

6-10

MON
620.178.16
C837e
TES/UFU

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

EFEITO DO GRAU DE TRANSFORMABILIDADE NO COMPORTAMENTO EM
ABRASÃO DE ZIRCÔNIAS TETRAGONAIS POLICRISTALINAS

Dissertação apresentada à Universidade Federal de Uberlândia, por Henara Lillian Costa, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, aprovada em 06/01/95 pela seguinte banca examinadora:

DIRBI/UFU 620.178.16 C837e /TES/UFU
04356/95



1000022694

- .Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello-orientador
- .Prof. Dr. Alberto Arnaldo Raslan - UFU
- .Prof. Dr. Victor Carlos Pandolfelli - UFSCar

Uberlândia, janeiro de 1995.

À memória de minha mãe

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO	
UNIB - RECTORIA DE BIBLIOTECAS	
Procedência	DE MEME
Valor R\$	BRANCO
Rec. em	04.04.95
C.P.D.	
N. Fiscal	04356/95
Reg	17 07 95
Vol	Ex. 1

À tia Memena

Sandra

Helger

Hegel

Hegler

Helga

Heleraldo

Hegda

Heldo

Heg

Hégena

Leninha

FU-00005705-7

AGRADECIMENTOS

Ao professor e orientador José Daniel Biasoli de Mello, pelo constante e imprescindível incentivo e apoio, não somente no desenvolvimemnto deste trabalho, mas em toda a minha formação acadêmica e profissional.

Ao professor Victor Carlos Pandolfelli, da UFSCar, pelo fornecimento das amostras de zircônia e pelas valiosas discussões concernentes ao trabalho.

Ao professor Rafael Ariza Gonçalves, pelas importantes idéias e colaborações relativas ao trabalho e pelo espírito de cooperação e amizade sempre demonstrados.

Ao engenheiro William Faria Siqueira, que auxiliou de forma decisiva na adaptação do programa de aquisição e tratamento estatístico de sinais.

Ao aluno Rafael Gonçalves Barreto, que auxiliou na realização dos ensaios de abrasão a dois corpos.

Aos funcionários da Oficina Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica e à funcionária Ângela Maria da Silva Andrade, que sempre se colocaram à disposição quando necessária a execução de seus serviços.

Ao CNPq, pela concessão de auxílio financeiro durante parte do desenvolvimento deste trabalho.

Aos amigos do LEM e a todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

EFEITO DO GRAU DE TRANSFORMABILIDADE NO COMPORTAMENTO EM ABRASÃO DE ZIRCÔNIAS TETRAGONAIS POLICRISTALINAS

SUMÁRIO

1 - INTRODUÇÃO	3
2 - CARACTERIZAÇÃO E PROPRIEDADES DE TZP	12
2.1 - Relações de fase em zircônia	12
2.2 - Mecanismos de aumento de tenacidade	14
2.3 - Propriedades de zircônias	16
2.4 - Amostras utilizadas nos ensaios	20
3 - TÉCNICAS EXPERIMENTAIS	22
3.1 - Produção dos corpos de prova	22
3.2 - Ensaio de desgaste a dois corpos	25
3.3 - Determinação dos coeficientes de atrito	29
3.4 - Comparação com o desempenho de ligas Fe-Cr-C	29
4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	31
4.1 - Efeito do tamanho do abrasivo	31
4.2 - Efeito da pressão normal média aplicada	37
4.3 - Variação do coeficiente de atrito	48
4.4 - Comparação com o desempenho de ligas Fe-Cr-C	56
5 - CONCLUSÕES	58
6 - DESENVOLVIMENTOS FUTUROS	61
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	62
8 - ANEXO 1	68

COSTA, H.L.,; Efeito do Grau de Transformabilidade no Comportamento em Abrasão de Zircônias Tetragonais Policristalinas. Uberlândia, UFU, 1995.

Resumo: Estudou-se o comportamento em desgaste abrasivo a dois corpos de zircônias com diferentes adições de dopantes. A adição destes resultou na retenção da fase tetragonal metaestável. As amostras apresentaram então distintos graus de transformabilidade, que estão associados a diferentes capacidades de sofrer transformação martensítica induzida por deformação. Esta transformação resulta em um aumento de tenacidade, o que pode contornar a fragilidade intrínseca dos materiais cerâmicos. A produção dos corpos de prova utilizou a usinagem por abrasão ultrassônica. Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados em um equipamento tipo pino-sobre-disco. Os resultados caracterizaram um aumento da taxa de desgaste com o aumento do tamanho de abrasivo e da pressão normal. A amostra de baixa transformabilidade apresentou o pior comportamento, em todas as configurações estudadas e tal comportamento foi associado à sua baixa tenacidade à fratura. Para as amostras de transformabilidade intermediária e alta, houve uma inversão de comportamento em função do aumento da severidade das condições de desgaste, de modo que, para altos valores de carga e tamanho de abrasivo, a amostra de transformabilidade intermediária passa a apresentar o melhor comportamento. Tais resultados podem caracterizar, para as condições de abrasão severa, uma inibição da transformação de fase induzida por tensão em função das altas temperaturas desenvolvidas no contato abrasivo. Assim, a não ativação dos mecanismos de aumento de tenacidade decorrentes da transformação pode justificar, nestas condições, seu pior comportamento em relação à amostra de transformabilidade intermediária. O aumento do tamanho do abrasivo promoveu um aumento no coeficiente de atrito aparente. A correlação entre taxa de desgaste e coeficiente de atrito caracterizou a presença de duas regiões com comportamentos distintos, o que pode estar associado a mudanças nas taxas de transformação sofridas pelas amostras nas diferentes condições de ensaio, já que a microscopia ótica destas amostras não revelou mudança de mecanismo de desgaste atuante.

COSTA, H.L.; Effect of Transformability Degree on Abrasive Behavior of TZP zirconias, Uberlândia, UFU, 1994.

Abstract: It was studied the behaviour of zirconias with different dopants used to retain the metastable tetragonal phase. This permitted the occurrence of a stress induced toughening transformation. The different transformability degrees were associated to different toughening transformation rates. The abrasive wear tests were carried out in a pin-on-disk equipment. It was observed the increasing of wear rate with the raising of normal load and abrasive size. The specimen with low transformability degree presented the worst behaviour, that was associated to its low fracture toughness. The changing of wear severity conditions conducted to an inversion of wear behaviour of the specimens with medium and high transformability degrees. The lowest wear rate was presented by the specimen with medium transformability degree, for the using of high abrasive sizes and high normal loads. This behaviour was analysed by considering the transformation rate in different abrasive wear conditions, so that the stress induced transformation could be avoided by developing of high temperatures in the abrasive contact. In this way, the higher wear rates presented by the specimen with high transformability degree, in relation to medium degree, could be due to the small influence of toughening mechanisms induced by transformation. Raising abrasive size resulted in an increasing of the friction coefficient. Correlations between wear rate and friction coefficient presented two different behaviours, characterising possible changings on transformation rates. The optical microscopy of the wear surfaces didn't presented alterations on the wear mechanisms.

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1 - Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza e tenacidade à fratura07
- Figura 2 - Diagrama de fases para o sistema Zr-O obtido por Abriata[14]; pressão = 1 bar11
- Figura 3 - Campo de tensões em torno de uma trinca, para materiais sujeitos à tenacificação induzida por transformação15
- Figura 4 - Representação esquemática da correlação entre resistência à falha e tenacidade em diferentes materiais18
- Figura 5 - Representação esquemática do processo de usinagem por abrasão ultrassônica.....23
- Figura 6 - Obtenção dos corpos de prova24
- Figura 7 - Representação esquemática do abrasômetro múltiplo do LEM.....26
- Figura 8 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo; amostra TS-Ce; SiC; tamanho do abrasivo = 25,75 μm 32
- Figura 9 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo; amostra TS-Y; SiC; tamanho do abrasivo = 25,75 μm 32
- Figura 10 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo; amostra W1-ZTC; SiC, tamanho do abrasivo = 25,75 μm 33
- Figura 11 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,272 N/mm²..... 34
- Figura 12 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,854 N/mm²..... 35
- Figura 13 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 2,649 N/mm²..... 35
- Figura 14 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 3,841 N/mm²..... 36
- Figura 15 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 18,3 μm 37

Figura 16 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 25,75 μm	38
Figura 17 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 35 μm	38
Figura 18 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 46,2 μm	39
Figura 19 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 180 μm	39
Figura 20 - Resistência ao desgaste em função da tenacidade à fratura, para diferentes configurações tribológicas	43
Figura 21 - Variação do coeficiente de atrito com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,272 N/mm^2	49
Figura 22 - Variação do coeficiente de atrito com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,854 N/mm^2	49
Figura 23 - Variação do coeficiente de atrito com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 2,649 N/mm^2	50
Figura 24 - Variação do coeficiente de atrito com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 3,841 N/mm^2	50
Figura 25 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 1,272 N/mm^2	52
Figura 26 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 1,854 N/mm^2	52
Figura 27 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 2,649 N/mm^2	53
Figura 28 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 3,841 N/mm^2	53
Figura 29 - Micrografia da amostra W1-ZTC; Pressão = 1,272 N/mm^2 ; tamanho do abrasivo = 25,75 μm	54

Figura 30 - Micrografia da amostra TS-Y; Pressão = 1,272 N/mm ² ; tamanho do abrasivo = 25,75 μm.....	54
Figura 31 - Micrografia da amostra TS-Ce; Pressão = 1,272 N/mm ² ; tamanho do abrasivo = 25,75 μm.....	55
Figura 32 - Micrografia da amostra TS-Y; Pressão = 3,841 N/mm ² ; tamanho do abrasivo = 180 μm.....	55
Figura 33 - Micrografia da amostra TS-Y; Pressão = 3,841 N/mm ² ; tamanho do abrasivo = 180 μm.....	55
Figura 34 - Comparação do desempenho em desgaste abrasivo entre zircônias e ligas Ferro-Cromo-Carbono; SiC # 600.....	57
Figura 35 - Comparação do desempenho em desgaste abrasivo entre zircônias e ligas Ferro-Cromo-Carbono; SiC # 80.....	57
Figura 36- Gráfico apresentado pela tela principal da opção ANÁLISE; TS-Ce	70
Figura 37- Tela gráfica secundária, selecionada pela opção ZOOM	71

LISTA DE ABRAVIATURAS E SÍMBOLOS

- AT - Alta transformabilidade;
- BT - Baixa transformabilidade;
- c - Fase cúbica da zircônia;
- CeO₂ - Óxido de Cério;
- Ce-TZP - Zircônia dopada com óxido de Cério;
- c₀ - Comprimento inicial da trinca;
- d_c - Diâmetro crítico para a transformação;
- E - Módulo de elasticidade;
- G - Gás;
- K_{IC} - Tenacidade à fratura;
- K_R - Tenacidade à fratura no estado estático;
- L - Líquido;
- LEM - Laboratório de Engenharia de Materiais
- m - Fase monoclinica da zircônia;
- Md - Temperatura de início da transformação martensítica;
- MT - Média transformabilidade;
- P - Carga normal aplicada no desgaste abrasivo;
- SENB - Medição da tenacidade à fratura pelo método de flexão
em quatro pontos;
- SiC - Carboneto de Silício;
- t - Fase tetragonal da zircônia;
- TiO₂ - Óxido de Titânio;
- t → m - Transformação da fase tetragonal para a monoclinica;

TS-Ce - Zircônia dopada com óxido de Cério;

TS-Y - Zircônia dopada com óxido de Ítrio;

TZP - Zircônia tetragonal policristalina;

Wl-ZTC - Zircônia dopada com óxido de Cério e óxido de
Titânio;

Y_2O_3 - Óxido de Ítrio;

Y-TZP - Zircônia dopada com óxido de Ítrio;

Zr-O - Sistema Zircônio/Oxigênio;

ZrO_2 - Óxido de Zircônio;

αZrO_{2-x} - Zircônia não-estequiométrica na fase monoclínica;

βZrO_{2-x} - zircônia não-estequiométrica na fase tetragonal;

γ - Energia de superfície da fratura;

γZrO_{2-x} - zircônia não-estequiométrica na fase cúbica;

σ_f - Resistência à fratura;

1 - INTRODUÇÃO

Os materiais cerâmicos possuem um grande potencial em aplicações estruturais, por apresentarem uma boa resistência à corrosão e ao desgaste, além das vantagens de um alto ponto de fusão e da possibilidade de manter resistência mecânica considerável a temperaturas que estariam próximas ao ponto de fusão da maioria das ligas e metais estruturais [1]. Previsões têm mostrado que ao final do século será bastante significativo o uso de cerâmicos em aplicações de engenharia [2]. Entretanto, permanece o obstáculo de um conhecimento mais fundamental com relação aos sistemas cerâmicos [2].

Existem ainda muitos temas básicos que requerem maior investigação, como a elucidação do critério de projeto de materiais cerâmicos frágeis, o estabelecimento dos princípios e técnicas de fabricação que otimizem propriedades e a caracterização de correlações microestrutura / propriedades mecânicas [3].

Por serem estáveis à temperatura ambiente, os materiais cerâmicos apresentam em geral uma boa performance em aplicações tribológicas. Os componentes cerâmicos podem ser utilizados inclusive em vários meios aquosos [4]. Nos últimos anos, tem evoluído substancialmente a utilização de revestimentos cerâmicos sobre componentes ou produtos metálicos. Isto permite contornar as dificuldades de serem produzidas peças cerâmicas monolíticas com geometrias complexas. Além disso, permite também a adequação de

propriedades, utilizando-se o potencial intrínseco de cada material [5]. Porém, todo o potencial de aplicação de materiais cerâmicos nesta área ainda permanece incógnito em vários de seus aspectos, apesar das excelentes propriedades, principalmente relativas a dureza, estabilidade térmica e inércia química, que estes materiais podem apresentar.

Sólidos frágeis, como o são os materiais cerâmicos, são caracterizados por sua grande sensibilidade a defeitos, os quais, se localizados em pontos de tensão máxima, podem ter um efeito bastante negativo na resistência mecânica do componente. O comportamento frágil de materiais cerâmicos pode ser expresso pela equação de Griffith [6]:

$$\sigma_f = (2 \cdot E \cdot \gamma / \pi \cdot c)^{1/2} \quad (1)$$

Como os valores de módulo de elasticidade (E) e energia de superfície da fratura (γ) são geralmente constantes, a redução do tamanho do defeito (c) é geralmente o método usual adotado para aumentar a resistência à fratura (σ_f) destes materiais. Assim, os procedimentos de processamento do pó, fabricação e acabamento superficial projetados para minimizar tamanhos de defeitos tornam-se essenciais para a aplicação com sucesso de um cerâmico estrutural [2].

Existem duas alternativas na escolha de um material cerâmico para aplicações em engenharia. A primeira é selecionar um material tão forte que a resistência à fratura nunca seja atingida em serviço. A segunda é desenvolver um material ou uma classe de materiais com tenacidade superior,

sendo tenacidade a medida da absorção de energia durante a propagação da trinca. Em materiais cristalinos e dúteis, a fratura é acompanhada por uma grande deformação plástica, por deslizamento e/ou maclagem, e estes processos efetivamente aumentam o valor de γ na equação 1, devida a Griffith. Como os materiais cerâmicos geralmente não se deformam à temperatura ambiente, outros mecanismos de absorção de energia devem ser empregados na tentativa de obter-se um aumento de tenacidade [7]. Tais mecanismos incluem reforçamento por fibras, microtrincamento e tenacificação induzida por transformação, sendo que este último relaciona-se não somente com o aumento do fator de concentração de tensões, K_{IC} , mas também com o aumento da intensidade da carga de ruptura e da resistência a choques térmicos e mecânicos [1].

Assim, em contraste com materiais que têm tamanhos de defeitos reduzidos, mas que permanecem sensíveis a defeitos, pode-se desenvolver uma classe de materiais cerâmicos que reagem de modo tolerante à presença de defeitos (intrínsecos ao material ou oriundos do seu processamento). Este comportamento tolerante a trincas é possível porque a tenacidade é aumentada com o aumento do comprimento da trinca. Tal fenômeno é conhecido como *efeito de curva-R crescente* [8 - 11].

Dentre os materiais cerâmicos, os materiais à base de zircônia (óxido de Zircônio) têm sido extensivamente estudados, por preencherem os principais requisitos para sua utilização como componentes de engenharia. A Zircônia Tetragonal Policristalina (TZP), por sua vez, é hoje o

principal tipo de cerâmico à base de zircônia utilizado nestas condições. A sua utilização tem atraído bastante interesse, principalmente em componentes adiabáticos [12, 13].

A zircônia pode existir em três formas cristalinas diferentes. Uma fase cúbica (c) estável entre 2710°C e 2377°C, uma fase tetragonal intermediária (t) e uma fase monoclinica (m), que aparece a partir de uma transformação martensítica da fase tetragonal a aproximadamente 1205°C [14].

Esta transformação martensítica está associada a um grande aumento de volume, que provoca trincamento nas tentativas de fabricar-se zircônia pura como um material cerâmico denso. Por esta razão, óxidos estabilizantes são adicionados à zircônia, com o objetivo de reter as fases tetragonal ou cúbica à temperatura ambiente [13, 15-18]. Assim, pode-se obter a fase tetragonal na condição metaestável à temperatura ambiente, de modo que a transformação martensítica tetragonal → monoclinica (t → m) pode ser induzida pela aplicação de um campo de tensões. O aumento de tenacidade que ocorre em TZP origina-se das variações de forma e volume associadas com a transformação [1, 7, 19-21].

Dentre os vários óxidos estabilizantes, o óxido de Ítrio (Y_2O_3) tem sido o mais estudado e utilizado [22-24]. Além deste, tem sido dada bastante atenção à zircônia dopada com óxido de Cério (CeO_2), especialmente nos últimos anos [25, 26]. Uma outra alternativa é a adição de óxido de Titânio (TiO_2) à zircônia dopada com Céria, que tem apresentado bons resultados [27].

Em função destas boas propriedades mecânicas conseguidas através da tenacificação induzida por transformação, aliadas às propriedades de dureza, resistência ao calor e inércia química intrínsecas dos materiais cerâmicos, vários autores [1, 2, 28] têm apontado para as zircônias TZP uma alta resistência ao desgaste. Contudo, existe pouca informação experimental para fundamentar tais expectativas.

