.5.

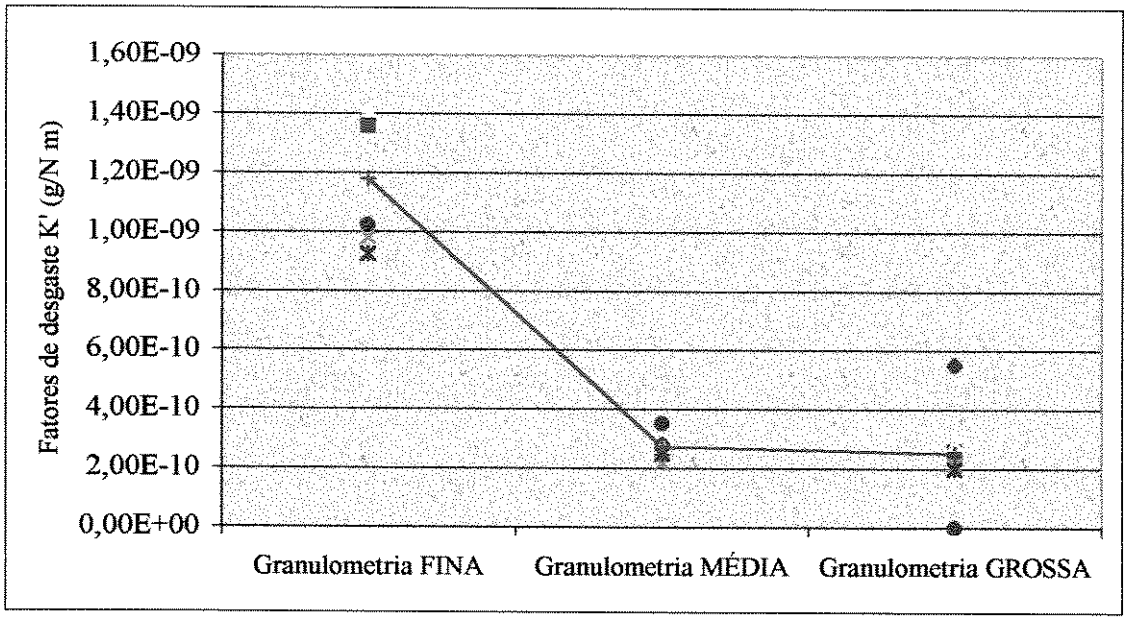



**Figura 12.5** - Fatores de desgaste (K') dos pinos moldados a partir da variação dos intervalos de distribuição granulométrica

Os fatores de desgaste apresentaram queda sensível entre os pinos moldados a partir de partículas de granulometria FINA (tamanho de partículas entre 0,045 μm e 0,125μm) e as de granulometria MÉDIA (tamanho de partículas entre 0,125μm e 0,5μm), entretanto, praticamente não ocorreu variação entre as de granulometria MÉDIA e a GROSSA (partículas maiores que 0,5μm). Os intervalos de confiança e o comportamento médio são apresentados na figura 12.6 e as tabelas com os desvios padrões e os intervalos de confiança são apresentados no apêndice A6.

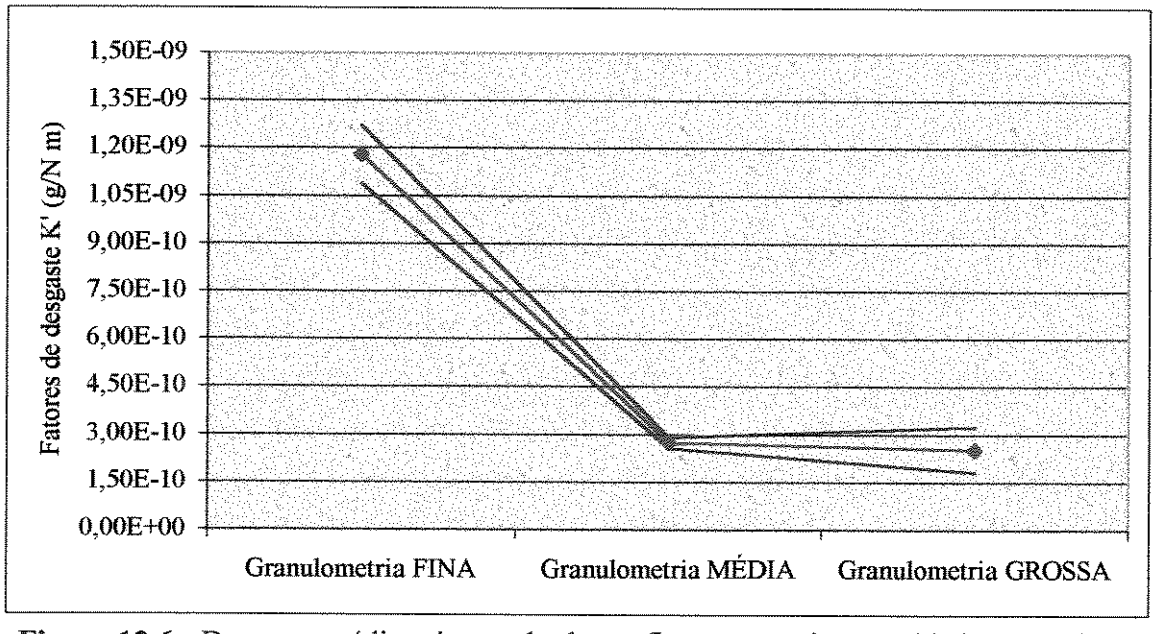



**Figura 12.6** - Desgaste médio e intervalo de confiança para pinos moldados a partir da variação dos intervalos de distribuição granulométrica

A variação quanto às taxas de desgaste em função dos diferentes tamanhos máximos e mínimos de partículas do polímero demonstra a importância do controle da distribuição granulométrica. Os resultados obtidos mostraram, ainda, que a influência do tamanho de partículas foi sensivelmente maior quando da variação entre as Finas e as Médias. A variação entre os resultados das Médias e as Grossas foi pequena e considerando o aumento da dispersão no resultado para esta última, não fica claro se existiu alguma modificação importante, apesar da ligeira diminuição do fator de desgaste (K') médio.

Durante o processo de compactação, as partículas de menor diâmetro podem ocupar os interstícios entre as maiores favorecendo o coalescimento de todas, uma vez que passa a ser menor a necessidade de deformação (menor quantidade de energia de compactação) para que estas se toquem e soldem. De fato, este resultado foi comprovado e apresentado na figura 8.17. Deve – se considerar ainda que a partir da diminuição do tamanho das partículas passa a existir a necessidade de um maior número das mesmas para encher o volume da matriz de moldagem, aumentando a possibilidade da ocorrência de pontos de enfraquecimento no material, devido ao possível mau coalescimeto inerente às características do PEUAPM e seu processamento.

Devido à sua elevada viscosidade, o PEUAPM pode apresentar a permanência da forma de suas partículas após o processamento [25,30], o que também torna o coalescimento menos eficiente. Halldin [16], entretanto, encontrou na comparação de diferentes marcas comerciais de PEUAPM um aumento da resistência ao impacto, quanto menores os tamanhos médios de partículas e Lancaster [52] demonstrou para vários polímeros, em ensaios de fricção contra lixa, o aumento da resistência ao desgaste abrasivo, com o aumento do produto tensão de ruptura pela elongação na ruptura, que pode expressar a resistência ao impacto de um material.

O tipo de ensaio de desgaste realizado neste trabalho, no entanto, gerou predominantemente desgaste adesivo, o que pode justificar os maiores fatores de desgaste para os pinos moldados com as partículas finas, uma vez que existe maior possibilidade de arrancamento de partículas inteiras devido ao cisalhamento imposto pela fricção.

O resultado dos ensaios de desgaste realizados com os pinos feitos a partir de resina GUR 413, moldada na condição 200FQ, complementam o estudo da influência da distribuição

e do tamanho médio de partículas, uma vez que esta resina apresenta uma curva de distribuição de tamanho de partícula diferente do UTEC 3540.

Para facilitar a análise, a curva de distribuição granulométrica do UTEC 3540 com os pontos de corte dos tamanhos de grão adotados e a curva de distribuição do GUR 413 são reapresentados na figura 12.7 abaixo.

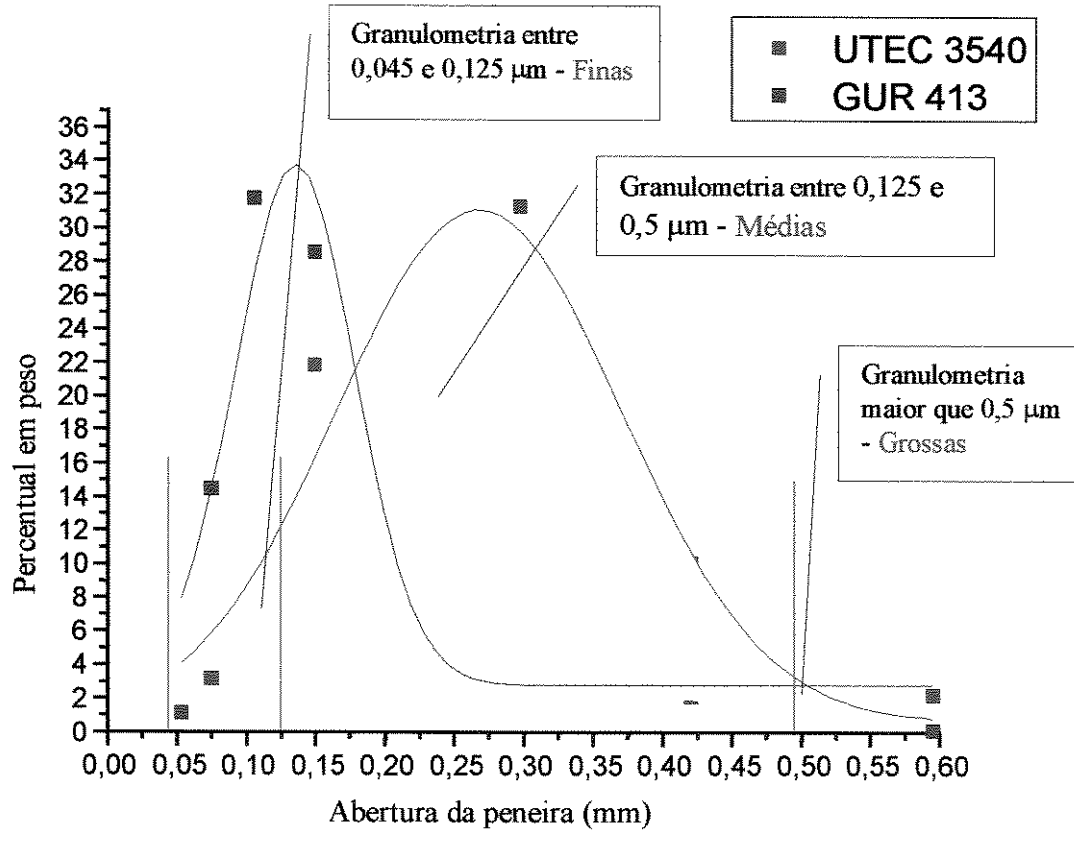



**Figura 12.7** - Curva de distribuição granulométrica do PEUAPM UTEC 3540 e GUR 413. Indicação dos pontos de corte de tamanhos de partículas, gerando três granulometrias: Finas, Médias e Grossas

A figura 12.8, abaixo, mostra um diagrama de barras onde são comparados os fatores de desgaste obtidos para todos os diferentes moldados processados na condição 200FQ.

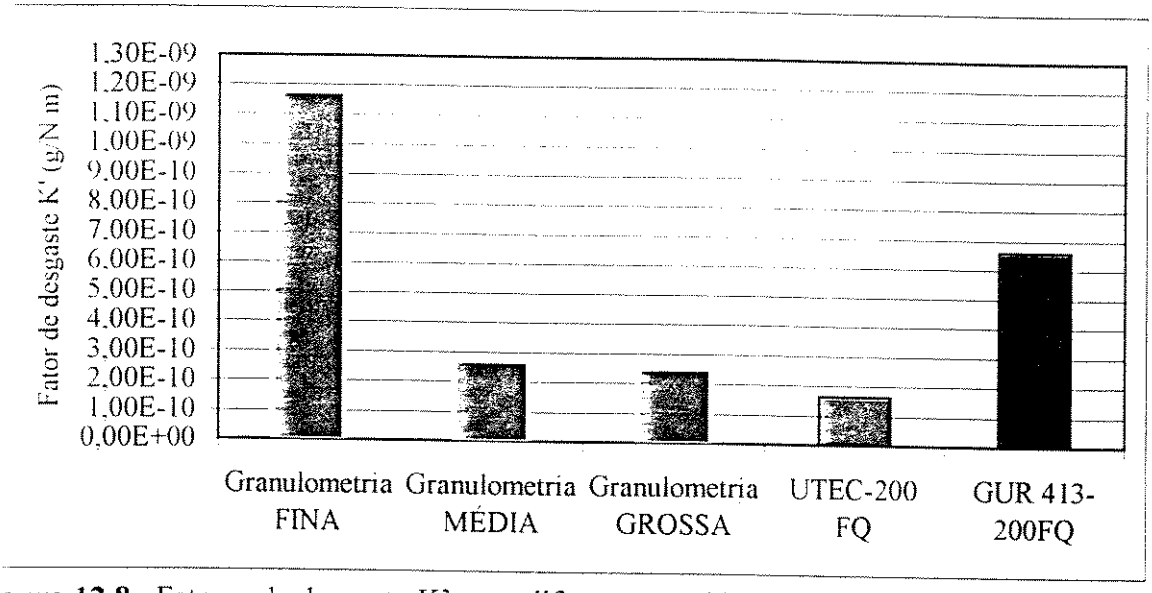



**Figura 12.8**– Fatores de desgaste K' para diferentes moldados processados na condição 200 FQ

Observando as curvas de distribuição de tamanho de partículas e os resultados dos ensaios de desgaste, é possível concluir que o material composto a partir de partículas menores tende a apresentar desempenho inferior em relação àquele formado por partículas de maior tamanho. Além do fato de que os pinos moldados com as maiores partículas de UTEC 3540 forneceram melhores desempenhos ao desgaste, a comparação direta entre as resinas UTEC e GUR apresenta vantagem para a primeira. Novamente, a explicação que se propõe é baseada no papel das diferenças granulométricas no preenchimento de espaços intersticiais. Além de apresentar tamanho de partículas menor que a UTEC, a distribuição dos tamanhos para a GUR também é mais estreita, havendo, portanto, menores possibilidades do preenchimento intersticial adequado.

A figura 12.9 reapresenta o digrama de barras das energias gastas no processamento, visto no capítulo 8. A observação das figuras 12.8 e 12,9 mostra que para o mesmo material, UTEC 3540, a condição quanto ao tamanho de partículas foi determinante para o consumo de energia de compactação e o desempenho ao desgaste. Para as partículas mais finas houve menor gasto energético e seu desempenho ao desgaste o pior. As mais grossas apresentaram resultado oposto.

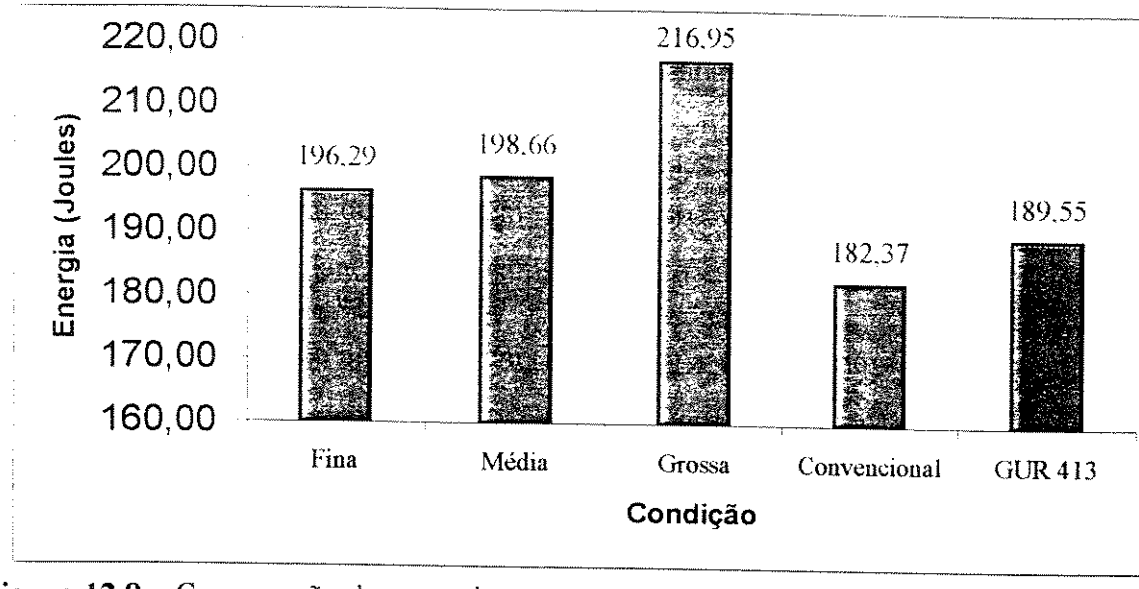



**Figura 12.9** – Comparação das energias gastas no processamento entre os pós de diferentes granulometrias, a resina GUR 413 e o pó convencional (UTEC 3540) a 200FQ

## 12.1 - Análise das superfícies de desgaste

As superfícies de desgaste dos pinos foram fotografadas em microscópio óptico metalográfico – NEOPHOT 32 e em microscópio eletrônico de varredura (MEV) – JEOL JXA-840. As figuras 12.10 a 12.13 mostram as superfícies de desgaste dos pinos moldados nas condições FQ.

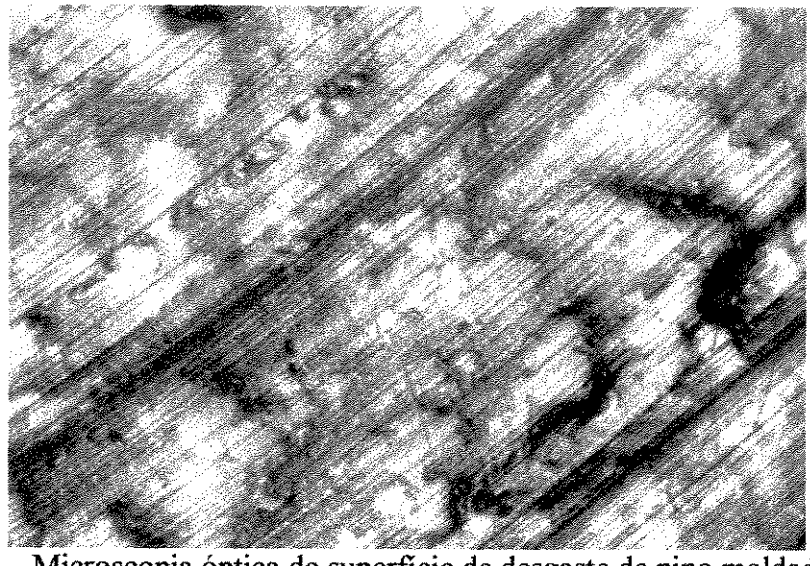


**Figura 12.10** – Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 100 FQ (25X)

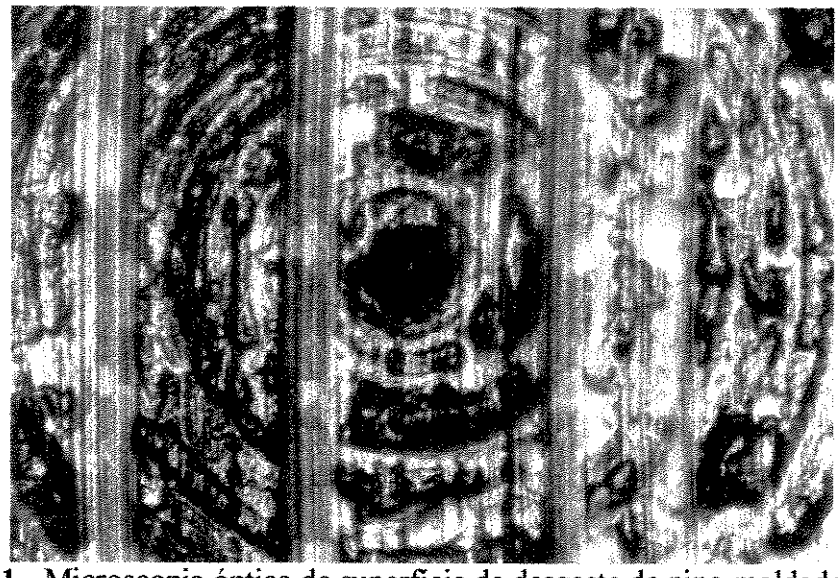


**Figura 12.11** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 200 FQ (25X)

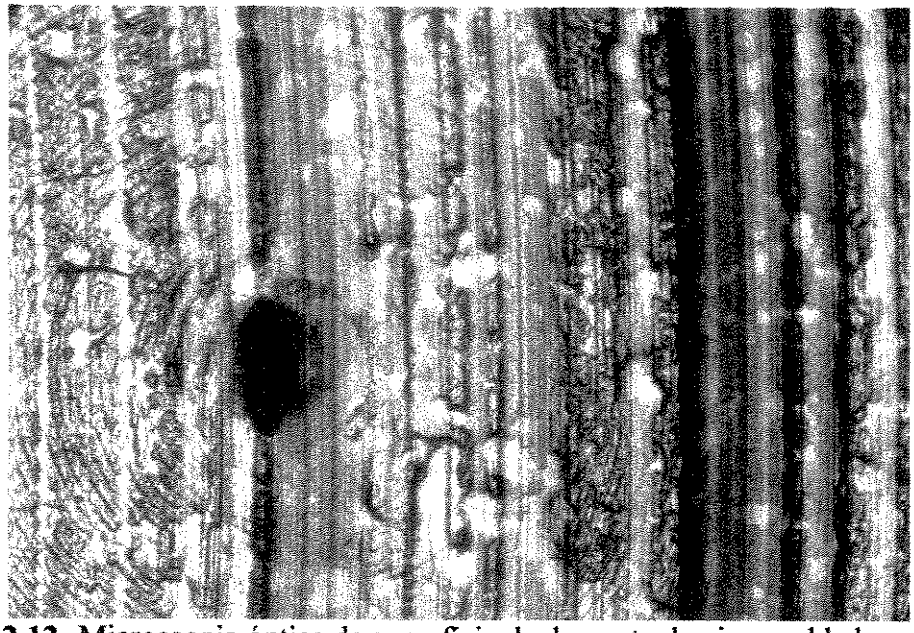


**Figura 12.12-** Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 300 FQ (20X)

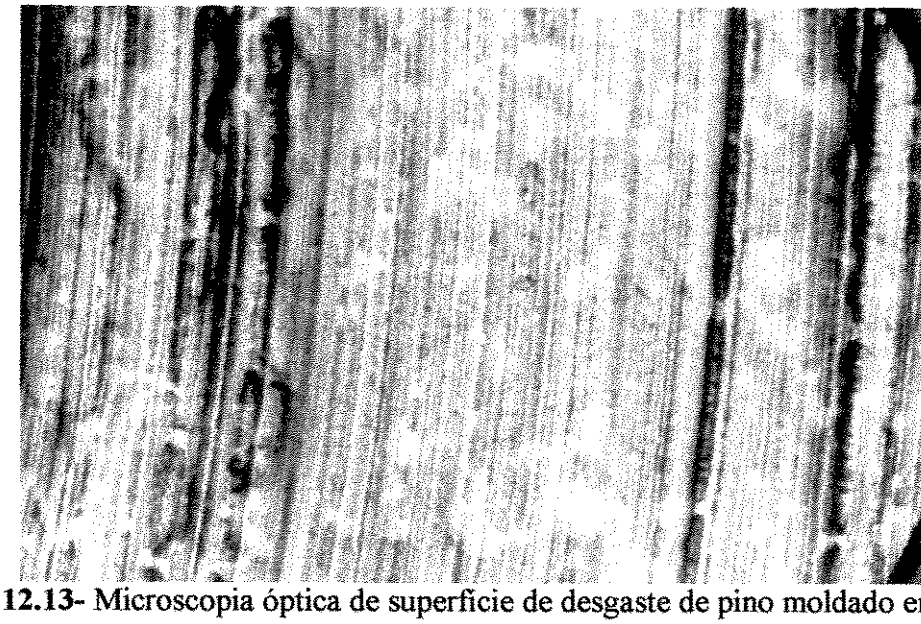


**Figura 12.13-** Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 400 FQ (50X)

O padrão de desgaste para as superfícies dos pinos moldados na condição FQ apresenta – se com características de desgaste adesivo e abrasivo, com a formação de sulcos de maneira semelhante ao encontrado para a maioria dos pinos ensaiados nas diferentes condições PV. Apesar das variações detectadas dos fatores de desgaste, não foi notada nenhuma modificação importante em termos visuais entre as quatro diferentes superfícies.