O desgaste, definido como a perda de matéria devido ao movimento relativo entre duas superfícies, é responsável por perdas econômicas consideráveis. Dentre os vários tipos de desgaste, o abrasivo é caracterizado pela presença de partículas abrasivas e tem se mostrado o mais destrutivo e o de maior frequência na prática. Por sua vez, a configuração mecânica a dois corpos, onde em uma das superfícies em movimento tem-se a presença de asperidades duras ou de partículas abrasivas engastadas, é apontada como a configuração mais severa de desgaste abrasivo [29, 30].

Para muitos materiais, em particular os metais puros, a resistência ao desgaste é diretamente proporcional à dureza. Esta relação foi verificada experimentalmente por Kruschov [31] e não é válida para ligas que apresentem uma microestrutura polifásica. Apesar da elevada dureza característica dos óxidos cerâmicos, vários estudos [28, 32, 33] mostram que os mecanismos de microlascamento têm grande relevância no estudo do processo de desgaste abrasivo destes materiais. Na verdade, tem sido caracterizado um compromisso indissolúvel entre nível das tensões aplicadas, dureza do material, tenacidade à fratura e resistência ao desgaste.

A figura 1 foi proposta por Zum Ghar [34] para prever, de forma comparativa entre vários materiais, a relação entre dureza, tenacidade à fratura e resistência ao desgaste. Nesta figura, observa-se a presença de três regiões distintas: na região de baixas tenacidades à fratura, denotada região I, onde enquadram-se os materiais cerâmicos convencionais, o aumento da tenacidade à fratura reflete numa diminuição da dureza, mas num aumento da resistência ao desgaste, em função da predominância do mecanismo de microlascamento. Na região II, chamada de região de transição, não é possível prever a predominância de um mecanismo de desgaste específico. Nesta região, o aumento da tenacidade à fratura ocasiona um pico na resistência ao desgaste, que em seguida passa a diminuir. Na região III, a predominância dos mecanismos de microcorte e microsulcamento faz com que a diminuição da dureza passe a ser um fator decisivo na diminuição da resistência ao desgaste. Deste modo, um aumento de dureza passa a ser mais benéfico que um aumento de tenacidade à fratura.

Por sua vez, a complexidade do processo abrasivo, onde a interface apresenta-se como geradora e reatora de fenômenos irreversíveis e evolutivos, de difícil caracterização, torna a experimentação e o empirismo ferramentas básicas para o estudo do fenômeno. De uma maneira geral, pode-se estudá-lo de uma forma global, utilizando-se técnicas abrasométricas, ou local, cuja técnica essencial é a esclerometria [35].

Os estudos existentes com relação ao desgaste de zircônias são, em sua maioria, estudos do processo de desgaste no

polimento com diamante destes materiais ou estudos de desgaste adesivo [36].

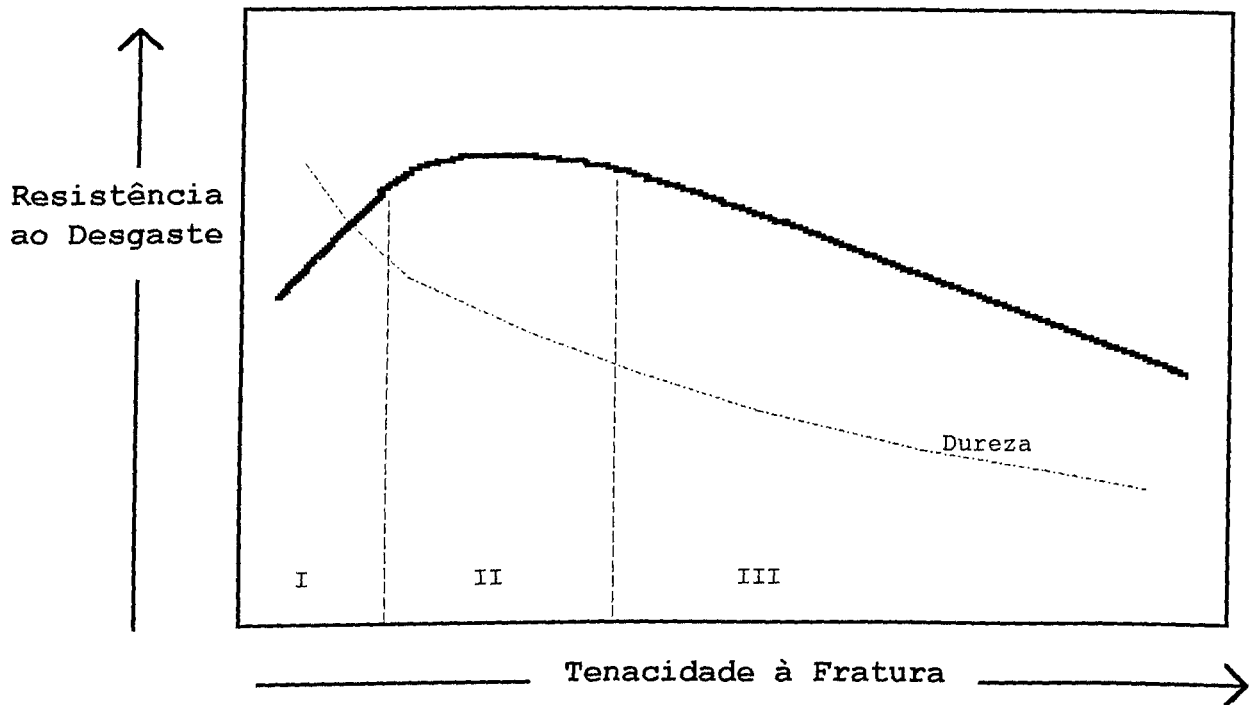


Figura 1 - Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função de dureza e tenacidade à fratura [34].

Alguns estudos de contatos zircônia-zircônia sem lubrificação têm revelado coeficientes de atrito muito altos, fora da faixa recomendada para aplicações tribológicas [37-39]. Já a presença de lubrificação nestes contatos tem abaixado os valores de coeficiente de atrito, conferindo às zircônias melhores características tribológicas [40-41].

Ensaio do tipo pino-sobre-disco realizados por Fischer [42] simularam contatos entre zircônias dopadas com óxido de

Ítrio com diferentes tenacidades à fratura. Os resultados experimentais revelaram um aumento pronunciado da resistência ao desgaste com a tenacidade à fratura e um aspecto mais liso na superfície desgastada.

Bundschüh e Zum Ghar [43] estudaram o efeito da porosidade de TZP dopadas com Ítria em contatos zircônia-zircônia e encontraram um aumento da taxa de desgaste com o aumento da porosidade da amostra. Os autores propõem ainda a ação de um interessante mecanismo através do qual o aquecimento criado pelo atrito entre as superfícies promove a transformação inversa monoclinica → tetragonal.

Com relação ao desgaste abrasivo, apesar do grande número de pesquisas relativas aos mecanismos de aumento de tenacidade que ocorrem nestes materiais, não existem ainda dados experimentais suficientes que possam substanciar o efeito destes mecanismos e das propriedades mecânicas no processo abrasivo.

Wang [44, 45], estudando o desgaste abrasivo de vários materiais que sofrem tenacificação induzida por transformação utilizou um abrasômetro do tipo roda-de-borracha. Este autor mostrou que, para TZP, a ocorrência da transformação tetragonal → monoclinica na superfície que sofreu abrasão promoveu uma diminuição da taxa de desgaste com o aumento da carga. Além disso, as zircônias TZP apresentaram o melhor comportamento entre todos os materiais analisados.

Em trabalhos anteriores [1, 27] foram confeccionadas amostras de zircônia com diferentes adições de dopantes, com a função de reter a fase tetragonal à temperatura ambiente.

Permite-se assim a ocorrência da tenacificação induzida por transformação durante sua aplicação em serviço. Porém, apesar de todos os dopantes terem sido eficientes na retenção da fase tetragonal, eles conferiram aos materiais diferentes graus de transformabilidade. Esta transformabilidade é definida fundamentalmente em função da retenção de fase tetragonal à temperatura ambiente, da tenacidade à fratura e da porcentagem de transformação para fase monoclinica na região fraturada dos ensaios de medição de K_{Ic} .

Espera-se portanto, com o presente trabalho, determinar a influência do grau de transformabilidade de zircônias tetragonais policristalinas no seu comportamento em desgaste abrasivo. Para tanto, serão realizados ensaios abrasométricos a dois corpos, tendo-se como variáveis do sistema tribológico o tipo de material a ser desgastado, a granulometria do abrasivo e a carga normal aplicada. A caracterização dos comportamentos em desgaste será feita também com base em possíveis transformações de fases.

No capítulo 2, serão apresentadas as principais características dos materiais utilizados, caracterizando principalmente relações de fase, tenacificação induzida por transformação e propriedades mecânicas. Ao final, são apresentadas as principais propriedades dos materiais utilizados especificamente neste trabalho.

Todas as técnicas utilizadas na etapa experimental são apresentadas no capítulo 3.

No capítulo 4 são apresentados, inicialmente, os resultados relativos às perdas de massa sofridas pelos materiais

estudados. Em seguida, são apresentados os valores de coeficiente de atrito médio desenvolvidos no contato amostra/disco abrasivo e é estabelecida uma correlação entre estes dois parâmetros. A análise dos resultados foi feita com base nos mecanismos de aumento de tenacidade característicos destes materiais. O comportamento relativo das três diferentes amostras, em cada situação tribológica, foi também analisado levando-se em consideração hipóteses de possíveis transformações de fase ocorridas. Finalmente, é feita uma comparação do comportamento das zircônias com o comportamento de duas ligas da classe Fe-Cr-C, em condições tribológicas idênticas.

2 - CARACTERIZAÇÃO E PROPRIEDADES DE TZP

2.1 - Relações de fase em zircônia

A figura 2 apresenta um diagrama de fase temperatura-composição para o sistema Zr-O, pressão de 1 bar [14].

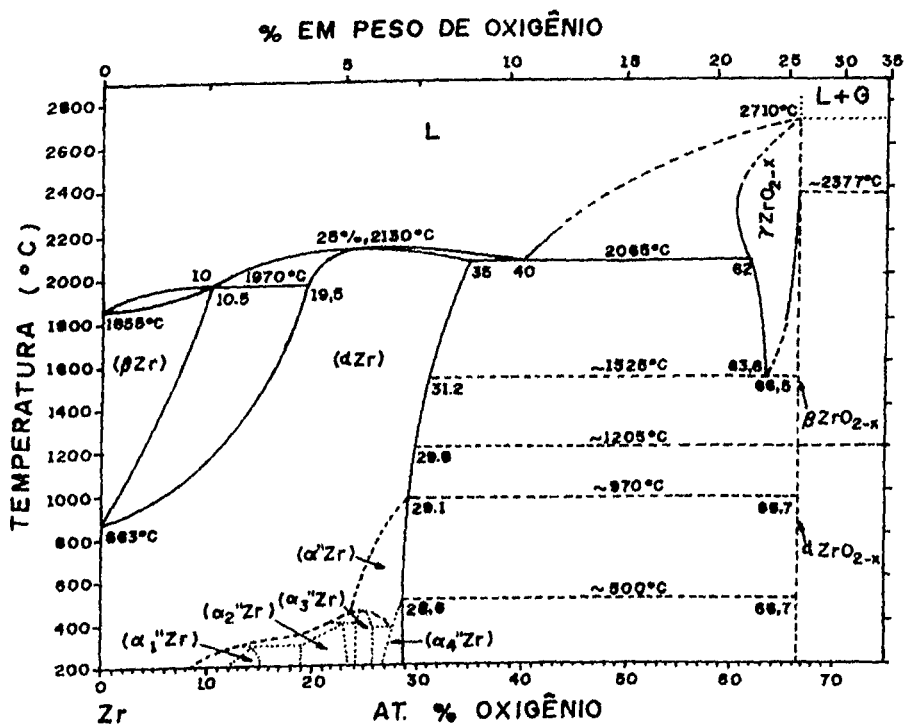


Figura 2 - Diagrama de fases para o sistema Zr-O obtido por Abriata[14]; pressão = 1 bar.

As fases em equilíbrio neste sistema são:

- Líquido (L)
- Gás (G)
- Solução sólida terminal hc (α Zr)
- Solução sólida terminal ccc (β Zr)
- Composto não-estequiométrico ZrO_{2-x} , onde $0 \leq x \leq 0,44$.

64356/95

Este composto não estequiométrico, conhecido por zircônia, pode existir em três formas cristalinas diferentes. No resfriamento, a partir do ponto de fusão, uma fase cúbica (γ ZrO_{2-x}) cristaliza-se a aproximadamente 2710°C . Esta fase transforma-se a 2377°C , por métodos convencionais de nucleação e crescimento, em uma fase tetragonal intermediária (β ZrO_{2-x}). Com resfriamento adicional, ocorre a transformação para uma fase monoclinica, estável a baixas temperaturas (α ZrO_{2-x}). A temperatura estimada para esta transformação é de aproximadamente 1205°C . As transformações $\gamma\text{ZrO}_{2-x} \leftrightarrow \beta\text{ZrO}_{2-x}$ e $\beta\text{ZrO}_{2-x} \leftrightarrow \alpha\text{ZrO}_{2-x}$ são congruentes. Na prática, a transformação congruente $\beta\text{ZrO}_{2-x} \leftrightarrow \alpha\text{ZrO}_{2-x}$ mostra-se atérmica e adifusional, o que caracteriza uma transformação do tipo martensítica [14].

Porém, em condições especiais, o campo de estabilidade de cada uma dessas fases pode ser alterado. A estabilidade da zircônia cúbica parece envolver uma relação entre tamanho atômico (iônico) e considerações de ligação. Entretanto, trabalhos mais fundamentais ainda precisam ser desenvolvidos nesta área [20]. A estabilização da fase tetragonal é geralmente desejada, pois a transformação $t \rightarrow m$ envolve uma grande deformação cisalhante ($\sim 8\%$) e um substancial aumento de volume (3 a 5%), levando ao trincamento da matriz [7, 13, 15].

Um dos tópicos mais importantes na retenção da fase tetragonal consiste na adição de dopantes utilizados como estabilizadores desta fase. Vários elementos podem ser empregados, mas o mais utilizado deles é o Ítrio, principalmente na forma de óxido de Ítrio (Y_2O_3) [22-24].

Rüh [46] estudou as relações de fase do sistema $ZrO_2-Y_2O_3$ para baixas composições de Y_2O_3 e analisou o efeito da adição deste composto sobre a temperatura de transformação $t \rightarrow m$. O autor observou que até $\sim 1,4$ mol% Y_2O_3 tem-se um abaixamento da temperatura de transformação, que deve ocorrer pela formação de solução sólida em zircônia. Acima deste valor, excede-se o limite de solubilidade, de modo que a temperatura de transformação permanece constante. Analisando ainda o efeito da quantidade de Y_2O_3 no tamanho de grão crítico, ou seja, no tamanho de grão máximo capaz de permitir a retenção da fase tetragonal, Rüh observou que a adição ótima de estabilizantes situa-se na faixa de 2,5 a 3,5 mol % Y_2O_3 .

Com relação à adição de óxido de Cério (CeO_2), Dwez [47] também encontrou a formação de um campo de fase tetragonal extenso formado por solução sólida. Maschio [25], estudando propriedades mecânicas no sistema CeO_2-ZrO_2 , encontrou que uma combinação de máxima resistência e tenacidade à fratura é obtida para uma composição de 12 mol% CeO_2 , que é o tipo de liga de zircônia dopada com CeO_2 (Ce-TZP) mais utilizada.

Essas ligas apresentam um bom comportamento de envelhecimento, ou seja, estabilidade da fase tetragonal mesmo sob tratamentos térmicos e químicos, além de altos valores de tenacidade à fratura. A sua desvantagem consiste no fato desses materiais apresentarem tamanhos de grão maiores após sinterização, o que não é favorável para obtenção de alta resistência. Assim, sua resistência é baixa, quando comparada com a de ligas de zircônia dopada com Y_2O_3 (Y-TZP) [26].

Com relação à adição de óxido de Titânio (TiO_2), não se tem conseguido obter um material denso quando a sua adição é feita à zircônia pura. Logo, este tem sido adicionado à zircônia dopada com CeO_2 . A utilização de uma composição eutetóide é a mais desejada, já que a retenção de uma estrutura totalmente tetragonal é mais viável para tais composições. Porém, em função da não existência de um diagrama de fases ternário para o sistema $\text{ZrO}_2\text{-TiO}_2\text{-CeO}_2$, Pandolfelli [27] tem utilizado uma composição formulada de modo que as relações $\text{TiO}_2/(\text{TiO}_2+\text{ZrO}_2)$ e $\text{CeO}_2/(\text{CeO}_2+\text{ZrO}_2)$ sejam mantidas em suas composições eutetóides. Tais composições têm levado à obtenção de materiais densos com estruturas totalmente tetragonais.

2.2 - Mecanismos de aumento de tenacidade

Existe uma variedade de mecanismos capazes de promover aumento de tenacidade, que podem operar sozinhos ou em conjunto. Os dois principais, que são a tenacificação induzida por transformação e o microtrincamento, estão envolvidos diretamente com processos de absorção de energia [48].

A desvantagem de aumentar a tenacidade de um material cerâmico através de microtrincamento é o fato de este ser acompanhado por uma redução na resistência, ao contrário da tenacificação induzida por transformação, onde tanto tenacidade à fratura quanto resistência mecânica podem ser aumentadas [2].

A transformação induzida por tensão é possível em sistemas partícula/matriz nos quais a temperatura M_s se encontre abaixo

da temperatura de teste, de modo que os grãos retidos na forma tetragonal metaestável sejam induzidos a transformar-se pela presença de um campo de tensões. No caso de uma trinca em propagação, conforme representado pela figura 3 [21], o campo de tensões em torno da trinca cria a componente necessária de cisalhamento para assistir a transformação martensítica. A sua propagação é retardada pelas partículas transformadas e em transformação. Adicionalmente, após a passagem desta trinca, as partículas transformadas, em virtude de sua expansão volumétrica, sujeitam suas paredes a uma tensão compressiva, reduzindo a magnitude das forças de tração em torno desta [49]. O aumento do valor da energia de superfície da fratura aumenta K_{Ic} , de modo a promover, no caso de um valor constante de tamanho de defeito, um aumento em σ_f .