A figura 12.14 mostra a imagem obtida por MEV da superfície de desgaste do pino moldado em 100 FQ. As rebarbas de extremidade são, provavelmente, as geradoras de partículas para o desgaste abrasivo a três corpos. A seta em vermelho indica a direção e o sentido do movimento contra o disco.

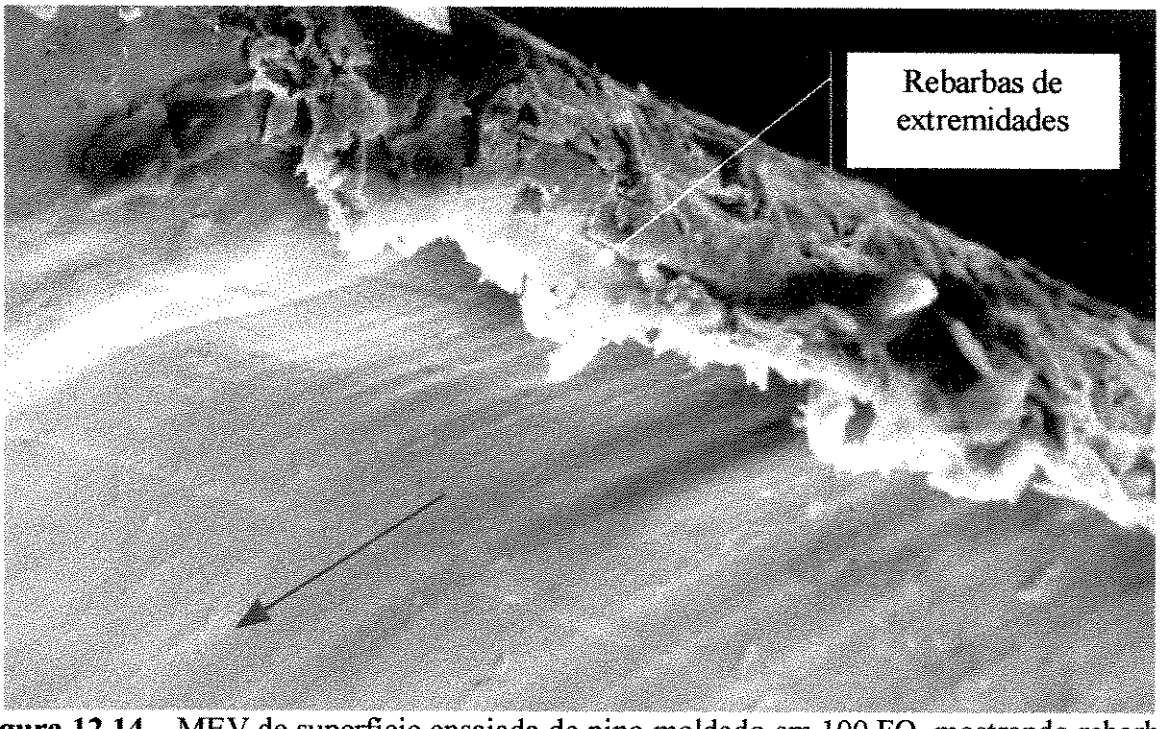



**Figura 12.14** – MEV de superfície ensaiada de pino moldado em 100 FQ, mostrando rebarbas de extremidade (300X)

A partir de uma maior ampliação da superfície, na figura 12.15, podem ser visualizadas ondulações e a aglomeração lateral de material, típica do deslocamento causado no processo abrasivo. A seta em vermelho indica o sentido e a direção do movimento contra o disco.

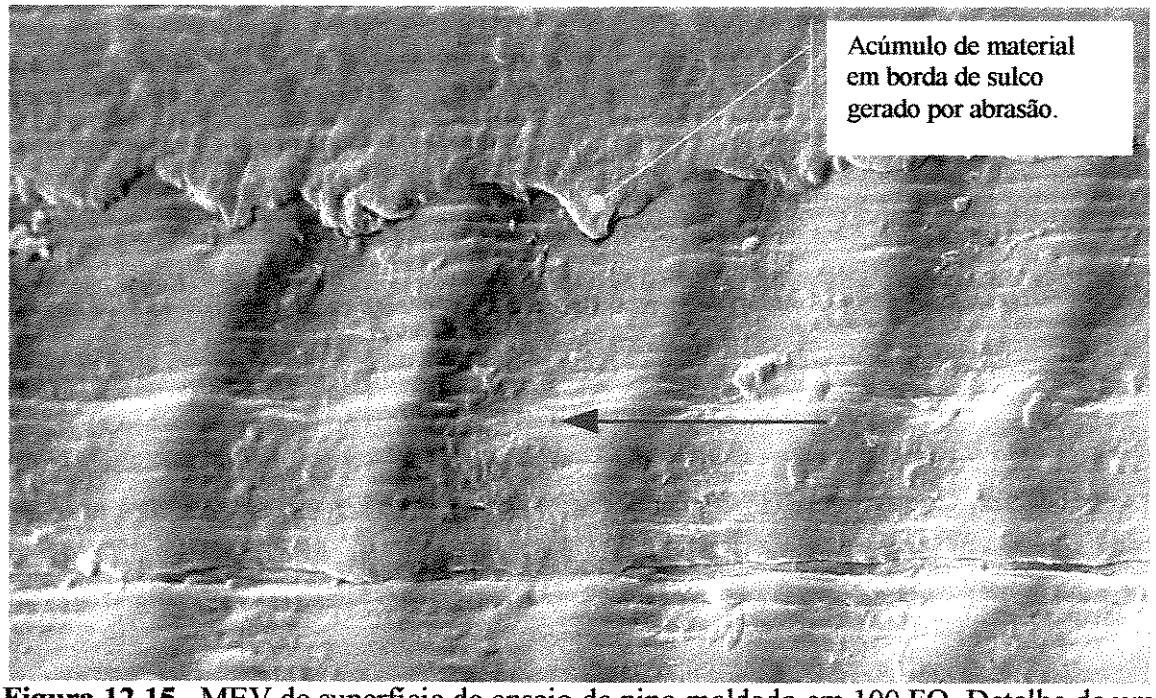



**Figura 12.15**– MEV de superfície de ensaio de pino moldado em 100 FQ. Detalhe de um sulco gerado por abrasão (1500X)

As superfícies ensaiadas dos pinos moldados na condição FNQ são apresentadas nas figuras 12.16 a 12.18.