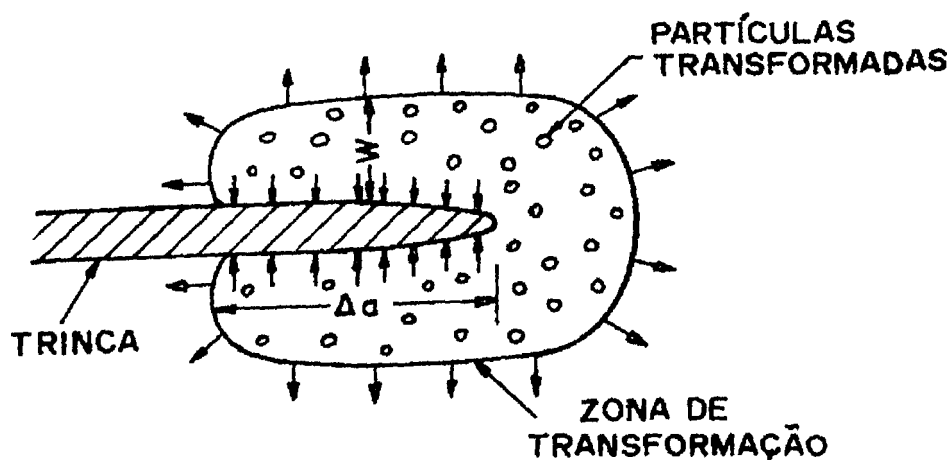


Figura 3 - Campo de tensões em torno de uma trinca, para materiais sujeitos à tenacificação induzida por transformação [21].

2.3 - Propriedades de zircônias

Gupta et alli [50], que foram os primeiros a reportar a fabricação de TZP, estabeleceram uma relação entre a transformação $t \rightarrow m$ na superfície da amostra e sua resistência. Eles observaram a importância da presença de material não transformado (tetragonal) na resistência de zircônias, devido à formação de trincas pela expansão anisotrópica que acompanha a transformação $t \rightarrow m$.

Devido à importância da adição de dopantes sobre a retenção da fase tetragonal, vários autores têm estudado o efeito desta adição sobre a resistência e tenacidade à fratura de zircônias [23, 26]. Esta relação é de extrema importância, já que na maioria das aplicações, o principal compromisso é a obtenção de máxima tenacidade. Se a quantidade de dopantes for muito baixa, ocorrerá transformação espontânea pelo resfriamento e a mudança de volume associada levará ao trincamento do material, diminuindo sua tenacidade. Porém, se a quantidade de dopantes for muito alta, ocorrerá a formação de fase cúbica, de modo que o efeito de aumento de tenacidade será reduzido. Deve-se lembrar também que, por motivos econômicos, o objetivo será sempre a utilização da menor quantidade de dopantes possível.

A conexão entre resistência e tenacidade tem então se mostrado como um fator crítico na avaliação de um cerâmico, onde tem-se caracterizado a existência de uma dependência entre tenacidade à fratura e tamanho da trinca nestes materiais [9, 10]. Em função da tenacificação induzida por transformação, as zircônias apresentam um aumento de

tenacidade à fratura e de resistência mecânica com a propagação de uma trinca, de maneira contrária ao previsto para os demais cerâmicos.

Tal fato tem sido comprovado por comprimentos de trinca extremamente grandes encontrados em TZP finamente granuladas, o que sugere que elas tenham sido desenvolvidas por crescimento estável durante o carregamento. Isto revela um aumento de tenacidade durante este carregamento, fenômeno conhecido como *efeito de curva-R crescente* [9, 10, 11, 48]. O comportamento de curva-R crescente é consequência dos principais mecanismos característicos da tenacificação induzida por transformação, que promovem um bloqueio da ponta da trinca em cerâmicos. Esta tem se mostrado a explicação mais satisfatória da estabilidade da trinca durante testes mecânicos de fratura destes materiais.

Porém, em materiais que apresentam o fenômeno acima descrito, tem-se observado que a resistência é dependente da inclinação da curva-R e do valor de tenacidade à fratura no estado estático (K_R), o que implica que a máxima resistência não necessariamente coincide com o pico de tenacidade. Este conceito é ilustrado na figura 4, na qual são mostradas curvas-R para três materiais, com tenacidades K_1 , K_2 e K_3 [9].

Nesta figura, assume-se que uma trinca de comprimento inicial C_0 seja iniciada a uma tensão aplicada σ_0 . Para a curva 1, que pode representar um material que não sofre tenacificação induzida por transformação, a falha ocorre a uma tensão σ_1 , sem crescimento prévio da trinca. Para as curvas 2 e 3, que podem representar dois materiais que sofrem

tenacificação, o crescimento estável da trinca começa à tensão σ_1 e continua até que a falha ocorra em σ_2 ou σ_3 . Neste caso, a máxima resistência (σ_2) é exibida pelo material com tenacidade intermediária.

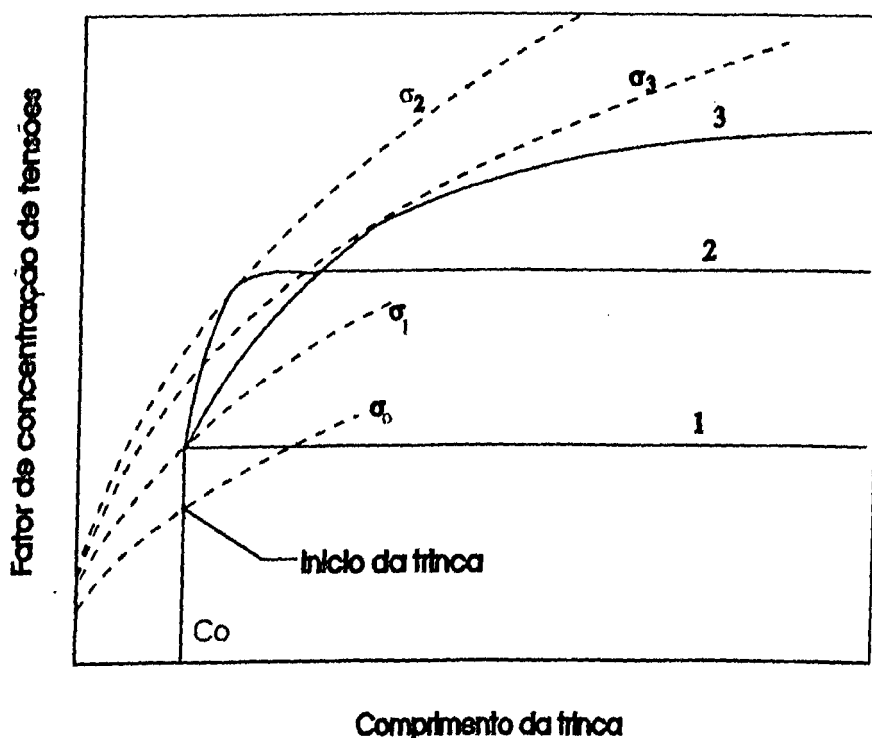


Figura 4 - Representação esquemática da relação resistência à falha e tenacidade em diferentes materiais [9].

Alguns outros fatores são ainda importantes na resistência de zircônias, como a densidade e o tamanho de grão microestrutural. Lange [22] estudou a relação entre resistência mecânica e densidade de TZP. Este autor encontrou que a resistência à flexão biaxial de materiais não

completamente densos aumenta com o aumento da densidade, conforme observa-se em materiais cerâmicos convencionais.

O tamanho de grão microestrutural tem apresentado um efeito significativo sobre as propriedades de resistência mecânica de zircônias. Gupta [50] encontrou uma queda de resistência à flexão com o aumento do tamanho de grão nestes materiais, a partir de um certo tamanho crítico. Pandolfelli [51] fabricou zircônias com diferentes adições de dopantes e encontrou que TZP com tamanhos de grão elevados apresentaram baixa dureza e baixo módulo de ruptura.

O tamanho de grão microestrutural também tem um efeito significativo sobre a retenção da fase tetragonal. Atualmente já é evidente que, como em outras transformações martensíticas, a cinética da transformação é controlada por nucleação, mas esta nucleação ainda permanece sob rigorosa investigação. No caso de nucleação heterogênea, a dependência com o tamanho originar-se-ia de uma distribuição estatística dos defeitos de nucleação, onde a probabilidade desta em uma região é aumentada por tensões residuais ou aplicadas [20].

Garvie e Swain [52] derivaram uma equação na qual o tamanho crítico para a transformação (d_c) é descrito em função da temperatura M_d :

$$1/d_c = C_1 + C_2 \cdot M_d \quad (2)$$

onde C_1 e C_2 são constantes.

Finalmente, atenção deve ser dada à geração de tensões superficiais compressivas provenientes de processos de lixamento, que podem aumentar significativamente a resistência

à flexão de TZP. A magnitude das tensões criadas no lixamento é suficiente para transformar somente a camada superficial de tetragonal para monoclinica, enquanto o restante do volume do material permanece com simetria tetragonal [53].

2.4 - Amostras utilizadas nos ensaios

Neste trabalho, serão estudadas amostras de zircônias tetragonais policristalinas com diferentes adições de dopantes. Estas amostras foram fornecidas pelo Prof. Dr. Victor Carlos Pandolfelli, do Departamento de Engenharia de Materiais, da Universidade Federal de São Carlos. Na tabela I são apresentadas suas composições químicas. Esta tabela define ainda a transformabilidade das amostras como sendo baixa, média ou alta. Esta transformabilidade é função da quantidade de fase tetragonal retida à temperatura ambiente, da tenacidade à fratura e da porcentagem de transformação para a fase monoclinica na região de medição da tenacidade à fratura.

Nestas amostras, a variação da natureza e da quantidade de dopantes utilizados para reter a fase tetragonal resultou em mudanças significativas nas propriedades mecânicas, apresentadas na Tabela II. No método de medição da tenacidade à fratura (SENB) indicado nessa Tabela, uma barra contendo um entalhe plano de comprimento conhecido é fraturado em flexão a quatro pontos. O fator crítico de concentração de tensões é calculado em função da carga de fratura, do comprimento do entalhe, da distância entre apoios e da geometria da amostra.

A medição do módulo de ruptura também utilizou um método de flexão em quatro pontos [51].

Tabela I - Composição química e grau de transformabilidade das amostras.

Amostra	Composição	Transformabilidade
W1-ZTC	Zircônia dopada com 16,5 mol% TiO ₂ e 5,6 mol% CeO ₂	Baixa
TS-Y	Zircônia dopada com 2,5 mol% Y ₂ O ₃	Média
TS-Ce	Zircônia dopada com 12 mol% CeO ₂	Alta

Tabela II - Propriedades mecânicas das amostras.

Amostra	W1-ZTC	TS-Y	TS-Ce
K _{Ic} SENB (MPa.m ^{1/2})	4,1	6,1	8,2
Tamanho Médio de Grão (µm)	2,71	0,56	3,2
Módulo de Elasticidade (GPa)	133,6	203	195
Dureza (GPa)	8,5	11,6	7,6
Módulo de Ruptura (MPa)	347	626	316

3 - TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

3.1 - Produção dos corpos de prova

As amostras foram recebidas no formato de prismas retangulares. A execução dos ensaios de desgaste exigiu corpos de prova cilíndricos. Por sua vez, a dureza e a fragilidade dos materiais utilizados e também a sua inércia química impossibilitaram que a adequação das amostras ao formato final fosse feita por métodos convencionais de usinagem ou por processos eletroquímicos. Então, foi encontrada como alternativa a utilização de usinagem por abrasão ultrassônica. Empregou-se um equipamento construído no próprio Laboratório de Engenharia de Materiais (LEM) da Universidade Federal de Uberlândia [54].

Este equipamento consiste basicamente de uma unidade de potência, de um sonotrodo-ferramenta e de um sistema de bombeamento da mistura abrasiva. A unidade de potência é composta de um gerador de corrente (frequência de 20 a 40 KHz), de um regulador de potência e de um dispositivo de controle de ressonância. O sinal gerado é transmitido a um transdutor eletroacústico, que se encontra comprimido entre duas massas metálicas. Os impulsos elétricos são então transformados em vibrações mecânicas, pela ocorrência do efeito piezoelétrico inverso, que por sua vez são transmitidas a um amplificador mecânico. O sonotrodo serve de vetor para a

condução da vibração mecânica e a sua extremidade, no formato da peça desejada, constitui a ferramenta de usinagem.

O princípio da usinagem por abrasão ultrassônica, apresentado de forma esquemática na figura 5, utiliza-se do aspecto positivo da abrasão, onde entre a peça a ser usinada e a ferramenta tem-se a ação de um fluxo abrasivo. O arrancamento de matéria resulta da ação elementar de cada grão abrasivo. Um número muito grande de grãos fica presente entre a peça e a ferramenta, sob a forma de uma distribuição aleatória. Globalmente, obtém-se uma usinagem praticamente uniforme na superfície da peça [55].

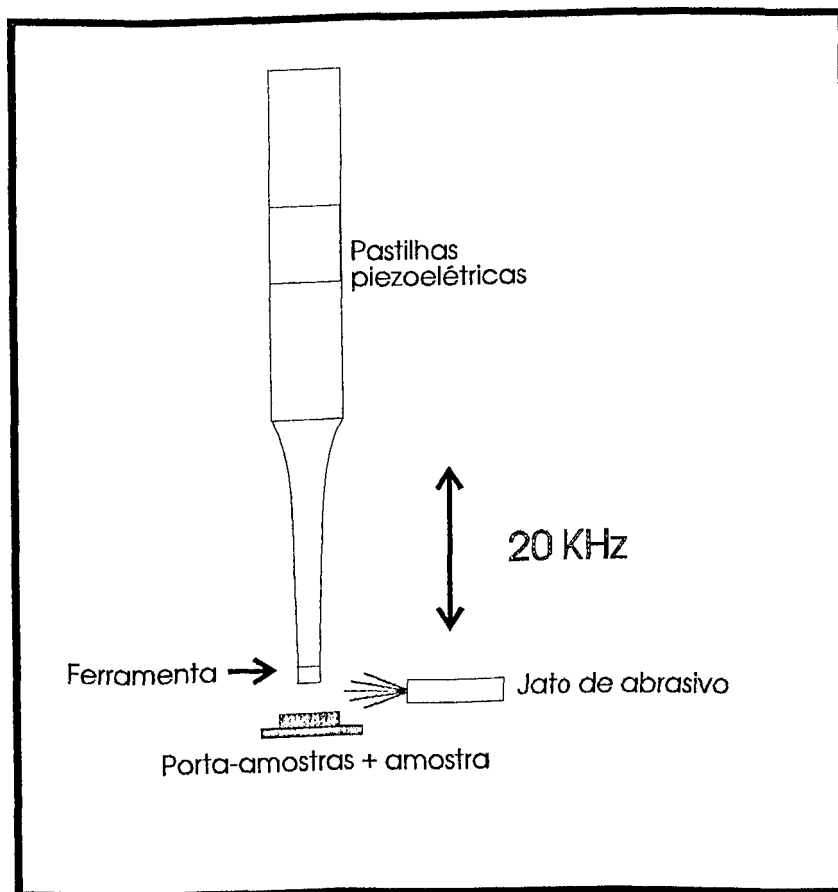


Figura 5 - Representação esquemática do processo de usinagem por abrasão ultrassônica.

Especificamente para este trabalho foram construídos sonotrodos especiais com ponta rosqueável, em virtude do alto desgaste previsto para a ferramenta. Como meio abrasivo foi utilizada uma mistura de água e pó abrasivo SiC, granulometria 400 (SiC#400), injetada continuamente entre a ferramenta e a peça por meio de um sistema de bombeamento.

Finalmente, para permitir a adequação dos corpos de prova ao porta-amostras do abrasômetro, estes foram colados a suportes de aço, utilizando cola instantânea. Na figura 6, é possível verificar os bons resultados obtidos pelo método proposto, onde são apresentados em sequência e da direita para a esquerda: a amostra prismática recebida (1), a ponta rosqueável da ferramenta (2), os corpos cilíndricos obtidos (3) e o corpo de prova final, colado ao suporte de aço (4).

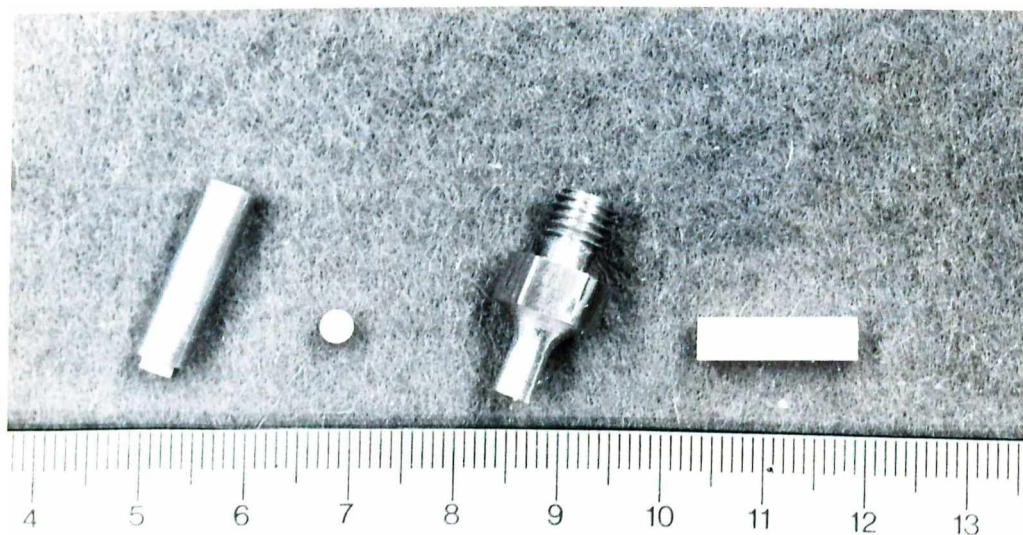


Figura 6 - Obtenção dos corpos de prova. Da direita para a esquerda: amostra como recebida (1), ponta rosqueável da ferramenta (2), amostra obtida pelo processo de usinagem (3), corpo de prova colado ao suporte de aço (4).

3.2 - Ensaio de desgaste a dois corpos

O desgaste abrasivo foi estudado levando-se em consideração seu caráter global, através de um exame do sistema antes e depois de um teste de abrasão, de modo que as diferenças encontradas foram atribuídas ao fenômeno abrasivo.

A utilização da configuração a dois corpos, onde as partículas abrasivas encontram-se engastadas em uma das superfícies, foi escolhida em função de sua maior severidade [29, 30]. Assim, acreditou-se poder criar condições mais críticas que permitissem a ativação dos mecanismos de tenacificação induzida por transformação de maneira mais efetiva.

Os ensaios foram realizados utilizando-se a versão a dois corpos de um abrasômetro múltiplo. Este é um abrasômetro tipo pino-sobre-disco capaz de realizar ensaios de abrasão a dois e três corpos e foi projetado e construído pelo Laboratório de Engenharia de Materiais (LEM) da Universidade Federal de Uberlândia. Pode-se observar na figura 7 um esquema deste equipamento, que já foi reportado em outro trabalho [56].

Na configuração a dois corpos, uma amostra cilíndrica provida de movimento rotacional translada em relação a um disco no qual é fixada uma lixa abrasiva, também provido de movimento rotacional, de modo a descrever uma espiral de Arquimedes. Garante-se, dessa forma, a presença de abrasivo novo na interface durante todo o ensaio.

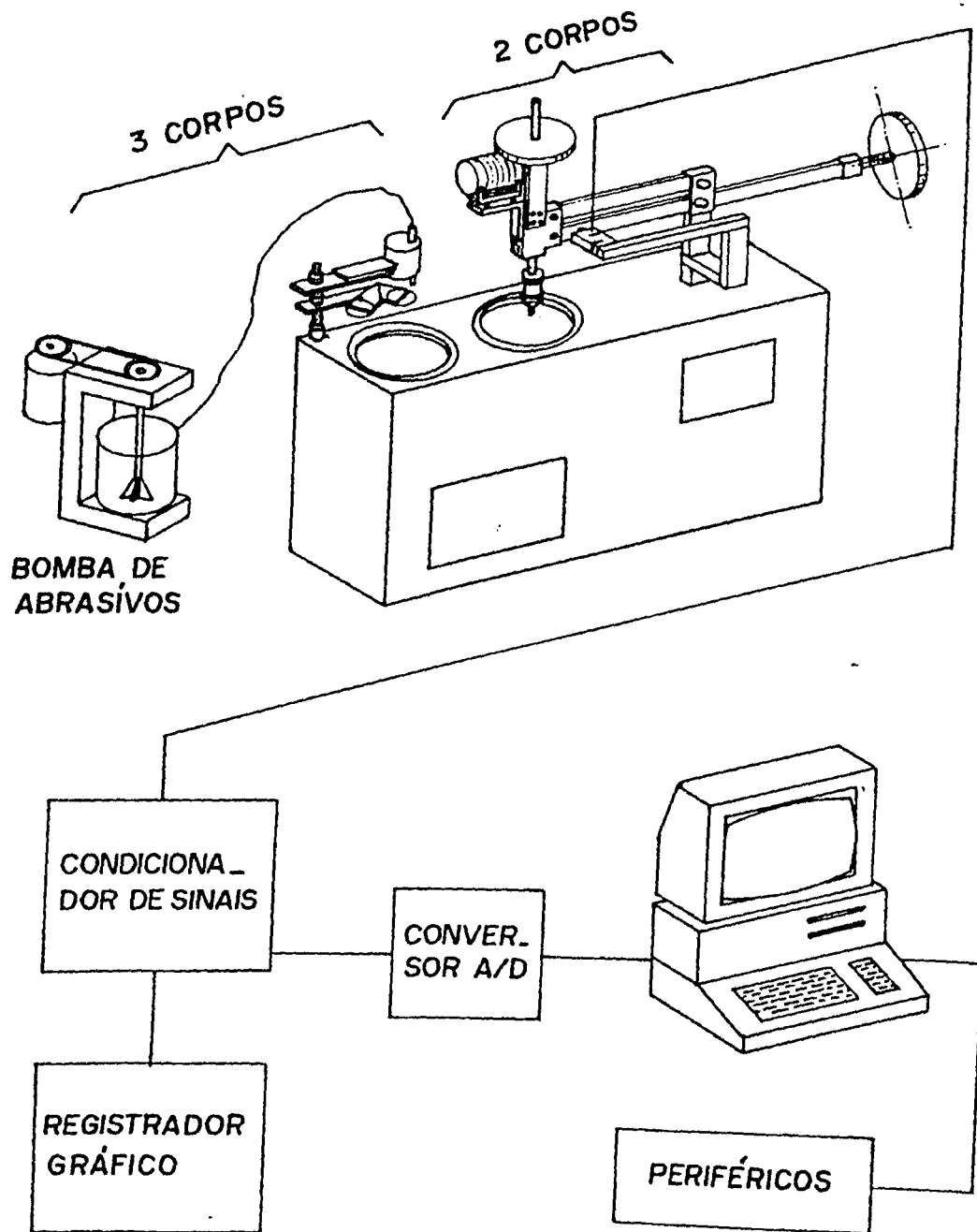


Figura 7 - Representação esquemática do abrasômetro múltiplo do LEM.

Inicialmente, as amostras foram lixadas em lixa SiC até a granulometria 1000 e em seguida polidas com pasta de diamante. Antes de cada teste, as amostras passaram por limpeza ultrassônica em álcool por cinco minutos e por secagem posterior. As lixas abrasivas utilizadas nos ensaios foram previamente selecionadas para ter-se uma garantia de maior homogeneidade.

Para a avaliação do desgaste foi utilizado o método gravimétrico interrompido, onde a perda de massa foi medida em uma balança de precisão de 10^{-4} g. A caracterização do comportamento em desgaste abrasivo foi feita inicialmente em função da taxa de desgaste, definida como a perda de massa por unidade de área da amostra, por unidade de tempo de ensaio.

Nos ensaios procurou-se, além de caracterizar o comportamento específico das amostras em função de sua transformabilidade, determinar também a influência dos parâmetros tribológicos impostos. Para tanto, foi evidenciada com o desenvolvimento do trabalho a necessidade de também serem utilizadas como variáveis a força normal aplicada e a granulometria do abrasivo. Com relação às rotações do disco e da amostra, vários trabalhos [57, 58] têm reportado a pequena influência destes parâmetros na taxa de desgaste, de modo que seu efeito não foi investigado.

Um resumo das condições tribológicas utilizadas é apresentado na Tabela III.

Em ensaios de desgaste, é de fundamental importância que seja atingido um regime "permanente" de desgaste, devido a instabilidades iniciais características do processo. Através da evolução da taxa de desgaste com o tempo, determinou-se

inicialmente, antes da realização dos ensaios efetivos, o tempo para que fosse atingido um regime "permanente" de desgaste para cada amostra, em cada situação tribológica.

Para a obtenção deste regime permanente de desgaste, foi necessária a realização de um número de testes em torno de vinte e cinco, para cada diferente configuração tribológica estudada. Após a obtenção do regime permanente de desgaste, a determinação da taxa de desgaste média procedeu-se pelo tratamento estatístico, utilizando técnicas de amostragem reduzida, somente na região de estabilização. Dentro desta região de estabilização, o número de testes realizado foi o necessário para a obtenção de um intervalo de confiança relativo igual ou inferior a 7%. Deve-se salientar que, em ensaios de desgaste abrasivo, este valor é bastante pequeno, sendo necessária a realização de um número de testes muito elevado para obtê-lo [59].

Tabela III - Condições tribológicas dos ensaios.

Pressões normais (N/mm ²)	1,275; 1,854; 2,649; 3,841
Rotação do disco (rpm)	25
Rotação da amostra (rpm)	25
Tipo de abrasivo	SiC
Tamanhos de abrasivo (µm)	18,3; 25,75; 30; 46,2 e 180

3.3 - Determinação dos coeficientes de atrito

A determinação do coeficiente de atrito criado entre a amostra e o abrasivo tem-se mostrado uma ferramenta extremamente útil em análises de desgaste [36-40, 42]. Neste trabalho, foi medido para cada ensaio o coeficiente de atrito aparente médio. Este é definido como a relação entre a força tangencial média criada entre amostra e abrasivo e a força normal aplicada. Para tanto, foi feita a monitoração da força tangencial média através de uma célula de carga associada a um condicionador de sinais e acoplada a um microcomputador, provido de um programa computacional ("software") de aquisição e tratamento estatístico dos dados.

O programa de aquisição e tratamento estatístico dos dados, elaborado em linguagem C, tem seu esquema de funcionamento explicado no anexo I. Foi ainda feita uma calibração do sistema de aquisição de sinais relativos aos coeficientes de atrito, sendo que a curva de calibração obtida também é apresentada no anexo I.

3.4 - Comparação com o desempenho de ligas Fe-Cr-C

As ligas Fe-Cr-C são largamente utilizadas em aplicações para resistir ao desgaste abrasivo, sendo o principal tipo de material utilizado em indústrias de mineração, trabalhos de solo, etc. [67]. São ainda materiais relativamente baratos e de fácil aplicação sob a forma de revestimentos [68]. Portanto, acredita-se ser de grande interesse uma comparação

do desempenho em desgaste abrasivo obtido para as zircônias com o desempenho de algumas ligas desta classe.

Conforme já mencionado anteriormente, o desgaste abrasivo é um fenômeno sistêmico, ou seja, dependente das condições tribológicas atuantes. Deste modo, a comparação só pode ser feita entre ensaios realizados sob as mesmas condições, já que não são evidentes as extrapolações de comportamento para outras condições.

Não foi possível encontrar disponíveis na literatura dados de desgaste abrasivo a dois corpos destas ligas, em equipamentos tipo pino-sobre-disco, em condições idênticas às utilizadas no presente trabalho. Foram então tomados para comparação alguns dados relativos a ensaios realizados a pressões normais médias bem menores que as utilizadas neste trabalho. Deste modo, foi necessária a realização de alguns ensaios adicionais com as zircônias, a pressões normais médias menores, de modo a tornar-se possível esta comparação. As condições tribológicas dos ensaios adicionais são mostradas na Tabela IV.

Tabela IV - Condições tribológicas dos ensaios adicionais.

Pressões normais (N/mm ²)	0,196
Rotação do disco (rpm)	25
Rotação da amostra (rpm)	25
Tipo de abrasivo	SiC
Tamanhos de abrasivo (µm)	25,75 e 180

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 - Efeito do tamanho do abrasivo

Inicialmente, os resultados de abrasão a dois corpos caracterizaram a presença de uma instabilidade no processo, conforme já reportado em vários trabalhos [58, 60, 61] e que parece estar associada basicamente com o perpendicularismo entre pino e disco, uniformidade da área ativa da amostra e rugosidade do material. Esta instabilidade é avaliada em função da evolução da taxa de desgaste com o tempo. As figuras 8, 9 e 10 apresentam, a título de ilustração, as curvas de evolução do desgaste obtidas, em uma configuração tribológica específica, para as três amostras utilizadas.

Através de figuras como estas foi possível identificar, para cada amostra, o tempo necessário para a obtenção de um regime "permanente" de desgaste, chegando-se a um tempo médio de 13 minutos. Estes resultados, portanto, confirmam a necessidade de, antes da realização destes ensaios, determinar-se o tempo para se atingir o regime permanente de desgaste. Nos instantes iniciais de ensaio há uma constante inversão de comportamento comparativamente entre os três materiais analisados, que poderia mascarar a avaliação do desempenho destes.

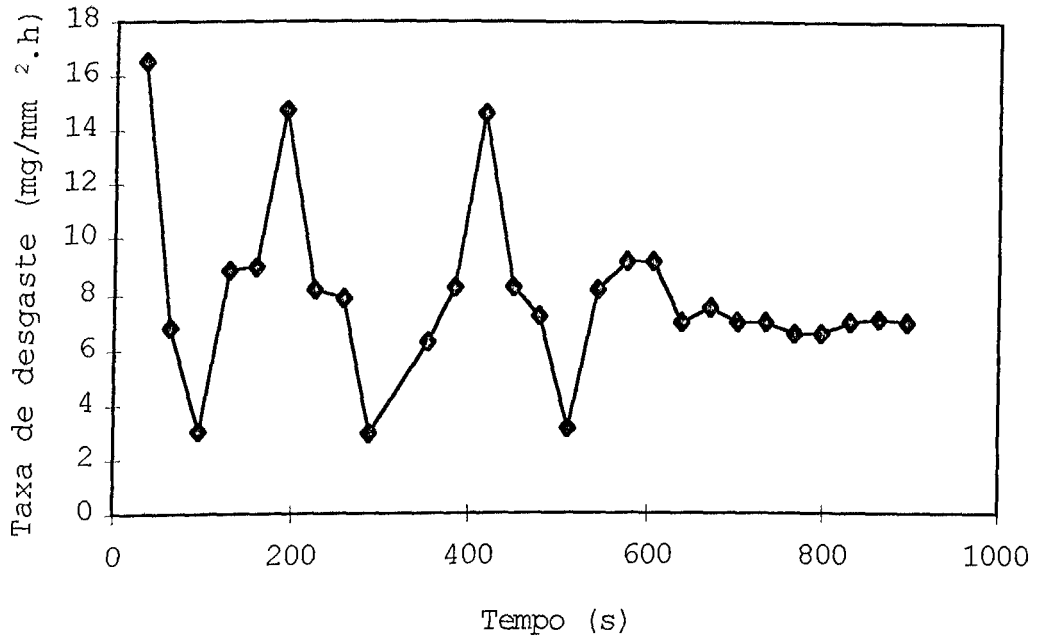


Figura 8 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo - amostra TS-Ce - SiC, tamanho do abrasivo = 25,75 μm .

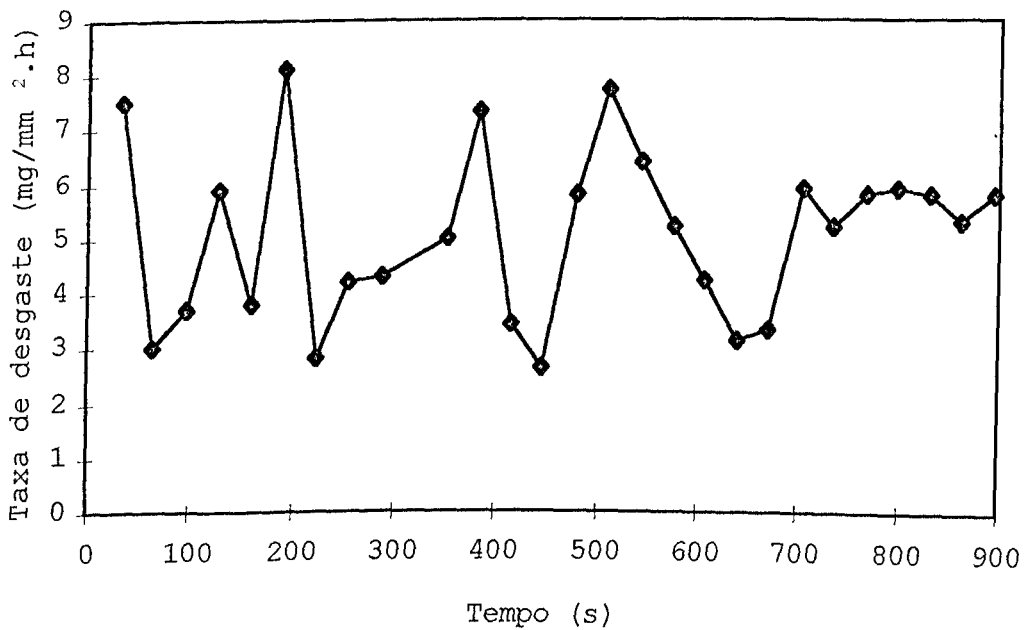


Figura 9 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo - amostra TS-Y - SiC, tamanho do abrasivo = 25,75 μm .

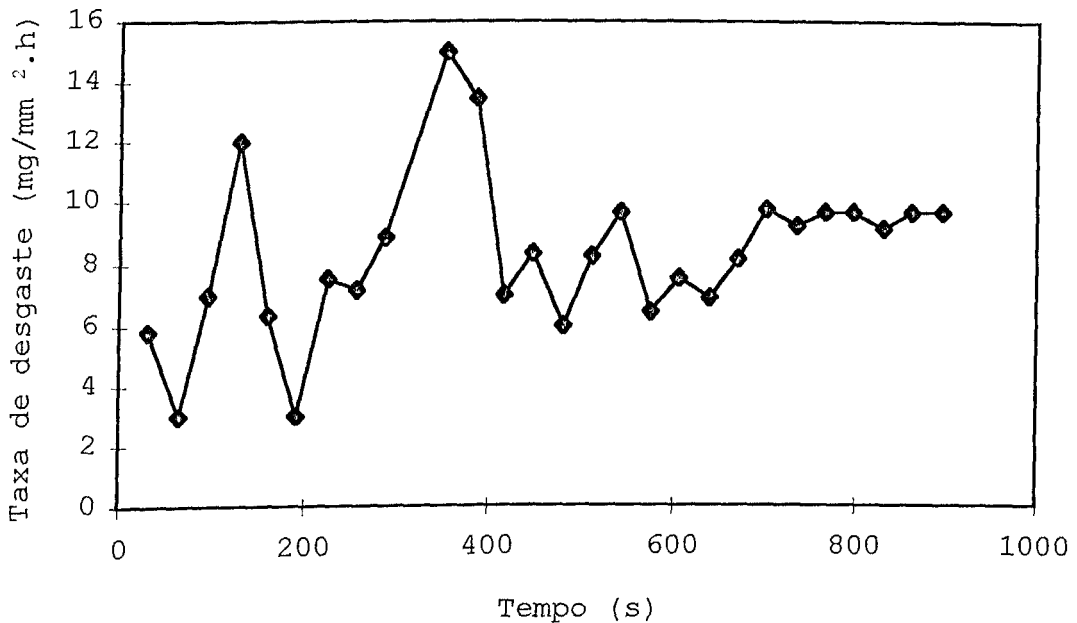


Figura 10 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo - amostra W1-ZTC - SiC, tamanho do abrasivo = 25,75 μm .

A proposta essencial de avaliação do desempenho destes materiais foi basicamente fundamentada na perda de massa sofrida. Assim, foram inicialmente analisados os resultados obtidos para a taxa de desgaste média.