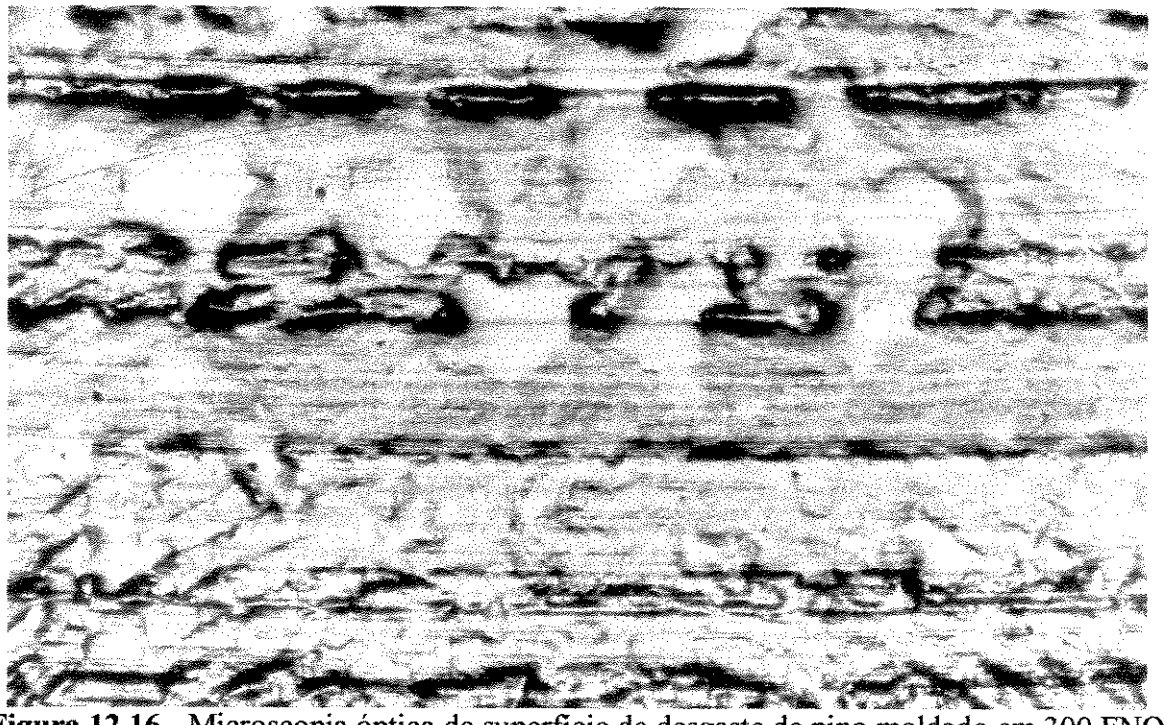


**Figura 12.16** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 300 FNQ (50X)

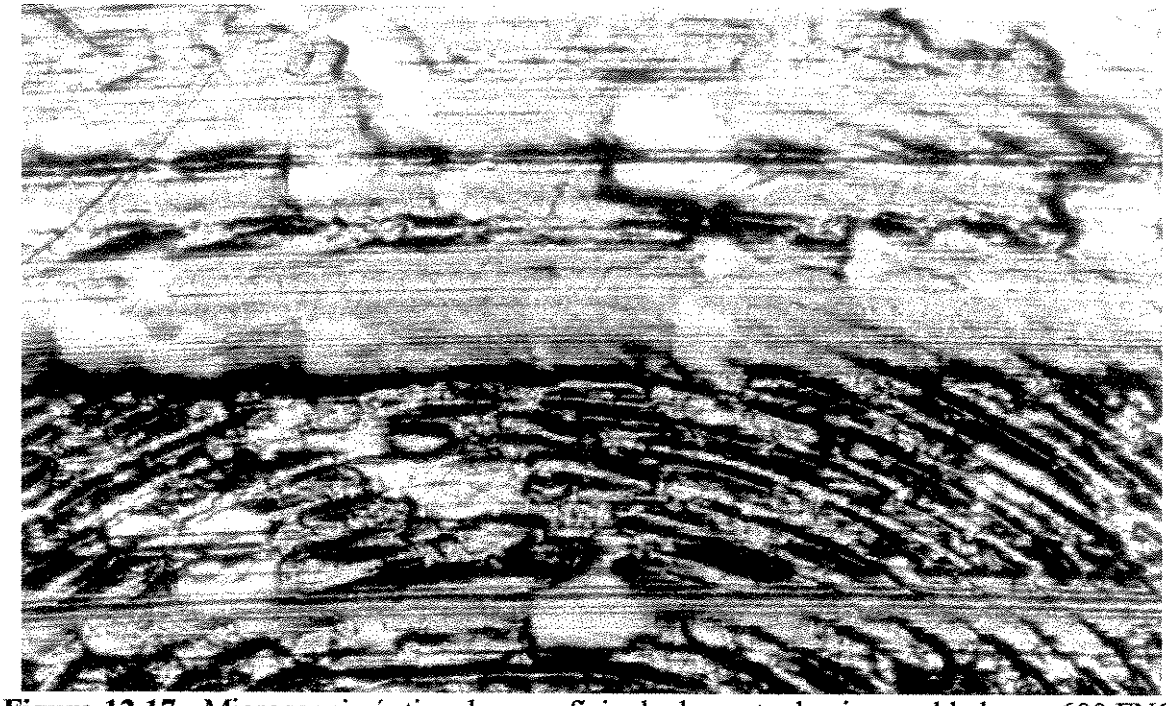


**Figura 12.17** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 600 FNQ (50X)

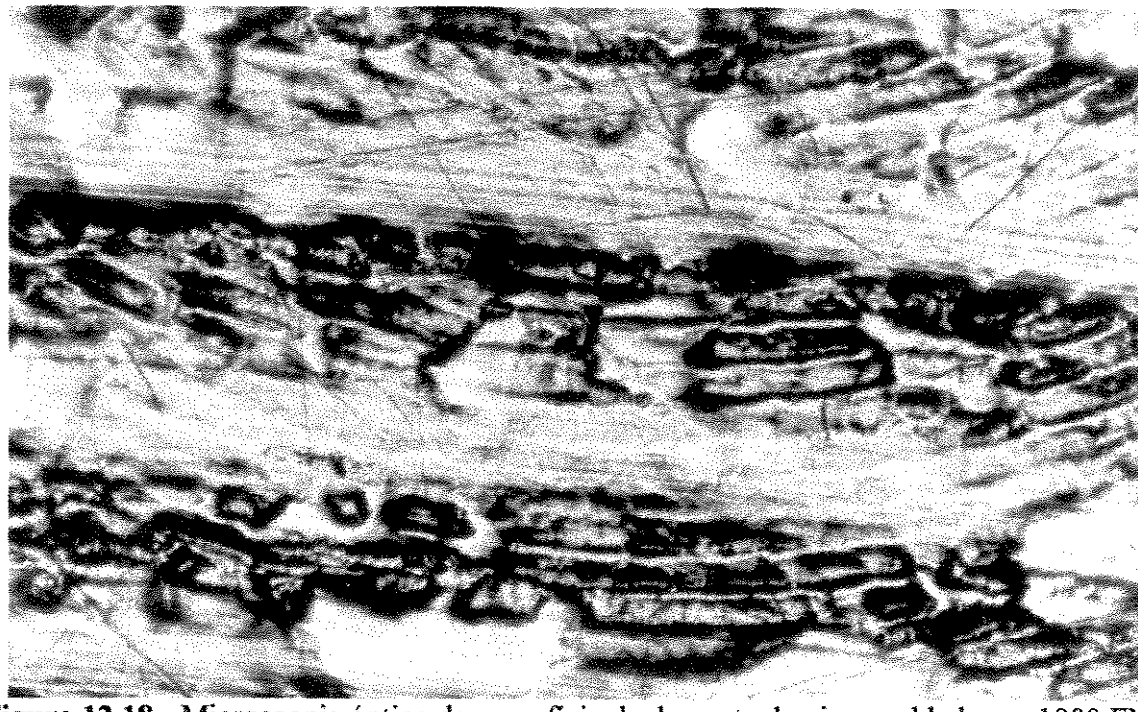


**Figura 12.18** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado em 1000 FNQ (20X)

O padrão apresentado pelas superfícies ensaiadas dos pinos moldados na condição FNQ foi semelhante aos dos pinos da condição FQ. A observação das figuras mostra as linhas de usinagem e os sulcos de desgaste abrasivo, como nos outros casos. A observação por MEV mostrou o mesmo padrão de ondulação também já visto.

As figuras 12.19 a 12.21 mostram as superfícies ensaiadas dos pinos moldados a partir da variação do tamanho de grão.

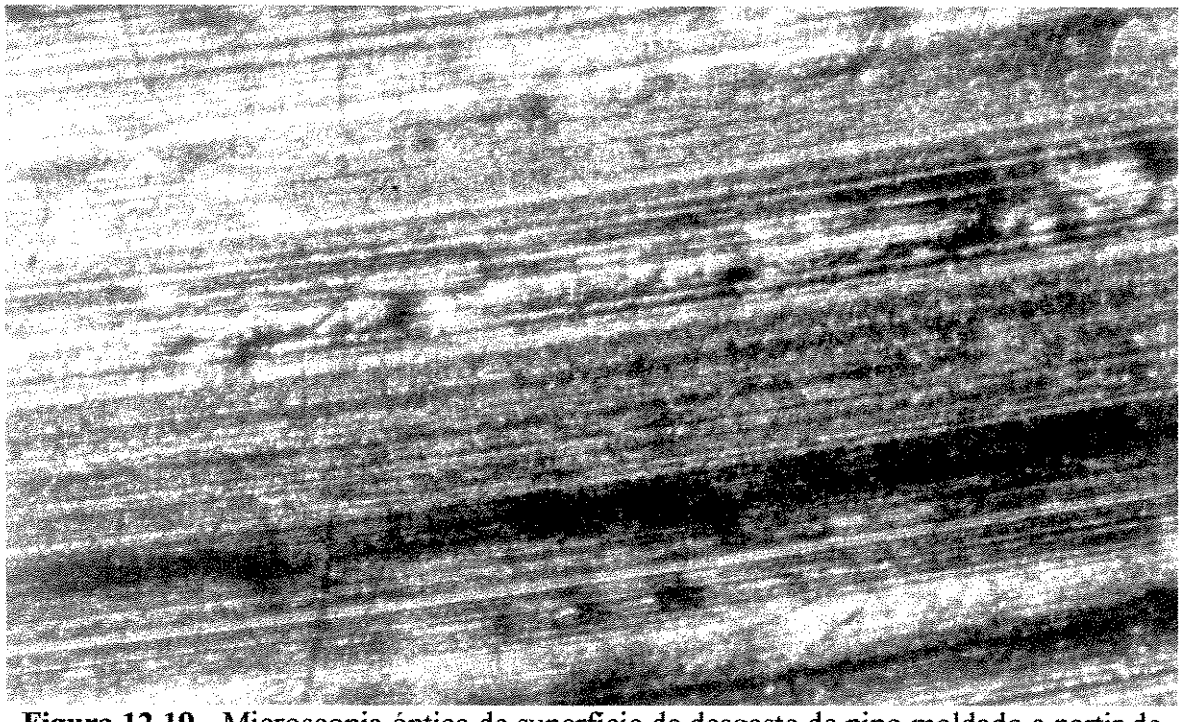


**Figura 12.19** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria fina, tamanho entre 0,045 e 0125 μm (50X)

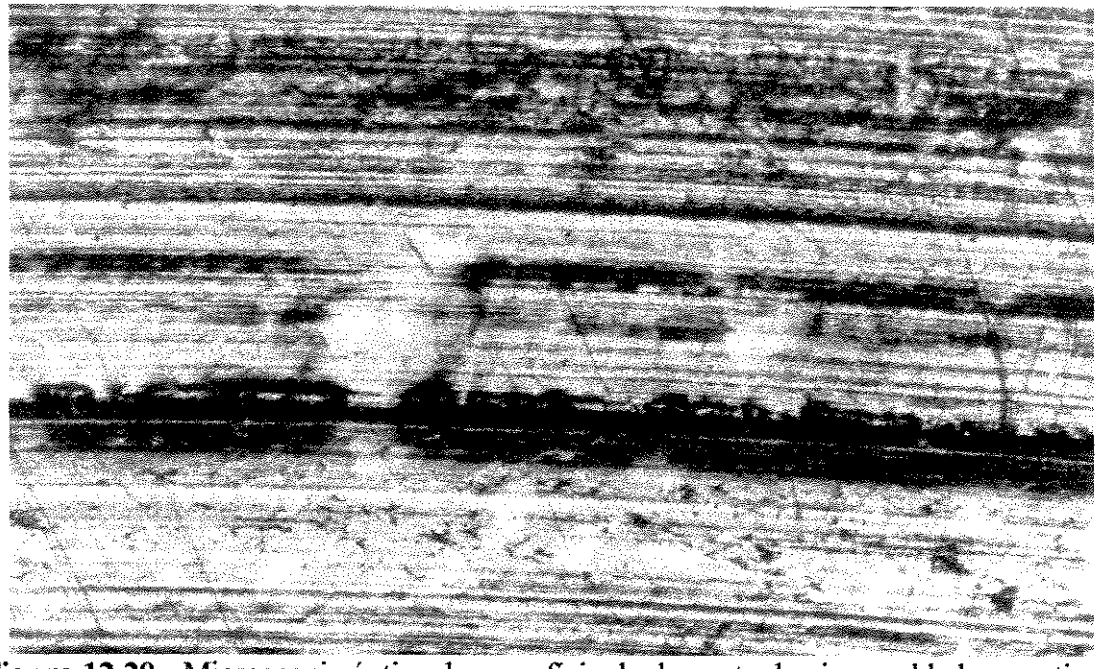


**Figura 12.20** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria média, tamanho entre 0125 e 0,5 μm (50X)

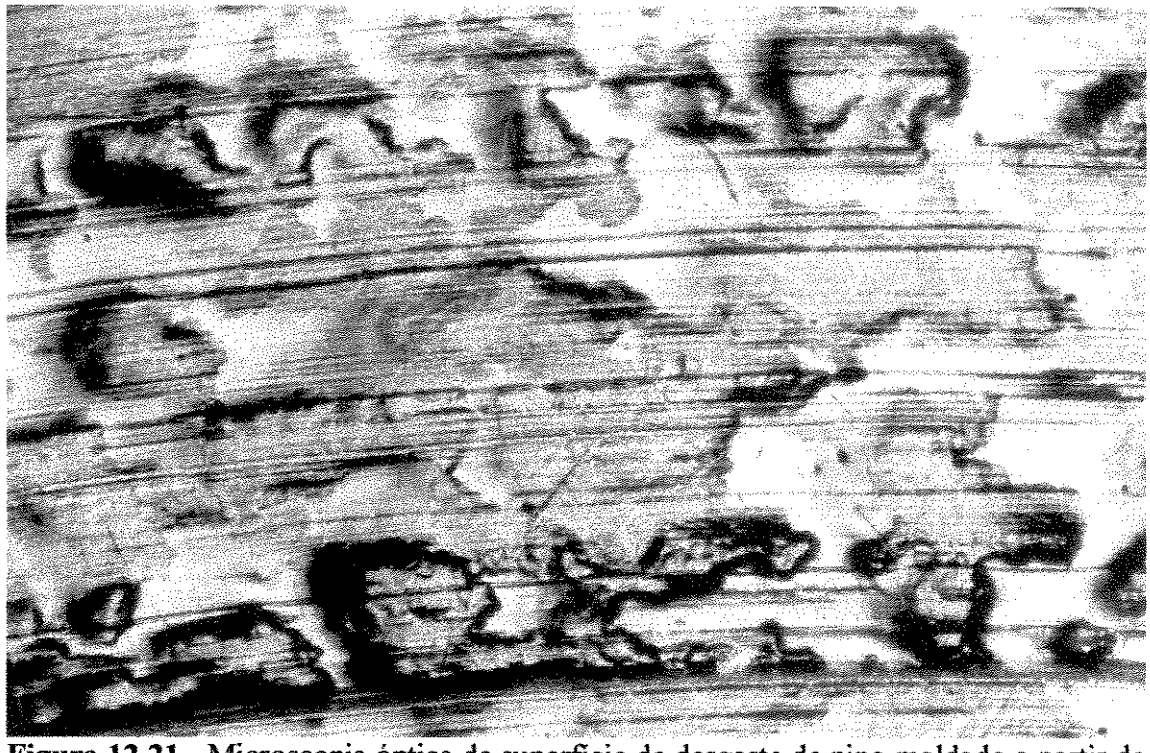


**Figura 12.21** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria grossa, tamanho maior que 0,5 μm (31,25X)

Aumentando a ampliação da figura 12.21 (superfície ensaiada do pino de granulometria GROSSA) temos a figura 12.22, onde é possível ver claramente as diferenças de tonalidades na superfície. As regiões delimitadas por tais diferenças podem ser a projeção de partes dos grão que compõem o material

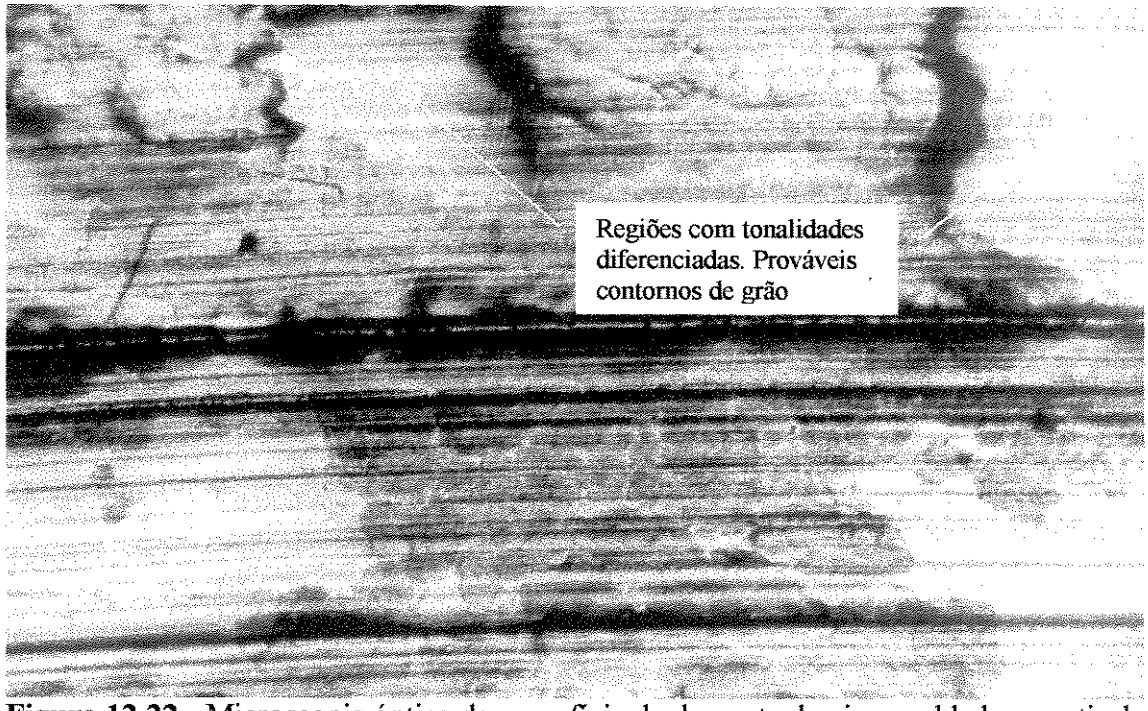



**Figura 12.22** - Microscopia óptica de superfície de desgaste de pino moldado a partir de grãos com granulometria grossa, tamanho maior que 0,5 μm (50X)