Para a obtenção da taxa de desgaste média, em cada situação tribológica, procedeu-se o tratamento estatístico somente na região de regime permanente. Utilizou-se para tanto um intervalo de confiança relativo igual ou inferior a 7%. Estes resultados são apresentados nas figuras 11, 12, 13 e 14, para as pressões de 1,272; 1,854; 2,649 e 3,841 N/mm^2 , respectivamente.

Pode-se observar nas figuras 11 a 14 que, de uma maneira geral, o aumento da granulometria do abrasivo promove um aumento na taxa de desgaste, para todas as pressões

analisadas, conforme já bastante reportado na literatura [57, 62-64]. Larsen-Badse [62] sugeriu que tal efeito deve-se à proporção da carga por contato elástico, que varia com o tamanho do abrasivo. Neste caso, quanto maior o tamanho do abrasivo, menor o número de grãos em contato e maior será a carga por contato. Mulhearn [64] acredita que, com a variação do tamanho do abrasivo, tem-se uma variação da sua geometria. Para pequenos tamanhos de abrasivo, sua geometria poderia ser aproximada a uma esfera, em contraste com a geometria angulosa, característica dos maiores tamanhos de abrasivo.

Não foi possível observar a estabilização da taxa de desgaste com o aumento da granulometria do abrasivo. Através deste fenômeno, característico de metais puros, tem-se uma independência da taxa de desgaste com o tamanho de grão abrasivo a partir de um determinado tamanho crítico [63].

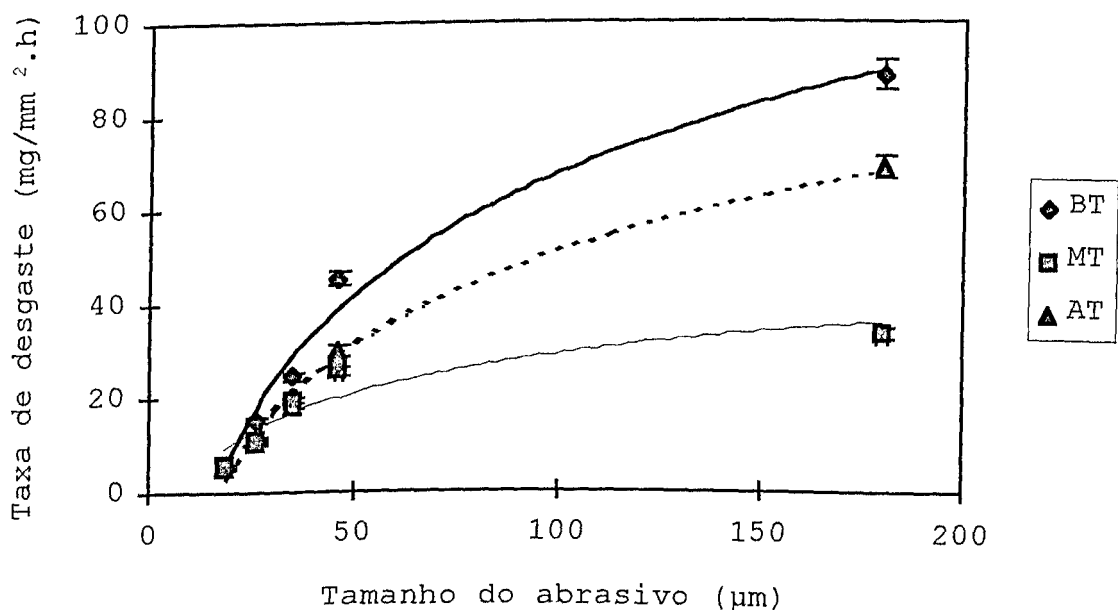


Figura 11 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,272 N/mm².

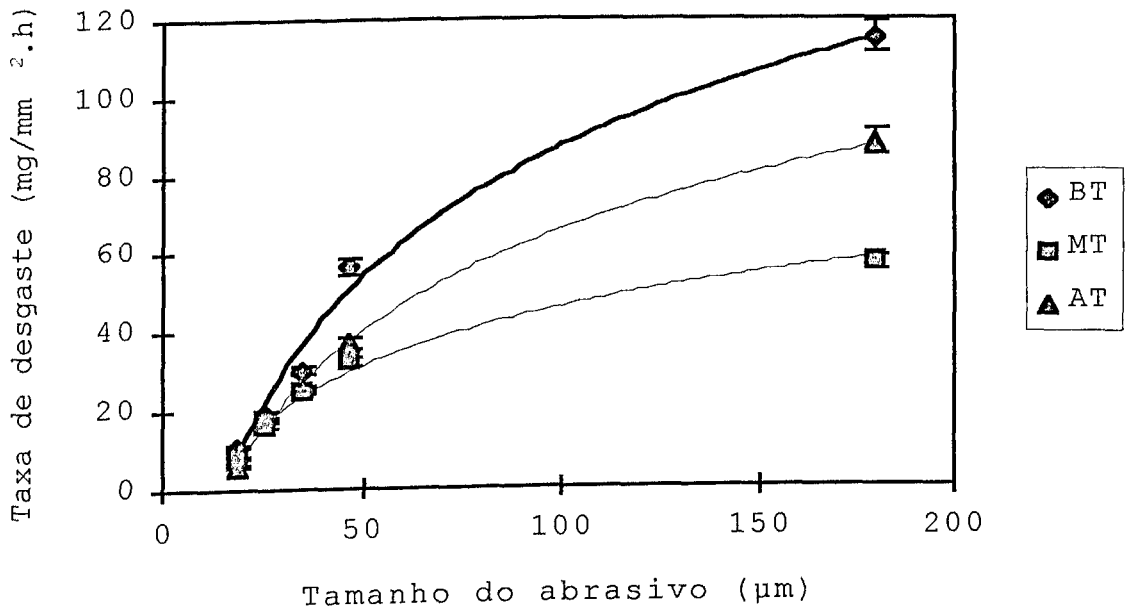


Figura 12 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,854 N/mm².

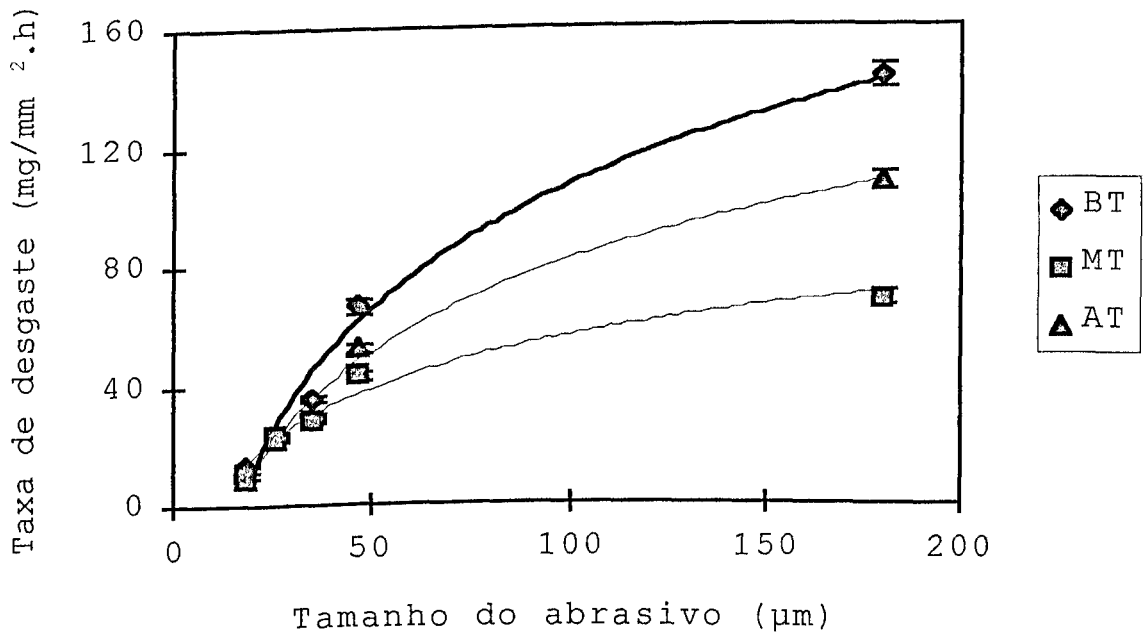


Figura 13 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 2,649 N/mm².

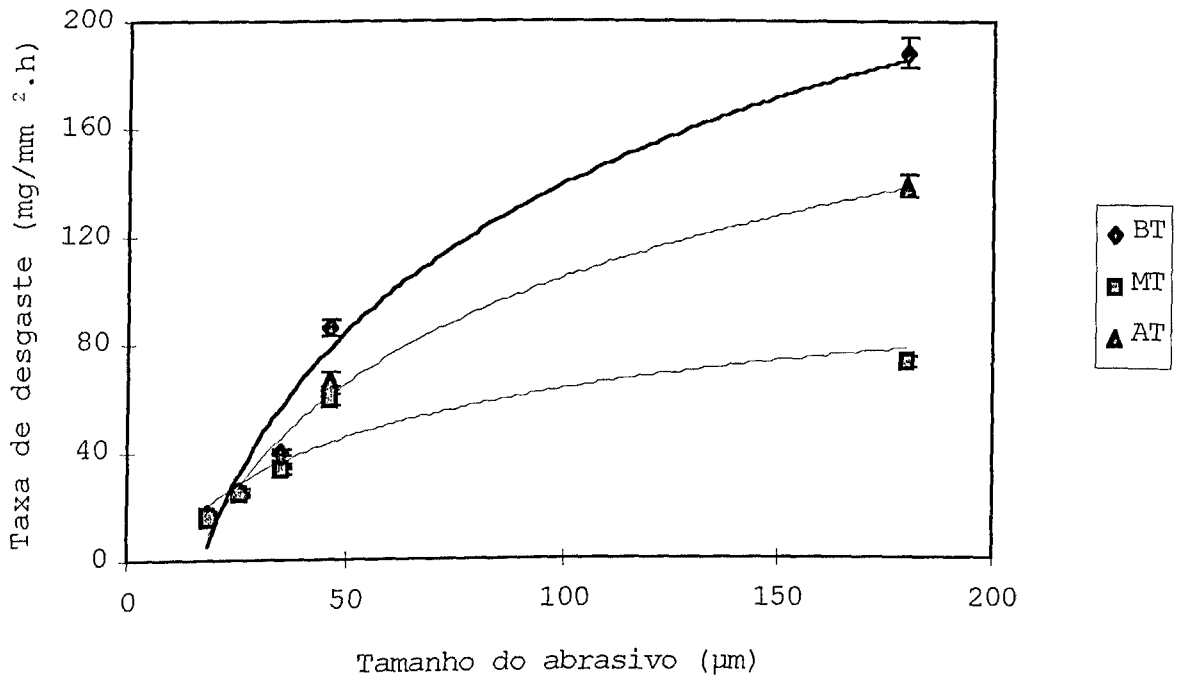


Figura 14 - Variação da taxa de desgaste com a granulometria do abrasivo; pressão normal = 3,841 N/mm².

Estas figuras também permitem caracterizar, para os baixos tamanhos de abrasivos, maiores taxas de desgaste para a amostra W1-ZTC, bem como um melhor desempenho, apesar de não muito pronunciado, da amostra TS-Ce. Para os maiores tamanhos de abrasivo, mantém-se o comportamento da amostra W1-ZTC, mas a amostra TS-Y passa a apresentar um comportamento sensivelmente melhor que a amostra TS-Ce.

Para melhor evidenciar este comportamento relativo entre as amostras e também o efeito da pressão normal aplicada, fez-se uma análise do comportamento dos materiais estudados para cada tamanho de abrasivo separadamente, mostrada a seguir.

4.2 - Efeito da pressão normal média aplicada

Nas figuras 15, 16, 17, 18 e 19, são apresentadas as curvas da taxa de desgaste em função da pressão normal média, para granulometrias de abrasivo SiC de, respectivamente, 18,3; 25,75; 35; 46,2 e 180 μm .

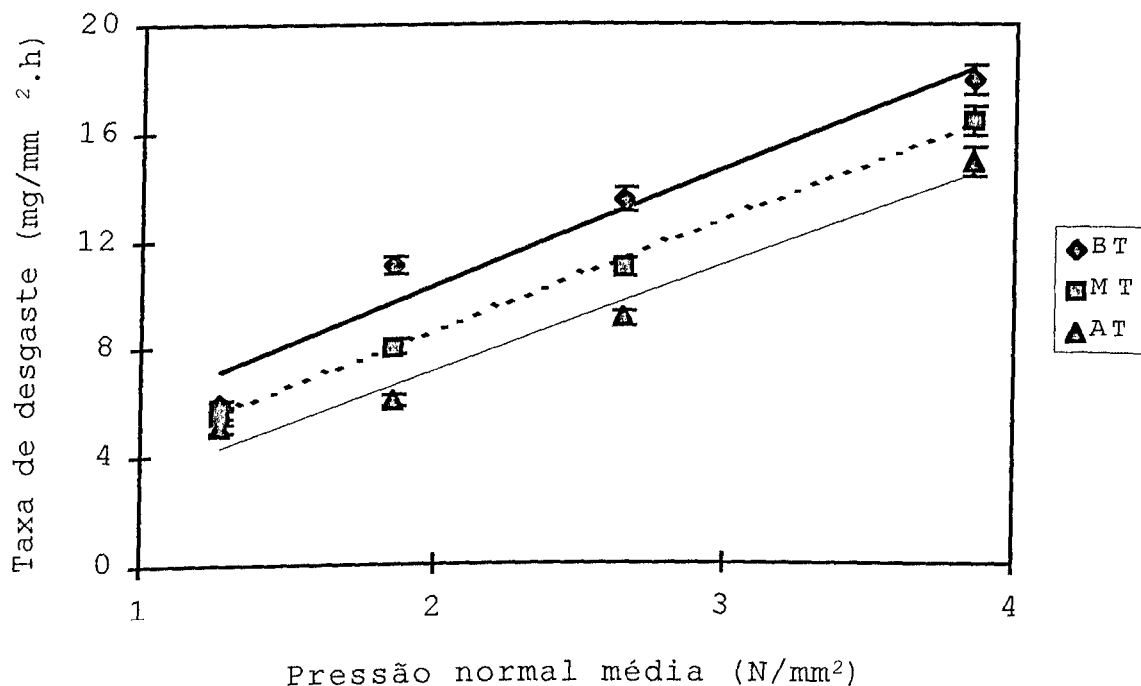


Figura 15 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 18,3 μm .

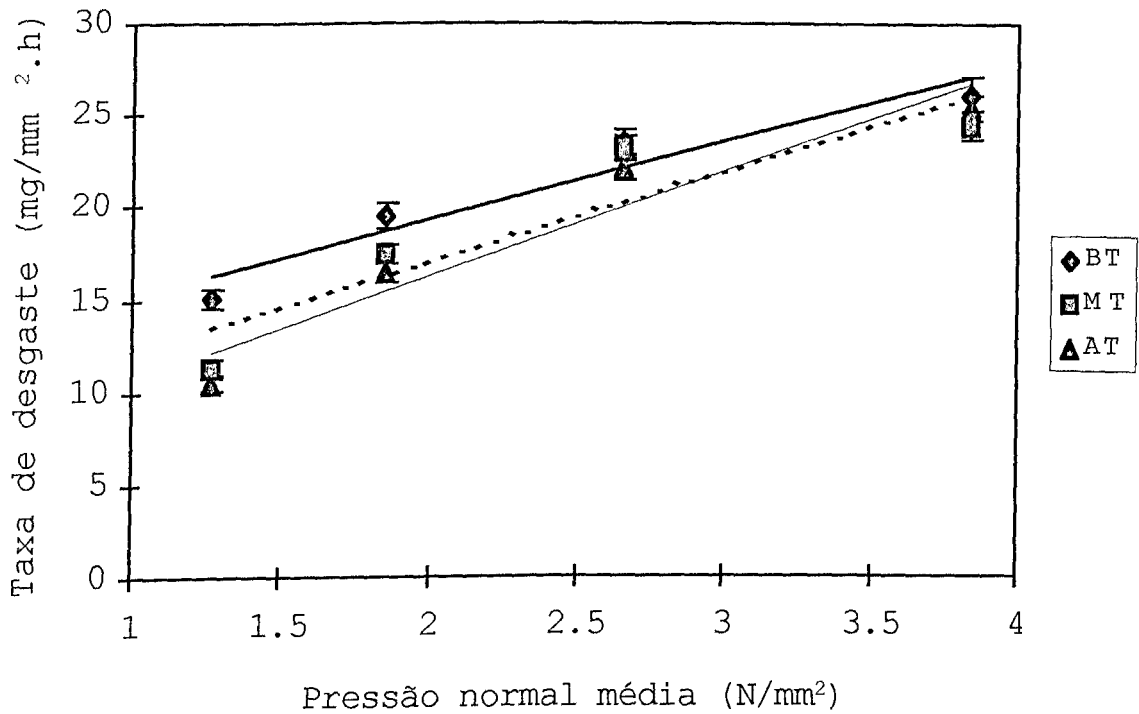


Figura 16 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 25,75 µm.

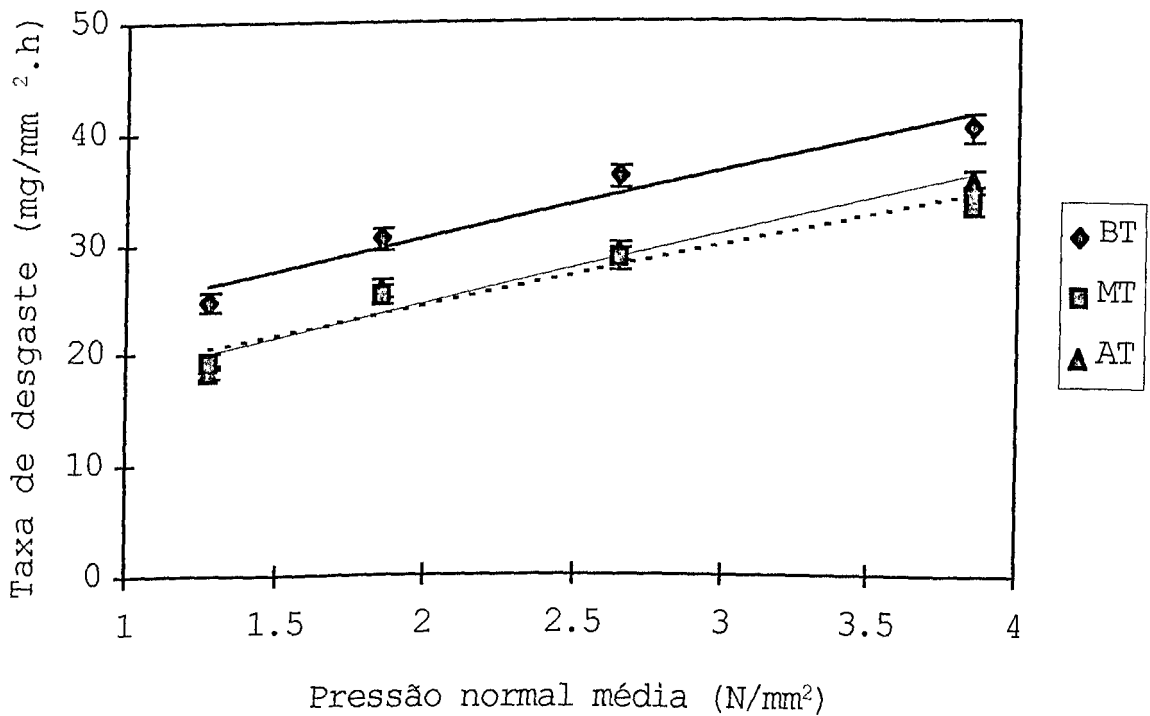


Figura 17 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 35 µm.

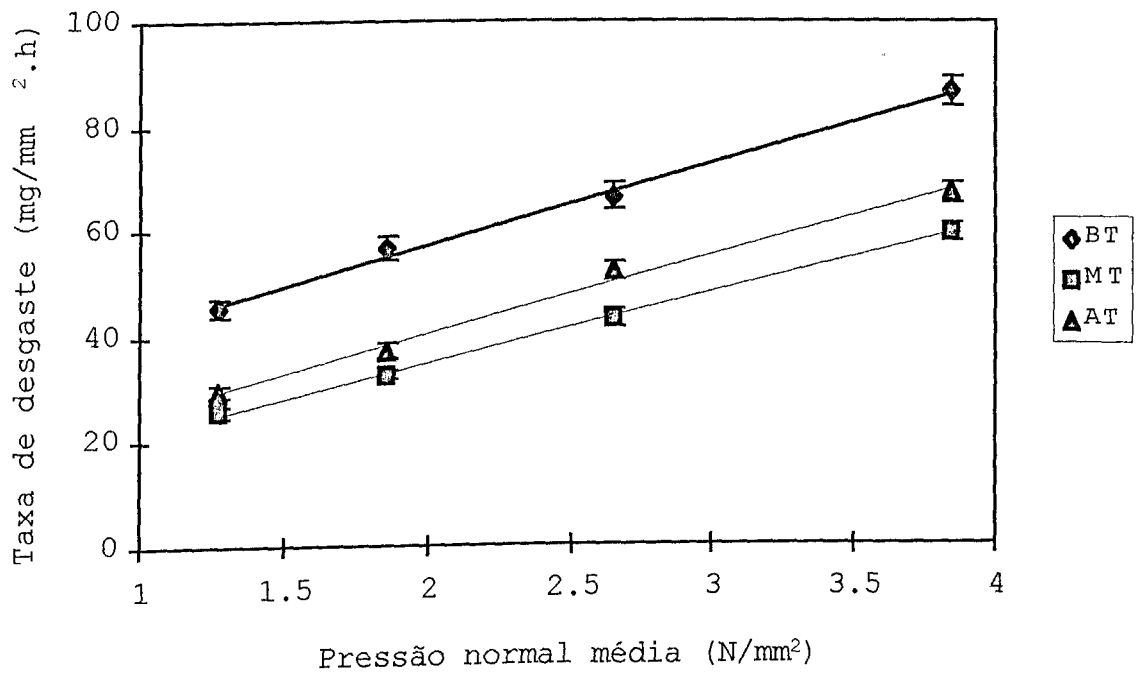


Figura 18 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 46,2 µm.

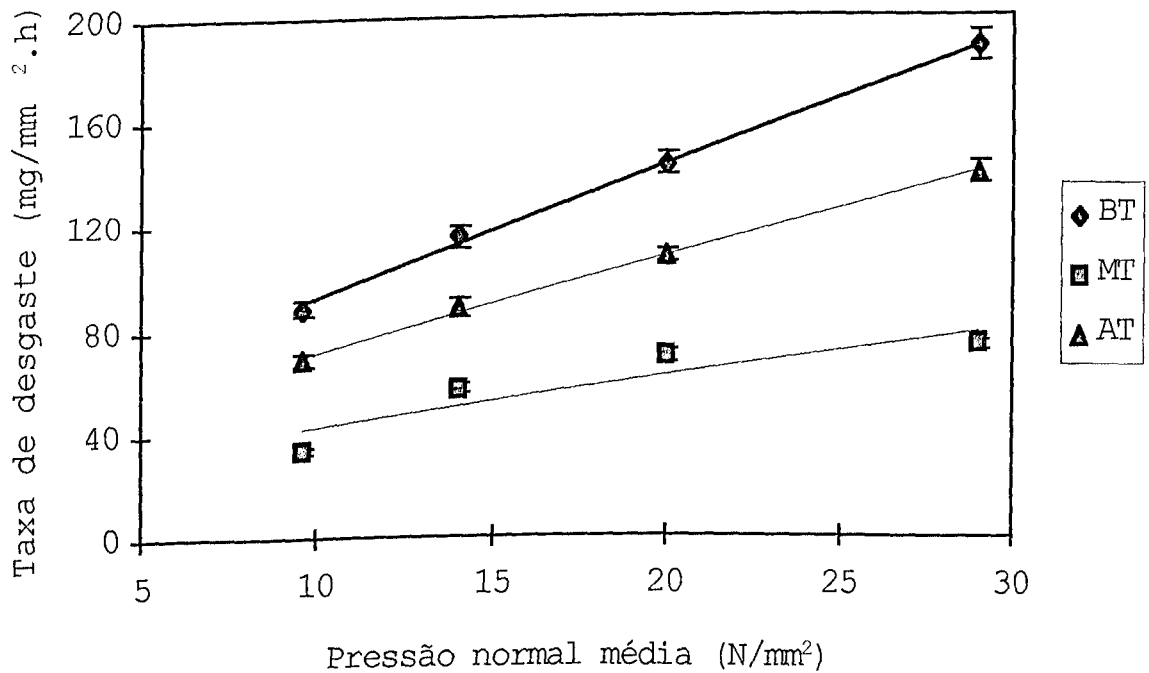


Figura 19 - Efeito da pressão normal aplicada sobre a taxa de desgaste; tamanho do abrasivo = 180 µm.

Observa-se inicialmente, nas figuras 15 a 19, um aumento da taxa de desgaste com o aumento da pressão normal média. Este aumento mostrou-se praticamente proporcional à carga aplicada, o que concorda com o modelo proposto por Rabinovickiz[65]. Neste modelo, o autor aproxima o grão abrasivo a um cone, sujeito a uma carga P , penetrando em uma superfície. A aproximação leva a uma relação linear entre volume de material removido e a carga aplicada P .

Experimentalmente, esta relação já foi confirmada para metais por Misra e Finnie [57] e Nathan e Jones [66]. Porém, resultados obtidos por Wang [44, 45] para ensaios tipo roda-de-borracha de zircônias TZP dopadas com óxido de Ítrio mostram uma diminuição da taxa de desgaste com o aumento da força normal aplicada. O autor associou tal comportamento à transformação martensítica induzida por tensão, que se torna mais efetiva com a presença de tensões mais elevadas.

Acredita-se que tal efeito não foi observado neste trabalho devido às altas pressões médias aplicadas nos ensaios. Em ensaios tipo roda-de-borracha, a grande área de contato leva a baixas pressões normais. Já neste trabalho, onde as áreas de contato aparentes são bem pequenas ($7,55 \text{ mm}^2$), acredita-se que mesmo para as menores cargas, a pressão média aplicada pode ter sido elevada o suficiente para promover a transformação induzida por tensão para todas as cargas utilizadas.

Com relação ao comportamento relativo das amostras, as curvas de variação da taxa de desgaste com a pressão normal mostram bem mais nitidamente a inversão de comportamento entre as amostras TS-Ce e TS-Y para diferentes tamanhos de abrasivo.

Para a situação de menor tamanho de abrasivo, fica bastante evidente o melhor comportamento da amostra TS-Ce. Ao aumentar-se o tamanho do abrasivo, começa a haver uma inversão de comportamento destas amostras, até que para os dois maiores tamanhos de abrasivo, a amostra de TS-Y apresenta taxas de desgaste sensivelmente menores. Tem-se ainda que este melhor comportamento é mais pronunciado para as maiores pressões normais.

Tentando correlacionar o desgaste abrasivo com o grau de transformabilidade das amostras, o comportamento da amostra W1-ZTC mostra-se coerente, já que esta amostra apresenta o mais baixo grau de transformabilidade. Estudos anteriores [51] mostram que a resistência à transformação desta amostra é tão alta que nenhuma transformação de fase foi detectada nem mesmo após imersão destas amostras em Nitrogênio líquido. Em decorrência do seu menor grau de transformabilidade, esta amostra possui também uma tenacidade à fratura mais baixa. Esta propriedade mecânica tem sido reportada na literatura como um parâmetro decisivo no desgaste de materiais cerâmicos[29, 34, 35].

Porém, com relação às amostras TS-Y e TS-Ce, comparando relativamente o seu comportamento, o aumento do grau de transformabilidade não resultou em diminuição da taxa de desgaste, para as maiores cargas e os maiores tamanhos de abrasivo.

Para associar tais resultados com o modelo proposto por Zum Ghar [34] apresentado no capítulo 1, página 7, deve-se considerar as propriedades mecânicas das amostras. Especial

atenção deve ser dada à tenacidade à fratura e à dureza, já que o autor caracteriza um compromisso entre estas duas propriedades para que possa ser obtida uma melhora no desempenho em desgaste abrasivo.

A amostra de alta transformabilidade apresenta o maior valor de tenacidade à fratura. Porém, conforme apresentado no capítulo 2, apesar da tenacificação induzida por transformação promover tanto um aumento de tenacidade à fratura quanto de resistência mecânica, geralmente as maiores resistências mecânicas não estão associadas com máxima tenacidade à fratura [9]. Além disso, o tamanho de grão microestrutural exerce influência decisiva sobre a resistência mecânica. Analisando os valores mostrados na Tabela II, é possível observar que, apesar de uma tenacidade à fratura menor que a da amostra TS-Ce, a amostra TS-Y apresenta os valores mais elevados de dureza e módulo de ruptura, associados a um tamanho de grão bem menor.

Deste modo, tomando-se a figura 1, que relaciona resistência ao desgaste com propriedades mecânicas (dureza e tenacidade à fratura), acredita-se que o aumento da severidade das condições de desgaste seja responsável por um deslocamento desta curva. Isto significa dizer que para as amostras de transformabilidade intermediária e alta, em condições severas de desgaste, elas encontrem-se em uma região da curva onde o efeito de propriedades de resistência (como dureza e módulo de ruptura) seja mais significativo para um aumento da resistência ao desgaste.

A figura 20 procura resumir o comportamento das amostras em função da tenacidade à fratura, a diferentes severidades de desgaste abrasivo, conforme proposto por Zum Ghar [34]. São apresentadas curvas da resistência ao desgaste destas amostras, definida como sendo o inverso da taxa de desgaste, em função da tenacidade à fratura, nas condições tribológicas mais severas, menos severas e em algumas condições intermediárias. Pode-se notar claramente que, para as condições menos severas, o aumento de tenacidade à fratura reflete num aumento da resistência ao desgaste. À medida em que aumenta-se esta severidade, o efeito da tenacidade à fratura torna-se menos significativo até que, nas condições mais severas, a resistência ao desgaste passa por um pico para a amostra de tenacidade à fratura intermediária.

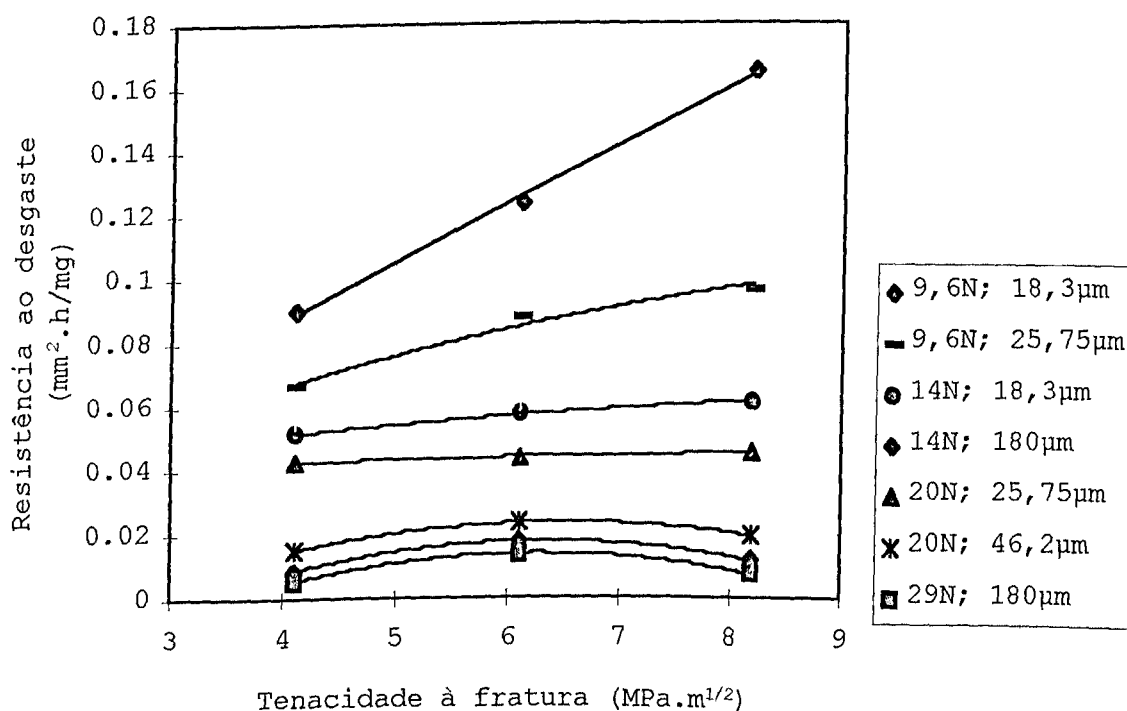


Figura 20 - Resistência ao desgaste em função da tenacidade à fratura, em diferentes configurações tribológicas.

Tal comportamento mostra-se incoerente, apesar das melhores propriedades mecânicas apresentadas pela amostra de transformabilidade intermediária, já que em condições mais severas o efeito da tenacidade à fratura deveria ser ainda mais importante que em condições menos severas. Porém, um outro fator importante a ser considerado diz respeito ao método empregado para determinar a transformabilidade das amostras, fundamentalmente avaliada em função das medições de K_{IC} e da porcentagem de fase monoclinica resultante na região fraturada.

Estes ensaios são realizados à temperatura ambiente, de modo que não consideram possíveis efeitos da temperatura sobre a transformação $t \rightarrow m$ e, conseqüentemente, sobre a tenacidade à fratura resultante do material.

A determinação da porcentagem presente das fases tetragonal e monoclinica na superfície desgastada seria um bom indicativo da quantidade de transformação induzida por tensão sofrida pelo material durante o processo de desgaste abrasivo. Para tanto, a técnica mais utilizada é a difração de raios-X, onde esta porcentagem volumétrica de fase monoclinica é calculada em função de picos de intensidade característicos [1].

Porém, as dimensões extremamente pequenas das amostras utilizadas nos ensaios de desgaste abrasivo impossibilitaram a análise da superfície desgastada, devido ao espalhamento sofrido pelo feixe de raios-X. Logo, não foi possível investigar experimentalmente mudanças na taxa de transformação em função da severidade das condições de desgaste.

Alguns resultados obtidos por Pandolfelli [1] permitem analisar o efeito da severidade de desgaste sobre a porcentagem de transformação destes materiais. Foram feitas medições relativas à determinação de fases presentes por técnicas de raios-X em amostras de zircônias retificadas com disco de diamante. Tentou-se, assim, simular uma situação de desgaste severo, com o intuito de determinar o efeito da severidade de desgaste sobre a quantidade de transformação da fase tetragonal para a fase monoclinica.

A tabela V mostra as frações volumétricas de fase monoclinica obtidas por Pandolfelli na superfície retificada. Para que possa ser feita uma comparação, são também apresentados os resultados relativos às medições feitas na região fraturada durante o ensaio de medição de K_{Ic} .

Tabela V - Fração volumétrica de fase monoclinica das amostras em duas diferentes condições superficiais [1].

Condição Superficial	Amostra		
	TS-Ce	TS-Y	W1-ZTC
Superfície fraturada	86	34	0
Superfície retificada	4	17	0

Inicialmente, a Tabela V vem confirmar a resistência à transformação $t \rightarrow m$ induzida por tensão apresentada pela amostra de baixa transformabilidade. Observa-se ainda uma interessante mudança de comportamento das amostras com

transformabilidade intermediária e alta quando a medição é feita em diferentes condições superficiais.

Na superfície fraturada do ensaio de medição de K_{Ic} , conforme já mencionado no capítulo 2, a amostra TS-Ce é a que apresenta maior porcentagem de fase transformada, de modo que de lhe foi atribuída uma alta transformabilidade. A maior tenacidade à fratura desta amostra foi então atribuída à maior quantidade de transformação por ela sofrida e, por conseqüência, à maior efetividade dos mecanismos de aumento de tenacidade.

Porém, na superfície retificada, observa-se inicialmente uma diminuição de fase transformada para as duas amostras. Além disso, esta diminuição é muito mais pronunciada na amostra TS-Ce. Acredita-se portanto que a condição de alta severidade de desgaste abrasivo criada pelo processo de retificação tenha de alguma maneira dificultado a ocorrência da transformação $t \rightarrow m$ induzida por tensão.