Comparando as imagens das superfícies de desgaste dos pinos de granulometria FINA e GROSSA, figuras 12.23 e 12.24, é possível notar que ambas apresentam um padrão semelhante, com ondulações e falhas transversais à direção do movimento (representado pela seta vermelha) do disco. Existem, no entanto, diferenças quanto às rugosidades das superfícies, onde a oriunda das FINAS apresenta – se mais irregular com micro-sulcos de abrasão, que não existem na superfície relativa às GROSSAS. Tais formações devem estar ligadas ao fato de que o desgaste foi maior para FINAS e, portanto, é natural que o processo abrasivo tenha ocorrido de forma mais intensa, porém em escala dimensional menor, e provavelmente devido ao predomínio de partículas de pequeno diâmetro.

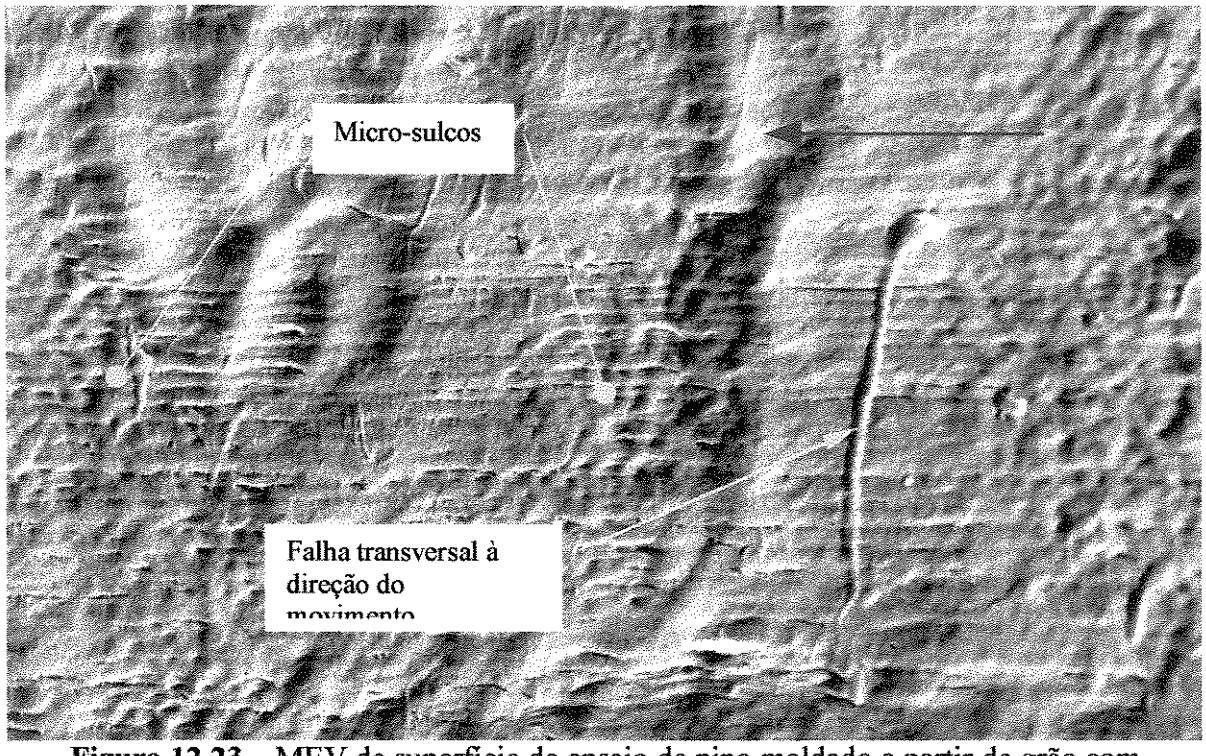



**Figura 12.23** – MEV de superfície de ensaio de pino moldado a partir de grão com granulometria média, tamanho entre 0,045 e 0125 μm (3000X)

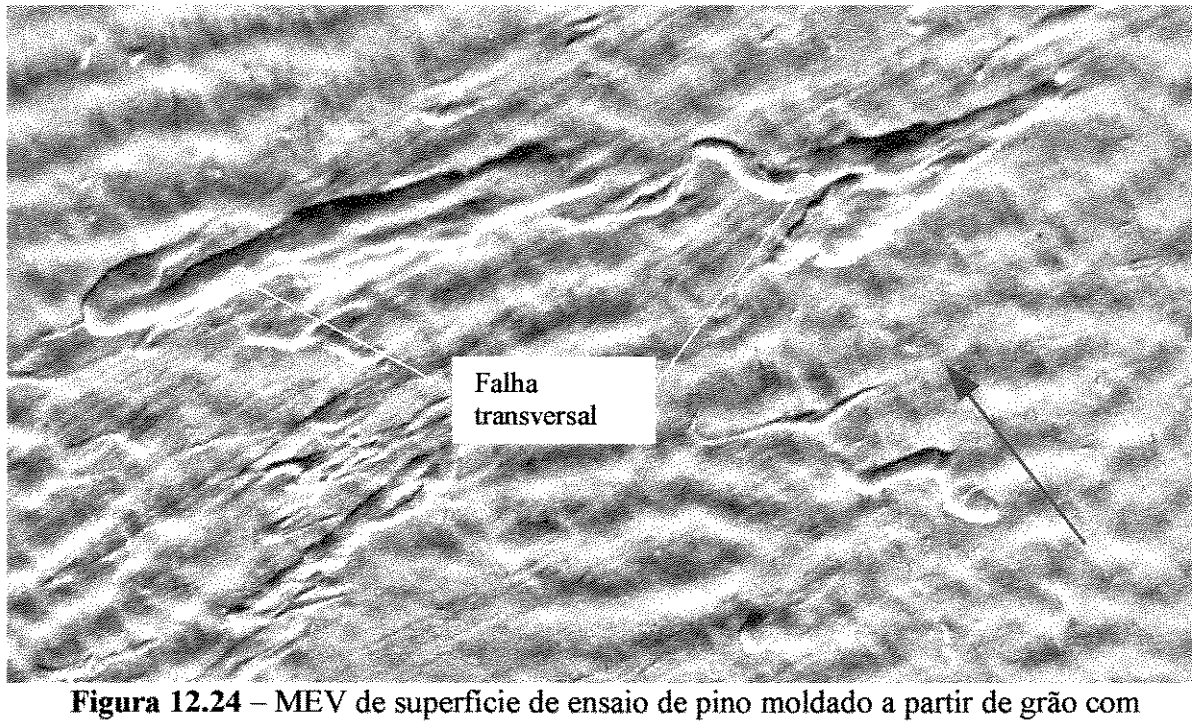



**Figura 12.24** – MEV de superfície de ensaio de pino moldado a partir de grão com granulometria grossa, tamanho maior que 0,5 μm (3500X)

A análise por microscopia das superfícies ensaiadas para todos os corpos de prova mostrou indicativos de dois processos básicos de desgaste: adesão e abrasão. Apesar das variações nos fatores de desgaste em até algumas ordens de grandeza, as marcas originadas na usinagem dos pinos permaneceram para quase todos os casos. Basicamente os picos destas marcas apresentavam – se desgastados mas ainda visíveis, denotando que o mecanismo de desgaste adesivo tenha ocorrido.

A existência dos sulcos ao longo das superfícies e em direção paralela à do movimento relativo entre pinos e disco é indicativo claro do desgaste abrasivo. A simples observação dos tamanhos destes sulcos e considerando o fato de que a rugosidade inicial dos discos situava – se em valores de Ra abaixo de 0,05 μm leva à conclusão de que o processo de abrasão certamente foi segundo o mecanismo a três corpos. A imagem da borda de uma superfície desgastada, obtida por MEV, mostrou uma das origens, provavelmente a principal, de partículas do próprio polímero que passam a atuar como terceiro corpo.

O objetivo deste trabalho era verificar como a alteração de alguns parâmetros do processamento do Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular influenciaria no comportamento ao desgaste do material. A partir da variação de níveis de pressão para compactação do pó a frio e no resfriamento verificou – se que a variação das pressões aplicadas na compactação inicial apresentam pouca influência. Já durante o processo de resfriamento ficou claro que o nível de pressão utilizado poderá gerar modificações no comportamento tribológico do polímero.

A variação quanto aos tamanhos de partículas e suas respectivas distribuições mostrou – se um fator bastante importante quanto ao comportamento ao desgaste do material. Os moldados com partículas menores apresentaram os maiores fatores de desgaste.

A comparação entre duas marcas diferentes de PEUAPM mostrou melhores resultados para a resina UTEC 3540 em relação ao GUR 413, o que foi coerente com os resultados dos ensaios dos moldados a partir de diferentes tamanhos de partículas. O material GUR, que apresenta menor tamanho de partículas, mostrou desgaste mais acentuado que a resina UTEC 3540, que além de maior tamanho médio também apresenta maior dispersão do tamanho de partículas.

A comparação quanto aos desempenhos entre as resinas UTEC 3540 e UTEC 2540, que apresentam pesos moleculares distintos (4,0 x $10^6$ e 2,5 $10^6$ gramas por mol), mostrou melhor desempenho para o material de maior massa molar. Entretanto, apesar de apresentar menor massa molecular é interessante notar que o desempenho ao desgaste da resina UTEC foi superior ao do GUR (4,0 x $10^6$ e 5,6 x $10^6$ gramas por mol, respectivamente). Este resultado mostra o grau de importância dos tamanhos das partículas e sua distribuição, podendo, como foi o caso deste trabalho, a ser mais significativo que o peso molecular. Não há dúvida de que estes resultados são específicos para as condições em que se realizaram os ensaios, mas é importante ressaltar que tais condições podem se prestar à simulação daquelas existentes em uma articulação protética de quadril.

# Capítulo 13

# Conclusões

1. O dispositivo projetado e construído para o processamento dos pinos de PEUAPM funcionou adequadamente, com as camisas de Alumínio, utilizadas para melhorar a difusividade térmica, atingindo seu objetivo

2. O equipamento de desgaste projetado e construído funcionou adequadamente e mostrou – se resistente. Nele foram realizados mais de cinqüenta ensaios de desgaste, totalizando mais de duas mil (2000) horas de ensaio.

   Os resultados obtidos via o uso do equipamento de ensaio de desgaste mostraram – se confiáveis e não se percebeu nenhum indício que denotasse alteração tendenciosa dos resultados, por falha do equipamento ou erro de concepção do projeto.

4. O estudo do processamento do PEUAPM, via os diagramas de força de compactação contra o deslocamento de punção, mostrou haver diferenças de comportamento entre as três etapas em função das pressões de compactação utilizadas.

5. Com o aumento da pressão de compactação a frio, diminui o deslocamento durante a fase de permanência da pressão máxima.

6. Com a pressão de compactação a frio entre 300 e 400 Kgf/cm$^2$ (30 a 40 MPa), ocorreu adensamento das partículas de tal forma que os deslocamentos da fase de plastificação passam a ser negativos, ou seja: com o aquecimento e a conseqüente dilatação do polímero, a pressão de 20 Kgf/cm$^2$ (2 MPa) não é suficiente para impedir a expansão do material no molde.

7. O deslocamento total do punção na compactação na condição FQ mostrou crescimento proporcional com o aumento da pressão

8. A energia de compactação gasta durante o processamento na condição FQ mostrou crescimento proporcional com o aumento da pressão.