É possível então supor que no caso da amostra TS-Ce, para as maiores cargas e tamanhos de abrasivo, esteja ocorrendo uma inibição desta transformação, possivelmente causada pela alta temperatura desenvolvida na interface material/abrasivo. Neste caso, desenvolver-se-ia nos ensaios desta amostra níveis de temperatura onde seria estável a fase tetragonal.

Deste modo, apesar de ter sido a ela atribuído inicialmente uma alta transformabilidade, esta amostra apresentaria de maneira bem menos efetiva os efeitos de aumento de tenacidade decorrentes da transformação induzida por tensão. Estas hipóteses, aliadas aos valores inferiores de dureza e módulo

de ruptura apresentados por estes materiais, parecem justificar seu pior desempenho, em relação à amostra TS-Y, para os maiores valores de carga normal e tamanho de abrasivo.

A possibilidade de serem atingidas altas temperaturas no contato de desgaste também já foi levantada por Bundschüh e Zum Ghar [43], ao estudarem o desgaste adesivo de pares zircônia/zircônia do tipo Y-TZP. Foram medidos coeficientes de atrito da ordem de 0,6 a 0,8 e os autores sugerem que as altas temperaturas desenvolvidas no contato promovam a transformação monoclinica \rightarrow tetragonal inversa. Neste caso, ter-se-ia a ocorrência da transformação tetragonal \rightarrow monoclinica induzida por tensão, mas em seguida o aquecimento criado no contato induziria a transformação térmica inversa monoclinica \rightarrow tetragonal, ou até mesmo a transformação para fase cúbica.

Neste trabalho, acredita-se ser possível que a transformação tetragonal \rightarrow monoclinica induzida por tensão nem chegue a ocorrer nos casos de desgaste abrasivo severo, já que as taxas de desgaste apresentadas pela amostra TS-Ce não parecem caracterizar a existência de uma alta tenacidade à fratura. Tal fato pode evidenciar uma inibição da ocorrência dos mecanismos de aumento de tenacidade que acompanham a transformação.

A análise acima leva a crer que a tenacidade à fratura, medida através do fator de concentração K_{Ic} , pode ser um parâmetro decisivo na resistência ao desgaste se esta tenacidade à fratura não estiver associada a transformações de fase, como no caso da tenacidade decorrente da plasticidade em metais. Para cerâmicos cuja tenacificação esteja associada a

uma transformação de fase induzida por tensão, o valor de K_{Ic} medido à temperatura ambiente não pode ser diretamente relacionado com a resistência ao desgaste abrasivo. Neste caso, o aumento de temperatura criado pelo processo de desgaste poderia levar a alterações na taxa de transformação, de modo que a tenacidade à fratura destes materiais também poderia ser alterada. A difração de raios-X, antes e após o ensaio, poderia ser então um indicativo mais efetivo do desempenho destes materiais em desgaste abrasivo que medições de K_{Ic} .

A discussão acima caracteriza a dificuldade de estudar-se o comportamento em desgaste abrasivo em função da tenacidade à fratura de materiais que sofrem tenacificação induzida por transformação, como geralmente feito para os demais materiais. Neste caso, além do caráter sistêmico do processo abrasivo, a própria tenacidade à fratura seria uma propriedade sistêmica, dependente da severidade das condições de desgaste, e não uma propriedade do material, como proposto inicialmente neste trabalho.

4.3 - Variação do coeficiente de atrito

São apresentados a seguir os valores de coeficiente de atrito aparente desenvolvidos em cada situação tribológica, através das figuras 21, 22, 23 e 24, para pressões normais de 1,272; 1,854; 2,649 e 3,841 N/mm², respectivamente. Salienta-se que, deste ponto em diante, o coeficiente de atrito aparente será tratado simplesmente por coeficiente de atrito.

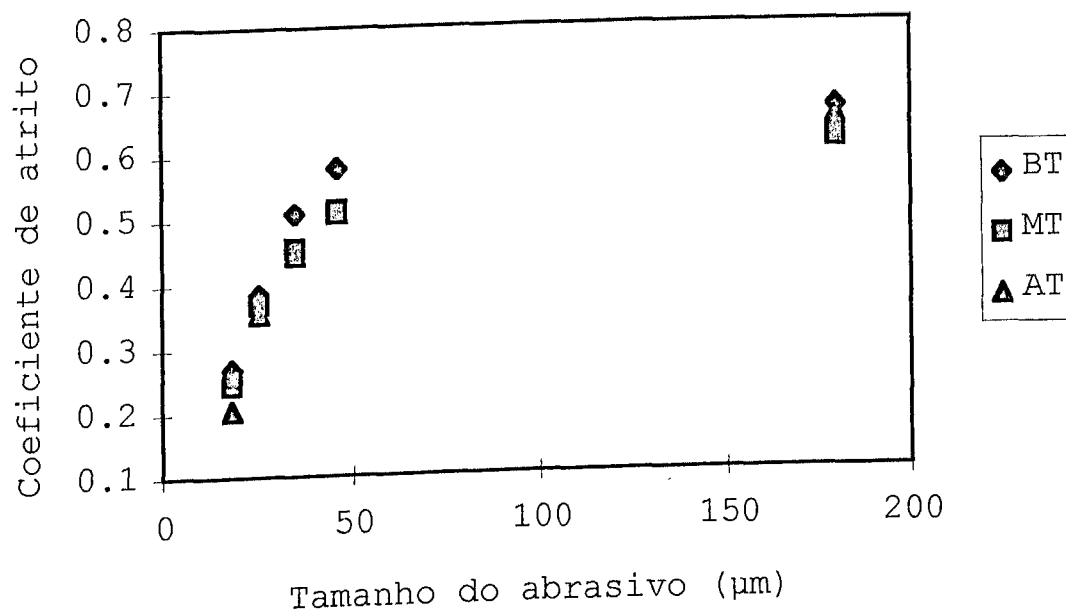


Figura 21 - Coeficiente de atrito em função da granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,272 N/mm².

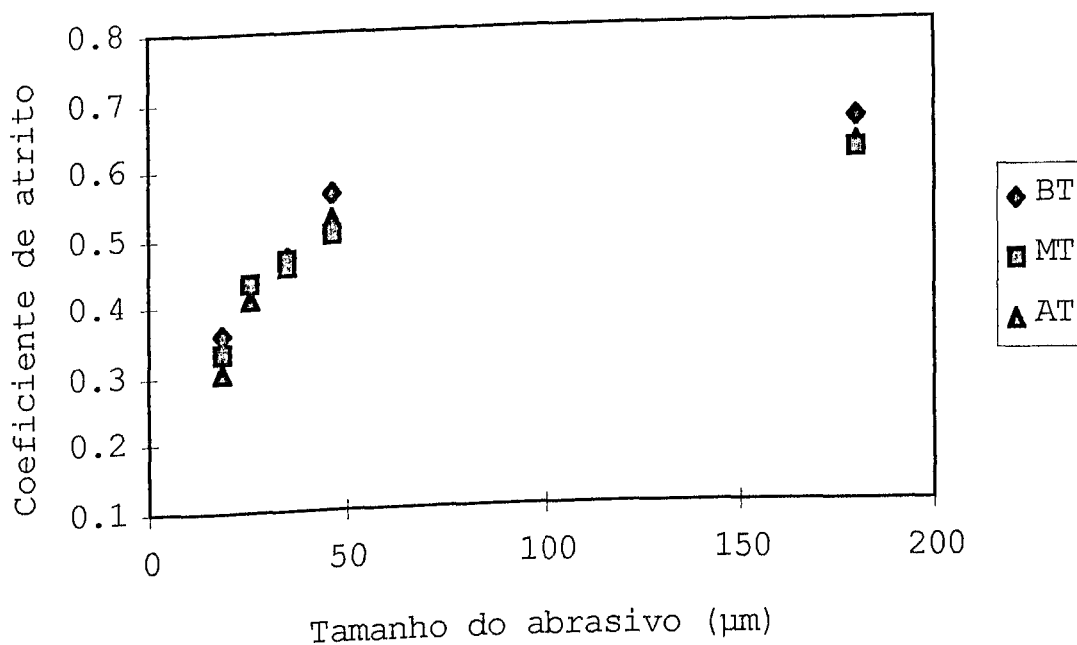


Figura 22 - Coeficiente de atrito em função da granulometria do abrasivo; pressão normal = 1,854 N/mm².

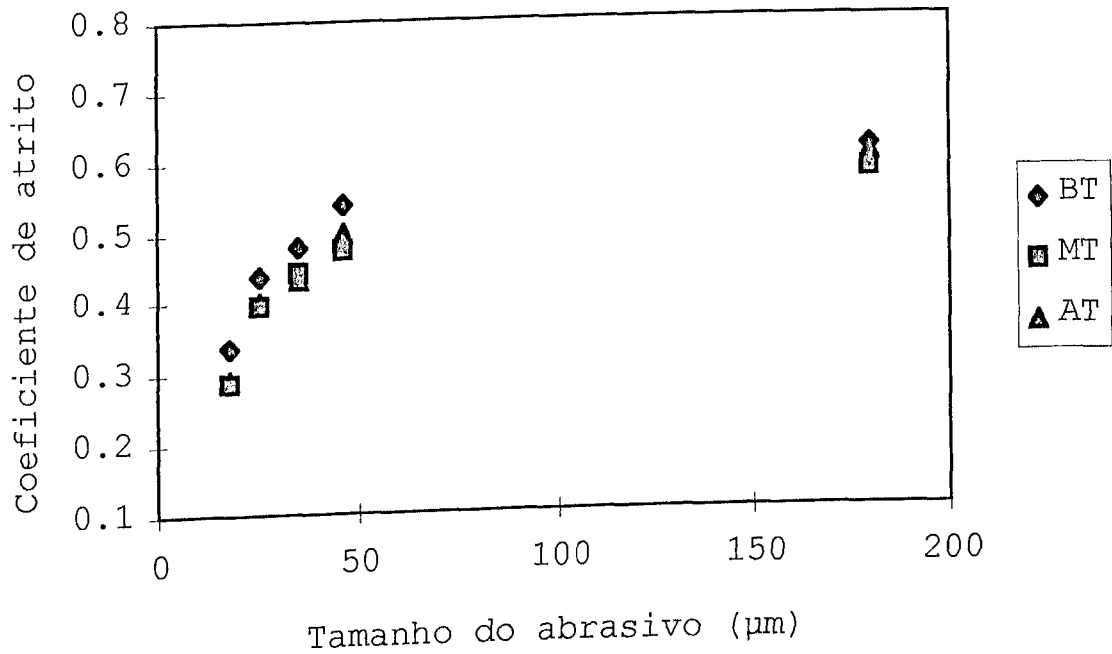


Figura 23 - Variação do coeficiente de atrito em função da granulometria do abrasivo; pressão normal = 2,649 N/mm².

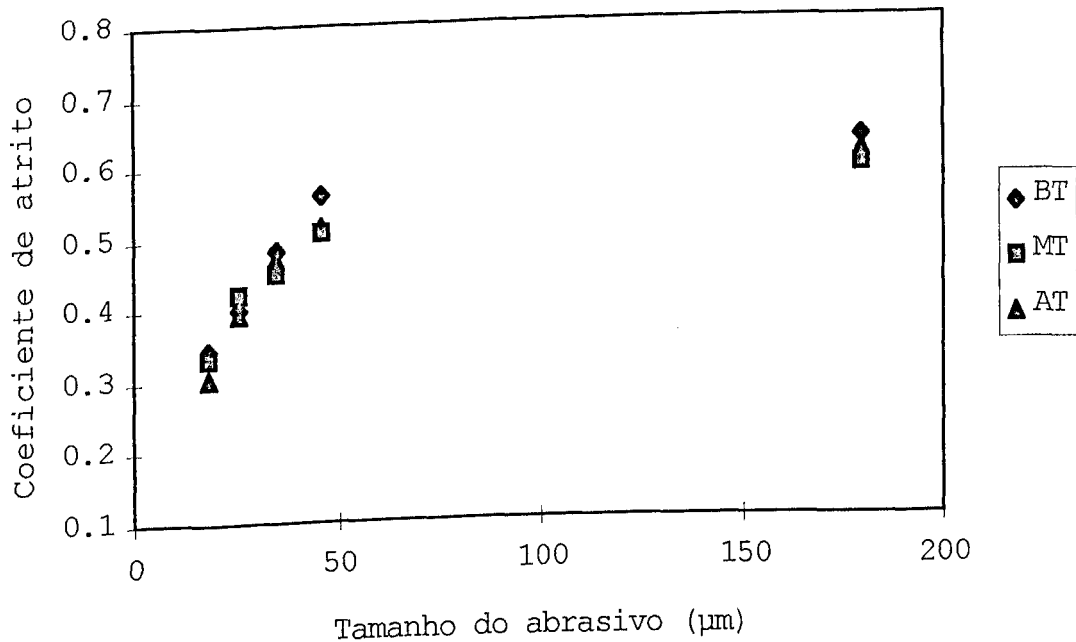


Figura 24 - Variação do coeficiente de atrito em função da granulometria do abrasivo; pressão normal = 3,841 N/mm².

De maneira similar à taxa de desgaste, observa-se que o aumento do tamanho do abrasivo promove um aumento no coeficiente de atrito.

Comparando ainda o comportamento relativo das três amostras, pode-se observar que a amostra W1-ZTC, que apresentou maiores valores de taxas de desgaste, apresentou também maiores de coeficiente de atrito. As amostras TS-Y e TS-Ce apresentaram uma variação do coeficiente de atrito similar à variação da taxa de desgaste, ou seja, dependente da severidade das condições dos ensaios.

Para os menores tamanhos de abrasivo e menores cargas, a amostra TS-Ce apresentou os menores coeficientes de atrito. Com o aumento da pressão normal aplicada e do tamanho do abrasivo, a amostra TS-Y passa a apresentar os menores valores.

Para melhor analisar a correlação entre desgaste e atrito, foram construídos gráficos da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito, para cada uma das cargas analisadas. Estes são mostrados nas figuras 25, 26, 27 e 28.

Pode-se observar nitidamente e para todas as cargas a presença de duas regiões de comportamentos bem distintos. Nas regiões de baixos coeficientes de atrito, é pequena a influência deste parâmetro sobre a taxa de desgaste. Com o aumento do coeficiente de atrito, tem-se uma região de aumento bem mais pronunciado da taxa de desgaste. Acredita-se que tais mudanças de comportamento possam evidenciar uma mudança de mecanismo de desgaste atuante ou na taxa de transformação sofrida pelos materiais.

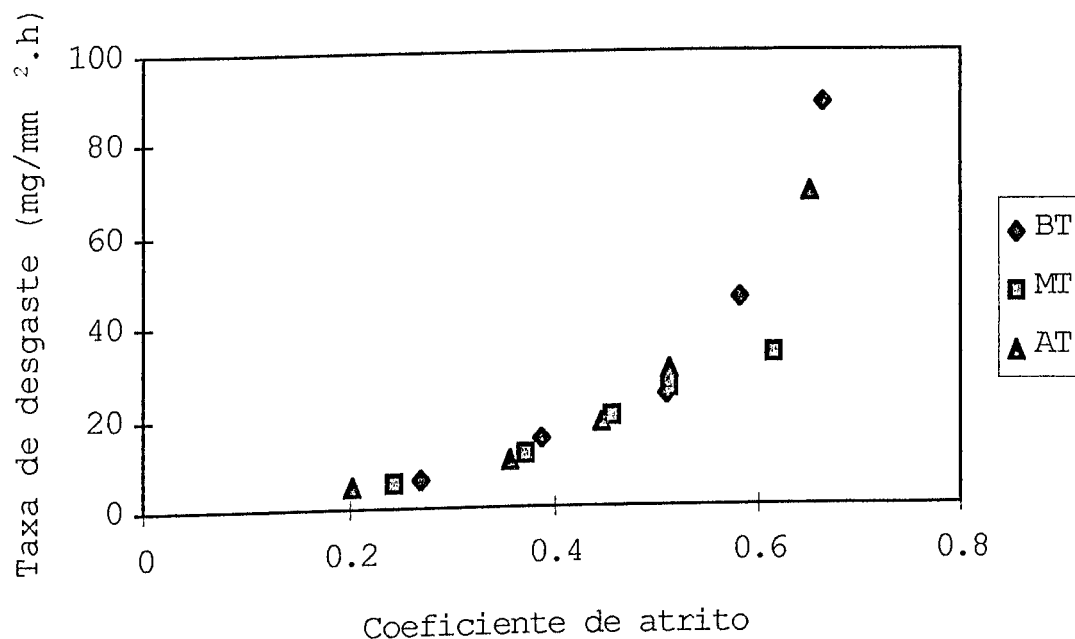


Figura 25 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 1,272 N/mm².

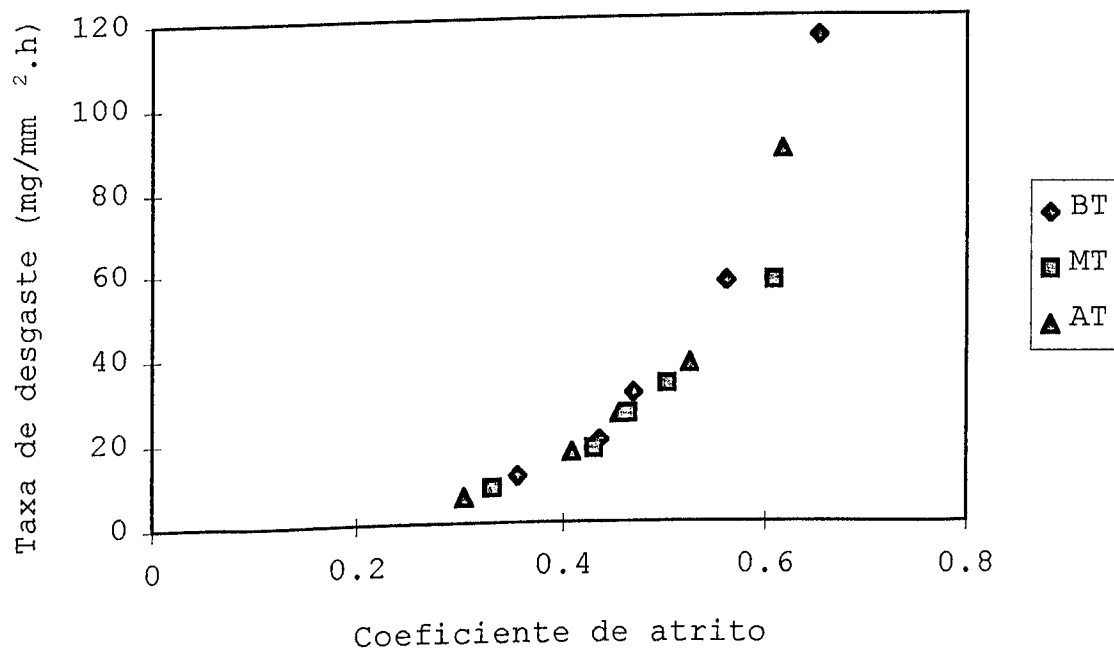


Figura 26 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 1,854 N/mm².