9. O deslocamento total de punção na compactação na condição FNQ mostrou pouca alteração, mesmo para pressões variado de 300 a 1000 Kgf/cm$^2$ (30 a 100 MPa).

10. A energia de compactação gasta durante o processamento na condição FNQ mostrou crescimento proporcional com o aumento da pressão, apesar da pouca variação dos deslocamentos.

11. As distribuições dos tamanhos de partículas e o tamanho médio de partículas influencia os deslocamentos da compactação. Quanto menores as partículas, menores foram os deslocamentos para a resina UTEC 3540.

12. As resinas UTEC 3540 e GUR 413 mostram pouca diferença quanto aos deslocamentos. A primeira, que tem uma curva de distribuição de tamanhos de partículas mais aberta, apresentou deslocamento maior que a segunda.

13. As energias de compactação gastas foram proporcionais aos deslocamentos em todas as condições de processamento, exceto na FNQ.

14. Os desvios padrões dos resultados dos ensaios de desgaste mostram uma tendência a aumentar, com o aumento da média dos desgaste.

15. Entre PV 240 e 800 ocorreu crescimento dos fatores de desgaste. Houve flutuação das médias, mas a tendência foi de crescimento linear.

16. Acima de PV 800 (1100 a 1550) ocorreu forte crescimento até PV 1200 e depois queda entre 1200 e 1550. A análise do comportamento dos fatores de desgaste ao longo de todo o intervalo de condições PV estudado, para a resina UTEC 3540, mostrou a condição PV 1200 como o ponto de máximo. O melhor ajuste encontrado para os resultados foi polinomial de sexto grau.

17. Para os pinos de resina UTEC 2540 os fatores de desgaste não apresentaram mudanças importantes entre as condições PV 550 e 1100, mas houve queda significativa entre 1100 e 1550.

18. Para as três condições PV ensaiadas em comum, os pinos feitos de resina UTEC 3540 desgastaram menos em PV 550 e 1100 e apresentaram maiores fatores de desgaste que aqueles de resina UTEC 2540 no PV 1550.

19. Sob pressão de contato de 24 Kgf/cm$^2$ (2,4 MPa) a variação de velocidade entre 10 e 30 m/min. não gerou mudanças significativas dos fatores de desgaste.

20. Sob pressão de contato de 40 Kgf/cm$^2$ (4,0 MPa) a variação de velocidade entre 10 e 20 m/min. não gerou mudanças significativas dos fatores de desgaste (K). Entre 20 e 30, entretanto ocorreu um grande aumento de K.

21. Sob pressão de contato de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa) a variação de velocidade entre 10 e 20 m/min. gerou aumento significativo dos fatores de desgaste, entre 20 e 30 m/min houve queda dos mesmos.

22. os pinos feitos de resina UTEC 2540, que só foram ensaiados sob pressão de 55 Kgf/cm$^2$ (5,5 MPa), a variação da velocidade entre 10 e 20 m/min. não gerou mudanças importantes dos fatores de desgaste, entre 20 e 30 ocorreu diminuição dos mesmos.

23. O exame das superfícies de desgaste, por microscopia óptica e eletrônica de varredura, mostrou um mesmo padrão para todos os pinos usinados de chapas (de UTEC 3540 e 2540), ensaiados sob as diferentes condições PV. Com alguma mudança de intensidade, o que se viu foram as marcas originárias da usinagem dos pinos com sinais de alisamento, gerados por desgaste adesivo, e sulcos que claramente demostram a ocorrência de desgaste abrasivo.

24. A análise das superfícies de desgaste via calorimetria diferencial de varredura não permitiu tirar conclusões quanto à variação dos graus de cristalinidade devido ao atrito.

25. A variação das pressões de compactação no processamento tipo FQ mostrou – se influente no comportamento ao desgaste dos moldados. Com o aumento das pressões ocorreu queda dos fatores de desgaste (K') até o mínimo atingido para a condição 300 FQ, voltando a subir na condição 400 FQ.

26. A variação das pressões de compactação no processamento tipo FNQ não mostrou – se influente no comportamento ao desgaste dos moldados. Ocorreu grande dispersão dos resultados entre os dois lotes de pinos moldados e ensaiados. Porém dentro de cada lote os

resultados dos ensaios, para cada uma das pressões de moldagem utilizadas, não apresentaram variações significativas.

27. A variação quanto aos tamanhos médios de partículas e a distribuição dos tamanhos mostrou – se influente no comportamento ao desgaste dos moldados. Os pinos feitos com as partículas Finas apresentaram pior desempenho que aqueles feitos com as Médias e as Grossas. Entre estas duas últimas não houve variação significativa.

28. Os pinos feitos de resina UTEC 3540 apresentaram melhor desempenho ao desgaste que os fabricados de GUR 413, apesar da resina de apresentar menor peso molecular, porém tem a curva de distribuição de tamanho de partículas mais larga que a desta última.

29. O exame das superfícies de desgaste, por microscopia óptica e eletrônica de varredura, mostrou um mesmo padrão para todos os pinos moldados nas diferentes condições. Novamente foram visualizados sinais de desgaste adesivo e abrasivo.

30. O exame por microscopia eletrônica de varredura dos sulcos gerados por abrasão mostrou na superfície com ondulações transversais à direção do movimento de deslizamento.

31. As superfícies de desgaste dos pinos moldados a partir do pó com granulometria grossa e apresentam variações de tonalidades que podem ser projeções de partes dos grão que compõe o material.

# Capítulo 14

# Sugestões para futuros trabalhos

Para a verificação do real papel dos pesos moleculares no desempenho ao desgaste, poderiam ser realizados experimentos com mais de dois pesos moleculares, porém com tamanho médio de partículas próximo.

B. Complementação do estudo da influência dos tamanhos de partículas no desempenho ao desgaste do PEUAPM, por meio da adoção de mais intervalos de corte.

C. Estudo da variação do desgaste ao longo dos ensaios, visando o entendimento do papel da distância de deslizamento percorrida.

Estudo do papel da temperatura de processamento no desempenho ao desgaste do PEUAPM

E. Estudo do papel dos graus de cristalinidade no desempenho ao desgaste do PEUAPM.

F. Adição de PTFE ao PEUAPM com a utilização de agente acoplante e verificação do desempenho ao desgaste.

G. Realização de ensaios de desgaste utilizando contra – superfícies complacentes, como o Poliuretano

# Capítulo 15

# Referências Bibliográficas


1. Yamaguchi, Y., Tribology of plastic materials, Tribology Series 16, Elsevier Science Publishers, (1990).
2. Gahr, Z., K., Microstructure and wear of materials, Tribology series 10, Elsevier Science Publishers, (1987).
3. Blass, A., Processamento de polímeros, Editora da Universidade Federal de Santa Catarina, (1988).

   Reis, M. C., Desenvolvimento de um processo de fabricação do copo acetabular de próteses de quadril a partir da moldagem por sinterização do Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular, Dissertação de mestrado, faculdade de Engenharia Elétrica – UNICAMP, (1993).
5. Gray, H., Anatomia. 29 Ed., Guanabara Koogan, Rio de Janeiro (1977).
6. Gardner, E., Gray, D. J., O'Rahilly, R., Anatomia 3 Ed., Guanabara Koogan, Rio de Janeiro (1971).
7. Ghadially, F. N., Fine structure of sinovial joints, 42 pp, Butterworths & Co, London (1983).
8. Helminen, H.J., et alli, Joint loading. Effects on articular cartilage, Joint loading, 1 – 46, Wright, Bristol (1897).

9. Howmedica, catálogo do fabricante

10. Birnkraut, W. H. et alli, Ultrahigh molecular weight polyethylene processing and properties, J. Appl. Polym. Sci.: Appl. Polym Symposium, 36, 79 (1981).

11. Hoeshst Plastics, Hostalen GUR (PE UHMW), catálogo do fabricante.

12. Fabian, R. J., Engineer's guide to UHMW polyethylene, Materials Engineering, September, 34 (1971).

13. Truss, R. W. et alli, Cold compaction molding and sintering of ultra high molecular weight polyethylene, Polym. Eng. Sci., 20 (11), 747 (1980).

14. Ke, B. Newer methods of polymer characterization, Ed.Interscience, New York (1964).

15 Baumgaertner, E. R., Ultra high molecular weight Polyethylene molding powder and molding process, US Patent Office 3,847, 888, USA (1974).

16. Halldin, G. H., Powder processing of ultra high molecular weight polyethylene, PhD thesis, Drexel University (1980).

17. Halldin, G. W. et alli, Powder processing of ultra high molecular weight polyethylene I. Powder characterization and compaction, Polym. Eng. and Sci., 17 (1), 21 (1977).

18. Han, K. S. et alli, Powder compaction, sintering, and rolling of ultra high molecular weight polyethylene and its composites, J. Macromol. Sci.-Phys., B19(3), 313 (1981).

19. Shenoy, A. V. et alli, Compression moulding of Ultra High Molecular Weight Polyethylene, Plast. and Rubber Proces. and Applic., 5, 313 (1985).

20. Wang, X. et alli, Processing of Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene, J. Appl. Polym. Sci., 35, 2165 (1988).

21. Anton, C. et alli, Extrusion processing of ultra high molecular weight polyethylene; a new method for production of high performance structures, Polymer Bulletin, 17, 175 (1987).

22. Hitoshi, M. et alli, Fiber reinforced polymer molded body, European Patent Application 88304944.7 (1988).

23. Aoyama, T. et alli, Method for preparing molded articles of ultra high molecular weight polyethylene, US Patent Office 4.876.049, US (1989).

24. Krishnamurthy, V. et alli, Cold compation and sintering of ultrahigh molecular weight polyethylene containing a segregated iron network, Polym. Eng. Sci., 29(8), 564 (1989).

25. Zachariades, A. E., The effect of powder particle fusion on the mechanical properties of ultra high molecular weight polyethylene, Polym. Eng. Sci., 25 (12), 747 (1985)

26. Ghidelli, L. C., Modificação de polietileno linear de ultra alto peso molecular através da incorporação de polietileno de alta densidade, Dissertação de Mestrado, DEMa Universidade Federal de São Carlos, (1987).

27. McKenna, G. B. et alli, Deformation and failure of ultra high molecular weight polyethylene. 39th Ann. Tech. Conf. Boston Massachusetts, vol 27, 82 (1981).

28. Berzen, J. et alli, Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene (UHMW-PE): Application in Artificial Joints, Br. Polym. J. 10, 281 (1978).

29. Crissman, J. M. et alli, On the mechanical preconditioning of ultra high molecular weight polyethylene at small uniaxial deformations, J. Polym. Sci.: Poly. Phys. Edition, 23, 2599 (1985).

30. Zachariades, A. E. et alli, The melt anisotropy of Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene, 21, 821 (1983).

31. Zapas, L. J. et alli, Creep and recovery behaviour of ultra high molecular weight polyethylene in the region of small uniaxial deformations, Polymer, 25, 57 (1984).

32. Isherwood, D. P., Die wall friction effects in the compaction of polymer granules, in Tribology in particulate technology, 234, Adam Hilger, Bristol, (1987).

33. Stanley – Wood, N. G., Uniaxial powder compaction, in Tribology in particulate technology, 249, Adam Hilger, Bristol (1987).

34. Barbour, P. S. M., et alli, The influence of contact strees on the wear of UHMWPE for total replacement hip prostheses, Wear, 181 – 183, 250 (1995).

35. Jayaraman, G. S. et alli, Cold compaction molding and sintering of polystyrene, Polymer Engineering and Science, 16 (8), 529 (1976).

36. Reis, M. C., Development of a molding process for the ultra high molecular weight polyethylene (UHMW-PE) with the optimization of the strength for use in artificial human joint prostheses, VI mediterranean conference on medical and biological engineering, Proceedings, II, 1085 (1992).

37. Bowden, F. P., Tabor, D., The friction and lubrication of solids, Oxford at the clarendon press (1950).

Tabor, D., Tribology – the last 25 years A personal view, Tribology International, 28 (1), 7 – 10 (1995).

39. Rabinowicz, E., Friction and wear of materials, John Wiley and Sons, New York (1965).

40. Meng, H. C., Ludema, K. C., Wears models and predictive equations: their form and content, Wear, 181 – 183, 443 – 457 (1995).

41. Song, J., Ehrenstein, G. W., Effect of sliding velocity on the wear – effect of time – temperature equivalence, Wear, 162 – 164, 662 – 668 (1993).

42. Franklin, S.E., Dijkman, J.A., The implementation of tribological principles in na expert – system ("precept") for selection of metallic materials, surface treatments and coatings in engineering design, wear, 181 – 183, 1 – 10 (1995).

43. Santner, E., Köcker, G. M., Utility and limitations of tribosimulation for quality control and materials preselection

44. Galembeck, F., Adesão de superfície, Apostila – curso de extensão, Escola de extensão da UNICAMP (1992).

45. Hutchings, I. M., Tribology: Friction and wear of engineering materials, Edward Arnold, London (1992).

46. .

47. Purquerio, B. M. et alli, Apostila de curso, Elementos de tribologia, Universidade de São Paulo - EESC, São Carlos (1982).

48. Chichinadze, [a] V., Polymers in friction assemblies of machines and devices: a handbook, Allerton Press Inc. New York (1984)

49. Biswas, S. K., Friction and wear of PTFE – a review, Wear, 158, 193 – 211 (1992).

50. Yelle, H. et alli, Friction and wear of polyethylene – nylon blends, Wear, 149, 341 – 352 '991)

..nchet, T. A., Kennedy, F. E., Sliding wear mechanism of polytetrafluoroethylene (PTFE) and PTFE composites, Wear, 152, 229 – 243 (1992).

52. Lancaster, J.K., Abrasive wear, in Tirbology in particulate technology, 321, Adam Hilger, Bristol (1987).

53. Dowson, D., Wallbridge, N. C., Laboratory wear tests and clinical observations of penetration of femoral heads into acetabular cups in total replacement hip joints. I: Chanley prostheses with Polytetrafluoroethylene acetabular cups, Wear, 104, 203 – 215 (1985).

54. Atkinson, J. R. et alli, Laboratory wear tests and clinical observations of the penetration of of femoral heads into acetabular cups in total replacement hip joints. II: a microscopical study of surfaces of Chanley Polyethylene acetabular sockets, Wear, 104, 217 – 224 (1985).

55. Atkinson, J. R. et alli, Laboratory wear tests and clinical observations of the penetration of of femoral heads into acetabular cups in total replacement hip joints. III: the mesurement

of internal volume changes in explanted Chanley sockets after 2 – 16 years *in vivo* and the determination of wear factors, Wear, 104, 225 – 244 (1985).

56. Dumbleton, J. H. et alli, The wear behavior of ultra high molecular weight polyethylene, Wear, 37, 279 (1976).

57. Dowson, D. et alli, Na evaluation of the penetration of ceramic femoral heads into polyethylene acetabular cups, Wear, 162 – 164, 880 – 889 (1993).

58. Dowling, J. M. et alli, The characteristics of acetabular cups worn in the human body, J. Bone Joint Surg., 60 B, 3 (1978).

59. Nusbaum, H. J., et alli, Wear mechanisms for Ultrahigh molecular weight polyethylene in total hip prosthesis, J. Appl. Polym. Sci., 23, 777 (1976).

60. Wang, [a] et alli, Wear mechanisms of UHMWPE in total joint replacements, Wear, 181 – 183, 241 – 249 (1995).

61. Birley, [a] W. et alli, Physics of plastics – processing, properties and materials engineering, Hanser publishers Munich, (1991).

62. Thorp, J. M., Friction of some commercial polymer – based bearing materials against steel, Tribology International, April (1982).

63. Czichos, H., Contact deformation and static friction of polymers: influences of viscoelasticity and adhesion, in Polymer wear and its control, , ACS symposium series, American Chemical Society, Washingtn DC, 3 - 26 (1985).

64. Lee, L. H., Fracture energics and surface energics of polymer wear, in Polymer wear and its control, , ACS symposium series, American Chemical Society, Washingtn DC, 27 – 38 (1985).

65. Briscoe, B., Wear of polymers: na essay on fundamental aspects, Tribology international, August, 231 – 243 (1981).

66. Anderson, J. C., High density and ultra – high molecular weight polyethenes: their wear properties and bearing applications, Tribology international, February, 43 – 47 (1982).

67. Day Brasil, catálogo de divulgação

68. Nylacast Limited, Nylube, catálogo de divulgação

69. Reis, M. C. et alli, Influência da taxa de resfriamento no percentual de cristalinidade do Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular – PEUAPM, Anais do 10º CBCIMAT, 1043 – 1046 (1992)

70. Fatou, J. G. et alli, The influence of molecular weight on the regime crystallization of linear polyethylene, Polymer, 31, 1685 (1990).

71. Hage, E. Jr., Apostila de curso: Introdução aos polímeros, Assoc. Bras. de Polímeros, São Carlos, Cap. Estrutura do agregado molecular e do estado agregado (1990).

72. McKellop, H. et alli, Effect of increased density and crystallinity on the wear of UHMW polyethylene acetabular cups, Fourth world biomaterials congress, April, 24 – 28 (1992).

73. Hoechst Plastics, Hostalen GUR (PE - UHMW), catálogo do fabricante.

74. Catálogo ICI, Fluon, reprinted from The Kirk – Othmer encyclopedia of chemical technology, Vol. 9, 2nd Ed., Interscience Publishers inc, New York, 805 – 831 (1966).

75. Hoechst Plastics, Hostaflon, catálogo do fabricante

76. Thorp, J. M., Abrasive wear of some commercial polymers, Tribology international, April, 59 – 68 (1982).

77. Bahadur, S., Gong, D., The action of fillers in the modification of the tribological bahavior of polymers, Wear, 158, 41 – 59 (1992).

78. Hamblin, M. G., Stachowiak, G. W., Environmental and sheave material effects on the wear of roping wire and sheave, Tribology international, 28 (5), 307 – 315 (1995).

79. Marcus, K. et alli, The effect of grinding direction on the nature of transfer film formed during the sliding wear of ultrahigh molecular weight polyethylene against stainless steel, Wear ,151, 323 – 336 (1991).

80. Ramasubramanian, N. et alli, Tribological charactiristics of filled ultrahigh molecular weight high density polyethene, Wear, 162 – 164, 631 – 635 (1993).

81. Voort, J. V., Bahadur, S., The growth and bonding of transfer film and the role of CuS and PTFE in the tribological behavior of PEEK, Wear, 181 – 183, 212 – 221 (1995).

82. Smurugov, V. A et alli, On PTFE transfer and thermoactivation mechanism of wear, Wear, 158, 61 - 69 (1992).

83. Ruben, G. C. et alli, Formation of UHMWPE polymeric transfer films on sliding glass counterfaces: early and steady – state wear studied by transmission electron microscopy, J. Mat. Science, 28, 1045 – 1058 (1993).

84. Watanabe, M., Wear mechanism of PTFE composites in aqueous environments, Wear, 158, 79 – 86 (1992).

85. Mens, J. W. M., Gee, [a] W. J., Friction and wear behaviour of 18 polymers in contact with steel in environmentes of air and water, Wear, 149, 255 – 268 (1991).

86. Silverstein, M. S., Breitner, J., Wear and Friction in UHMWPE/PTFE Blends, Meeting of the Division of Polymer Chemistry, Chicago, Polymer Preprints, Aug. 34, 2, 791-792 (1993).

87. Silverstein, M. S., Breitner, J., Polym. Eng. Sci., 35, (22), 1785-1794 (1995).

88. Lee, L. H., Various Approaches in controlling the wear of polymers, in Polymer wear and its control, American Chemical Society, Washington DC, 77 – 88 (1985).

89. Marcus, K., Allen, C., Effeccts of fillers on the friction and wear behaviour of Ultrahigh molecular weight polyethylene during water – lubricated reciprocating sliding wear, Wear, 162 – 164, 1091 – 1102 (1993).

90. Anderson, J. C., Wear of commercially available plastic materials, Tribology international, October, 255 – 263 (1982).

91. Dowson, D. et alli, Influence of counterface topography on the wear of ultra high molecular weight polyethylene under wet or dry conditions, in Polymer wear and its control, American Chemical Society, Washington DC, 171 – 188 (1985).

92. Weightman, B., Light, D., The effect of the surface finish of alumina and stainless steel on the wear rate of UHMW polyethylene, Biomaterials, vol. 7, 20 – 24 (1986).

93. Barrett, T. S. et alli, Effect of roughness and sliding speed on the wear and friction of ultra high molecular weight polyethylene, Wear, 153, 331 (1992).

94 McNicol, A. et alli, The effect of humidity and electrical fields upon the wear of high density polyethylene and polytetrafluoroethylene, Wear, 181 – 183, 603 – 612 (1995),

95. Tetrault, D. M., Kennedy, F. E., Friction and wear behavior of ultrahigh molecular weight polyethylene on Co – Cr and Titaniun alloys in dry and lubricated environments, Wear, 133, 295 – 307 (1989).

96. Fusaro, R. L., Friction, wear, transfer and wear surface morphology of ultrahigh molecular weight polyethylene, ASLE Trans., 28 (1), 1 – 10 (1985).

97. Cooper, J. R. et alli, Birefringent sudies of polyethylene wear specimens and acetabular cups, Wear, 151, 391 – 402 (1991).

98. Thorp, J. M., A novel tri – pin – on – disc tribometer designed to retain lubricants, Tribology international, April, 121 – 125 (1981).

99. Caravia, L. et alli, Start up and steady state friction of thin polyurethane layers, Wear, 160, 191 – 197 (1993).

100. Caravia, L. et alli, Friction of hydrogel and polyurethane elastic layers when sliding against each other under a mixed lubrication regime, Wear, 181 – 183, 236 – 240 (1995).

101. Cooper, J.R. et alli, Macroscopic and microscopic wear mechanisms in ultra – high molecular weight polyethylene, Wear, 162 – 164, 378 – 384 (1993).

102. Jin, Z.M. et alli, Wear and friction of medical grade polyurethane sliding on smooth metal counterfaces, Wear, 162 – 162, 627 – 630 (1993).

103. Clarke, C. G., Allen, C., the water lubricated, sliding wear behaviour of polymeric materials against steel, Tribology International, April, vol. 24 (2), 109 – 118 (1991).

104. Engel, L. et alli, An atlas of Polymer damage, Carl Hanser verlag, Munich (1978).

# Apêndice A1

**Tabela A1.1** – Fatores de desgaste

| Condição PV | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MEDIA DOS ENSAIOS | Variância | Desvios Padrões | Intervalo de Confiança |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 240 (0,4) | 1,89E-08 | 1,90E-08 | 1,91E-08 | 9,51E-09 | 0,00E+00 | 9,51E-09 | 1,27E-08 | 6,02E-17 | 7,76E-09 | 6,21E-09 |
| 400 (0,66) | 2,86E-08 | 5,70E-09 | 5,70E-09 | 1,14E-08 | 2,85E-08 | 4,00E-08 | 2,00E-08 | 2,06E-16 | 1,44E-08 | 1,15E-08 |
| 480 (0,8) | 1,91E-08 | 1,91E-08 | 3,80E-08 | 1,92E-08 | 9,61E-09 | 9,61E-09 | 1,91E-08 | 1,07E-16 | 1,04E-08 | 8,29E-09 |
| 550 (0,91) | 2,07E-08 | 1,67E-08 | 2,48E-08 | 1,66E-08 | 1,24E-08 | 1,66E-08 | 1,80E-08 | 1,82E-17 | 4,26E-09 | 3,41E-09 |
| 720 (1,2) | 6,66E-08 | 6,67E-08 | 4,74E-08 | 9,58E-09 | 9,55E-09 | 1,91E-08 | 3,65E-08 | 7,37E-16 | 2,71E-08 | 2,17E-08 |
| 800 (1,33) | 2,29E-08 | 2,29E-08 | 1,14E-07 | 1,14E-08 | 5,71E-09 | 1,14E-08 | 3,14E-08 | 1,69E-15 | 4,11E-08 | 3,29E-08 |

**Tabela A1.2** – Estatística da regressão linear

| ***Estatística de regressão*** | |
|---|---|
| R múltiplo | 8,91E-01 |
| R- Quadrado | 7,94E-01 |
| R- quadrado ajustado | 7,43E-01 |
| Erro padrão | 1,05E+02 |
| Observações | 6,00E+00 |

**Tabela A1.3** – Análise de variância

| | *gl* | *SQ* | *MQ* | *F* | *F de significação* |
|---|---|---|---|---|---|
| Regressão | 1,00E+00 | 1,69E+05 | 1,69E+05 | 1,54E+01 | 1,71E-02 |
| Resíduo | 4,00E+00 | 4,38E+04 | 1,10E+04 | | |
| Total | 5,00E+00 | 2,13E+05 | | | |

**Tabela A1.4** Resíduos

| *Observação* | *Y previsto* | *Resíduos* |
|---|---|---|
| 1,00E+00 | 3,23E+02 | -8,29E+01 |
| 2,00E+00 | 4,72E+02 | -7,16E+01 |
| 3,00E+00 | 4,54E+02 | 2,65E+01 |
| 4,00E+00 | 4,31E+02 | 1,19E+02 |
| 5,00E+00 | 8,07E+02 | -8,74E+01 |
| 6,00E+00 | 7,04E+02 | 9,63E+01 |

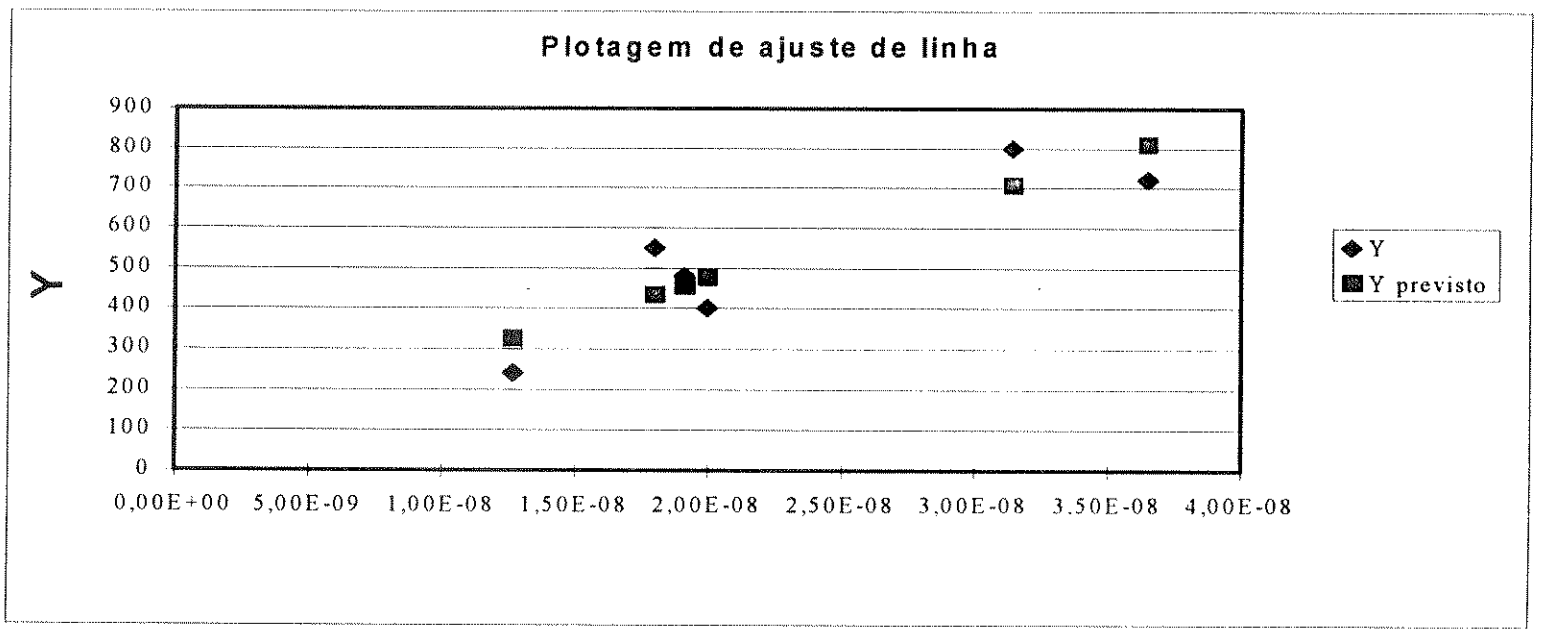



**Figura A1.1** – Resíduos e valores previstos

# Apêndice A2

**Tabela A2.1**– Resultados de todos os ensaios de desgaste e análise estatística

| Condição PV | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) TERCEIR O ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) TERCEIR O ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) TERCEIR O ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MEDIA DOS ENSAIOS | Variância | Desvios Padrões | Intervalo de confiança |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 240 (0,4) | 1,89E-08 | 1,90E-08 | 1,91E-08 | 9,51E-09 | 0,00E+00 | 9,51E-09 | | | | 1,27E-08 | 6,02E-17 | 7,76E-09 | 6,21E-09 |
| 400(0,66) | 2,86E-08 | 5,70E-09 | 5,70E-09 | 1,14E-08 | 2,85E-08 | 4,00E-08 | | | | 2,00E-08 | 2,06E-16 | 1,44E-08 | 1,15E-08 |
| 480 (0,8) | 1,91E-08 | 1,91E-08 | 3,80E-08 | 1,92E-08 | 9,61E-09 | 9,61E-09 | | | | 1,91E-08 | 1,07E-16 | 1,04E-08 | 8,29E-09 |
| 550(0,91) | 2,07E-08 | 1,67E-08 | 2,48E-08 | 1,66E-08 | 1,24E-08 | 1,66E-08 | | | | 1,80E-08 | 1,82E-17 | 4,26E-09 | 3,41E-09 |
| 720 (1,2) | 6,66E-08 | 6,67E-08 | 4,74E-08 | 9,58E-09 | 9,55E-09 | 1,91E-08 | | | | 3,65E-08 | 7,37E-16 | 2,71E-08 | 2,17E-08 |
| 800(1,33) | 2,29E-08 | 2,29E-08 | 1,14E-07 | 1,14E-08 | 5,71E-09 | 1,14E-08 | | | | 3,14E-08 | 1,69E-15 | 4,11E-08 | 3,29E-08 |
| 1100(1,8) | 8,28E-09 | 1,67E-08 | 8,39E-09 | 6,14E-07 | 6,43E-07 | 6,22E-07 | 1,66E-08 | 1,66E-08 | 1,66E-08 | 2,18E-07 | 9,38E-14 | 3,06E-07 | 2,00E-07 |
| 1200 (2,0) | 1,15E-08 | 1,15E-08 | 2,29E-08 | 1,18E-06 | 9,75E-07 | 1,09E-06 | 2,74E-07 | 2,51E-07 | 2,51E-07 | 4,51E-07 | 2,36E-13 | 4,86E-07 | 3,17E-07 |
| 1550(2,5) | 8,33E-09 | 8,32E-09 | 2,08E-08 | 3,49E-07 | 3,65E-07 | 4,27E-07 | 3,19E-07 | 3,53E-07 | 3,81E-07 | 2,48E-07 | 3,20E-14 | 1,79E-07 | 1,17E-07 |

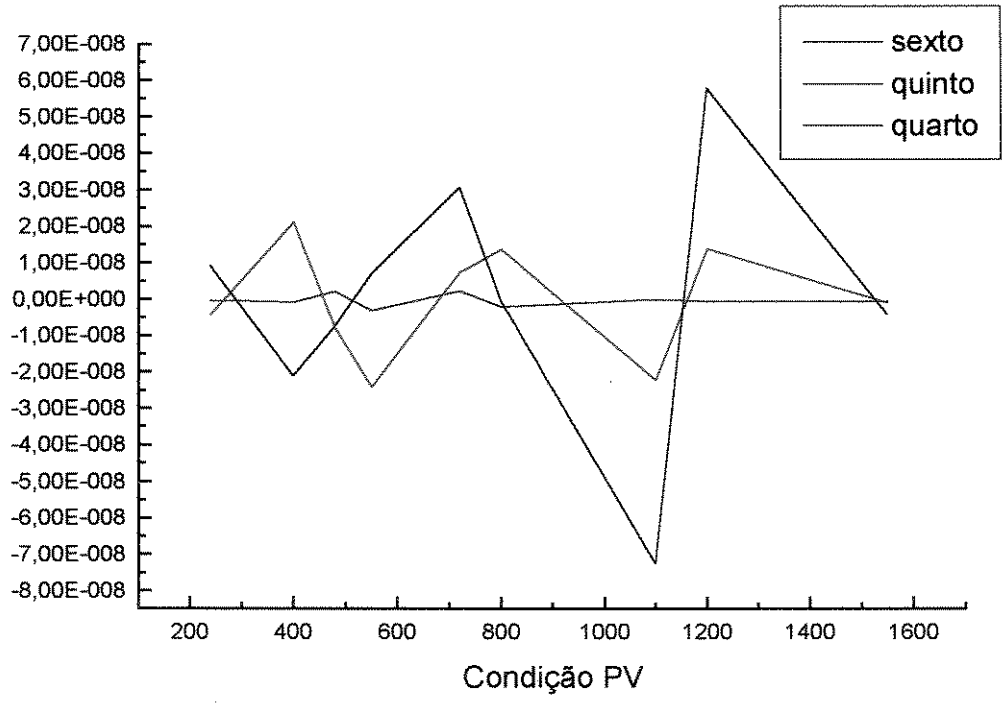



**Figura A2.1** - Resíduos dos ajustes polinomiais

# Apêndice A3

**Tabela A3.1** – Resultados, médias, desvios padrões e intervalos de confiança para ensaios com UTEC 2540

| Condição PV | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) PRIMEIRO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) SEGUNDOO ENSAIO CDP A | Fator de desgaste (K) SEGUNDOO ENSAIO CDP B | Fator de desgaste (K) SEGUNDO ENSAIO CDP C | Fator de desgaste (K) MÉDIA DOS ENSAIOS | Desvios Padrões | INTERVALOS DE CONFIANÇA UTEC 2540 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 3300 | 2,03E-07 | 1,83E-07 | 2,24E-07 | 2,78E-07 | 2,82E-07 | 3,24E-07 | 2,49E-07 | 5,41E-08 | 4,33E-08 |
| 6600 | 1,12E-07 | 9,55E-08 | 1,29E-07 | 4,15E-07 | 4,11E-07 | 4,36E-07 | 2,66E-07 | 1,69E-07 | 1,36E-07 |
| 9300 | 6,23E-08 | 7,06E-08 | 7,47E-08 | 2,47E-08 | 2,06E-08 | 2,04E-08 | 4,55E-08 | 2,63E-08 | 2,10E-08 |

# Apêndice A4

**Tabela A4.1** – Resultados e intervalo de confiança para os pinos moldados na condição FQ

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Média dos ensaios | Intervalo de confiança |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 100FQ | 2,82E-10 | 1,69E-10 | 2,00E-10 | 3,13E-10 | 4,00E-10 | 2,92E-10 | 2,76E-10 | 6,62E-11 |
| 200FQ | 6,16E-11 | 7,69E-11 | 8,20E-11 | 2,72E-10 | 2,62E-10 | 2,31E-10 | 1,64E-10 | 8,04E-11 |
| 300FQ | 9,22E-11 | 8,72E-11 | 1,08E-10 | 7,71E-11 | 5,65E-11 | 6,67E-11 | 8,12E-11 | 1,47E-11 |
| 400FQ | 7,23E-10 | 5,59E-10 | 6,25E-10 | 3,08E-10 | 2,15E-10 | 2,82E-10 | 4,52E-10 | 1,68E-10 |

# Apêndice A5

**Tabela A5.1 – Resultados e intervalo de confiança para os pinos moldados na condição FNQ**

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Média dos ensaios | Intervalo de confiança |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 300FNQ | 1,18E-10 | 1,23E-10 | 1,13E-10 | 3,70E-10 | 3,19E-10 | 3,59E-10 | 2,34E-10 | 1,02E-10 |
| 600FNQ | 2,57E-11 | 2,06E-11 | 2,56E-11 | 4,62E-10 | 3,49E-10 | 3,64E-10 | 2,08E-10 | 1,64E-10 |
| 1000FNQ | 4,61E-11 | 4,10E-11 | 5,12E-11 | 3,95E-10 | 3,95E-10 | 3,69E-10 | 2,16E-10 | 1,49E-10 |

# Apêndice A6

**Tabela A6.1 – Resultados e intervalo de confiança para os pinos moldados a partir da variação da granulometria da resina UTEC 3540**

| TIPO DE PROCESSAMENTO | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Primeiro ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP A | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP B | Fator de desgaste K' Segundo ensaio CDP C | Fator de desgaste K' Média dos ensaios | Intervalo de confiança |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Granulometria FINA | 1,38E-09 | 1,36E-09 | 1,41E-09 | 9,81E-10 | 9,25E-10 | 1,02E-09 | 1,18E-09 | 1,81E-10 |
| Granulometria MÉDIA | 2,82E-10 | 2,61E-10 | 2,77E-10 | 2,20E-10 | 2,51E-10 | 3,54E-10 | 2,74E-10 | 3,57E-11 |
| Granulometria GROSSA | 5,54E-10 | 2,61E-10 | 2,87E-10 | 2,16E-10 | 2,01E-10 | 0,00E+00 | 2,53E-10 | 1,43E-10 |