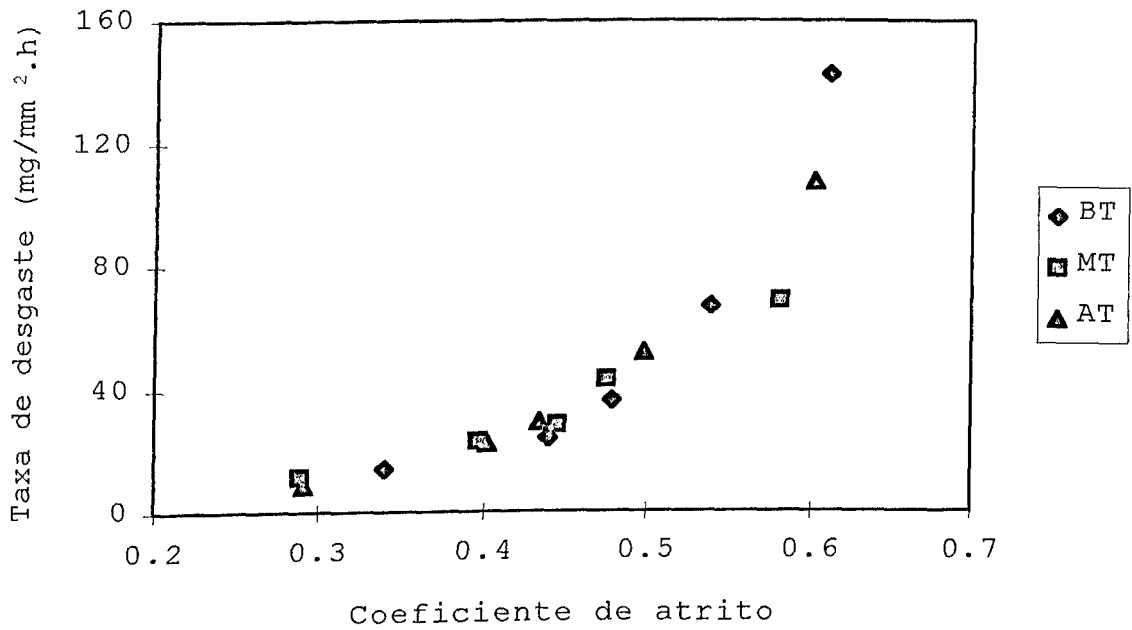


Figura 27 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 2,649 N/mm².

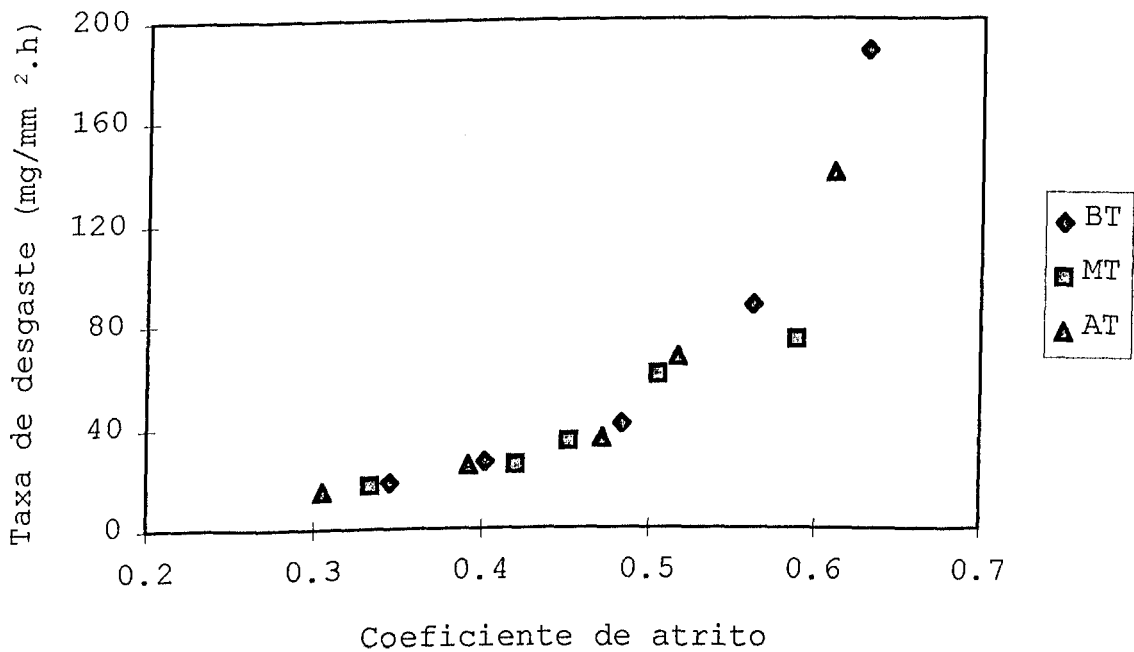


Figura 28 - Variação da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito; pressão normal = 3,841 N/mm².

Para avaliar a possibilidade de mudança de mecanismo de desgaste, são apresentadas nas figuras 29 a 33 as micrografias relativas às superfícies desgastadas das amostras. As figuras 29, 30 e 31 são características de uma condição pouco severa de desgaste e permitem evidenciar a ocorrência do mecanismo de microsulcamento. As figuras 32 e 33, relativas às amostras de transformabilidade intermediária e alta, nas condições mais severas de desgaste, permitem evidenciar que não houve mudança nítida de comportamento, pelo menos detectável a microscópio ótico.

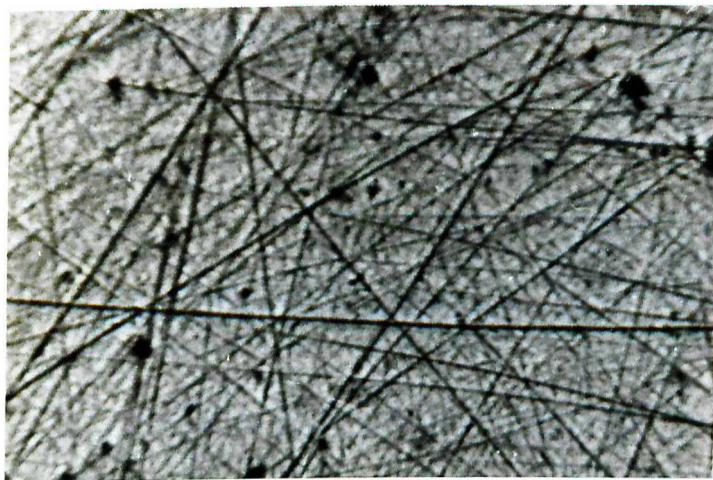


Figura 29 - Micrografia da amostra W1-ZTC; pressão = 1,272 N/mm², tamanho do abrasivo=25,75 μ m, aum.=120 X.

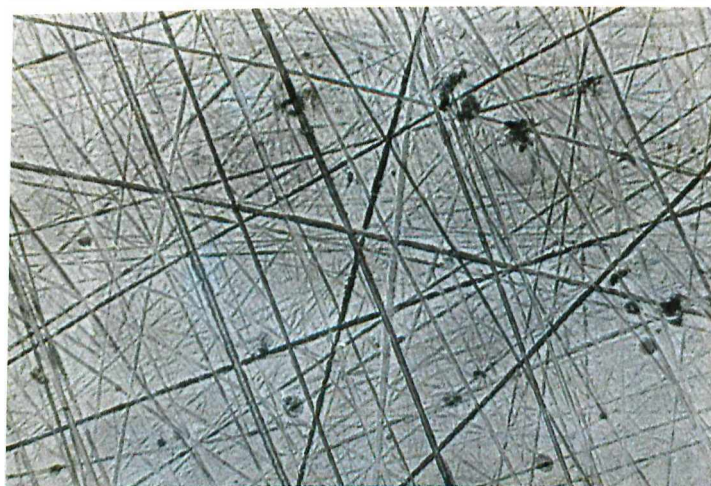


Figura 30 - Micrografia da amostra TS-Y; pressão = 1,272 N/mm², tamanho do abrasivo = 25,75 μ m, aumento = 120 X.



Figura 31 - Micrografia da amostra TS-Ce; pressão = 1,272 N/mm², tamanho do abrasivo=25,75 μm, aum.=120 X.



Figura 32 - Micrografia da amostra TS-Y; pressão = 3,841 N/mm², tamanho do abrasivo = 180 μm, aumento = 120 X.

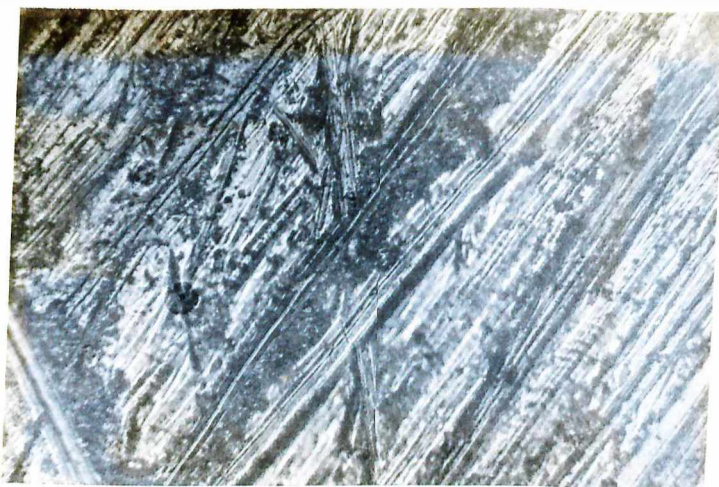


Figura 33 - Micrografia da amostra TS-Ce; pressão = 3,841 N/mm², tamanho do abrasivo=180 μm, aum. = 120 X.

4.4 - Comparação com o desempenho de ligas Fe-Cr-C

A comparação dos desempenhos entre as zircônias com diferentes graus de transformabilidade e duas ligas da classe Fe-Cr-C foi feita para dois diferentes tamanhos de abrasivo. As duas ligas utilizadas como referência para comparação foram designadas por liga 1 (30% Cr; 2,7 % C) e liga 2 (15% Cr; 3,7% C) [67].

Os resultados relativos ao menor tamanho de abrasivo (25,75 μm) são mostrados na figura 34. Observa-se uma menor taxa de desgaste para todos os três tipos diferentes de zircônias, em relação às ligas 1 e 2, o que caracteriza o seu bom comportamento para estas condições de desgaste abrasivo.

Para o tamanho de abrasivo de 180 μm , os resultados mostrados na figura 35 evidenciam que somente a amostras de transformabilidade intermediária e alta apresentaram um comportamento satisfatório em relação às ligas 1 e 2. A amostra de baixa transformabilidade apresentou um comportamento sensivelmente inferior em relação às ligas 1 e 2. Acredita-se que tal efeito deva-se à aplicação de condições mais severas de desgaste, associada com a baixa tenacidade à fratura desta amostra.

O comportamento descrito sugere que a aplicabilidade das zircônias aqui estudadas seja fortemente dependente da severidade das condições de desgaste impostas.

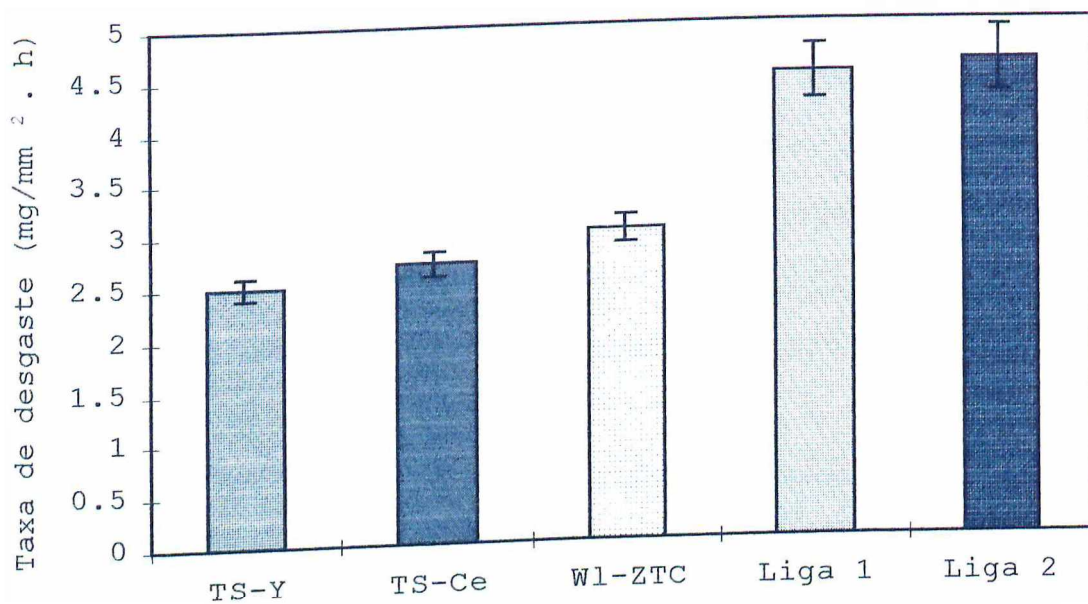


Figura 34 - Comparação do desempenho em desgaste abrasivo entre zircônias e ligas Fe-Cr-C [67], SiC # 600.

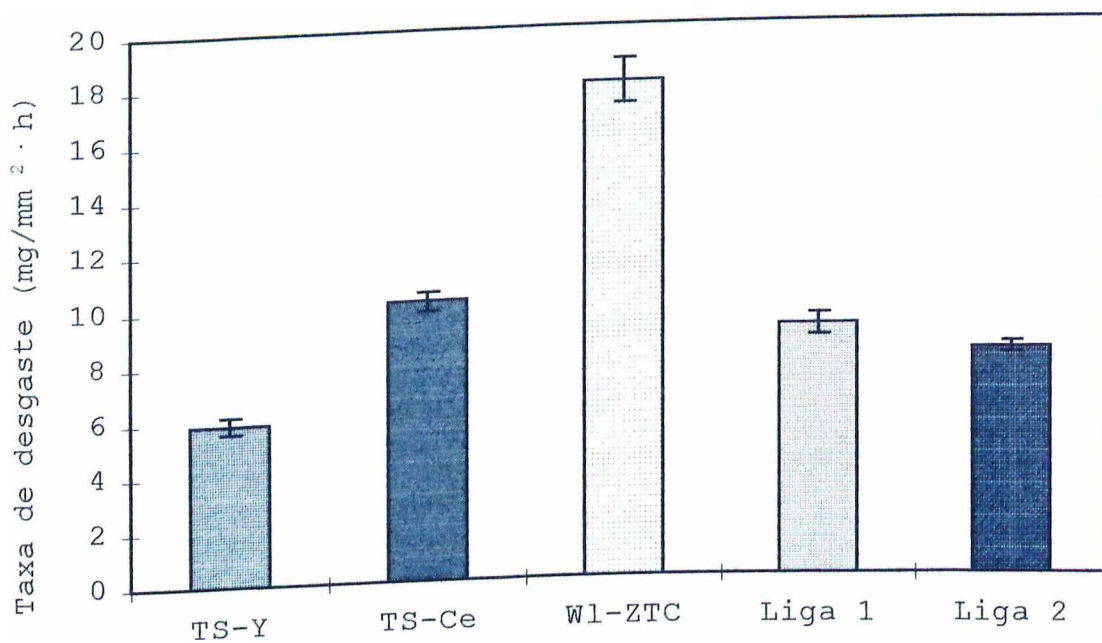


Figura 35 - Comparação do desempenho em desgaste abrasivo entre zircônias e ligas Fe-Cr-C [67], SiC # 80.

5 - CONCLUSÕES

Estudou-se o comportamento em desgaste abrasivo a dois corpos de TZP com diferentes graus de transformabilidade, sob várias condições tribológicas. Os resultados encontrados neste trabalho permitiram obter as seguintes conclusões:

1 - Ficou nitidamente caracterizado nos ensaios a presença de uma instabilidade inicial no processo de desgaste abrasivo. Isto vem salientar a necessidade de serem obtidas inicialmente, antes da realização dos testes definitivos, as curvas de evolução da taxa de desgaste com o tempo para cada material em cada situação tribológica. Desta maneira, será possível identificar a estabilização da taxa de desgaste, de modo a atingir o tempo de ensaio necessário para a obtenção de um regime "permanente" de desgaste.

2 - O aumento do tamanho do abrasivo acarretou em um aumento da taxa de desgaste. Não foi verificada a ocorrência do fenômeno de efeito de escala.

3 - Foi observado um aumento da taxa de desgaste proporcional à pressão normal aplicada, conforme proposto por Rabinovickiz.

4 - O coeficiente de atrito variou quando houve mudança da natureza das superfícies em contato. A correlação entre taxa de desgaste e coeficiente de atrito caracterizou a presença de duas regiões com comportamentos distintos. Para

baixos coeficientes de atrito, foi pequena a variação da taxa de desgaste; para os maiores valores, observou-se um grande aumento da taxa de desgaste com o coeficiente de atrito.

5 - O grau de transformabilidade das amostras parece não ser uma propriedade intrínseca do material, mas dependente dos métodos utilizados para sua avaliação, assim como das condições de ensaio, em especial a temperatura.

6 - A amostra W1-ZTC apresentou o pior comportamento em desgaste abrasivo, em todas as condições tribológicas, sendo que este pior comportamento foi mais significativo para condições mais severas de desgaste. Estes resultados foram associados à baixa tenacidade à fratura que estes materiais apresentam, resultante de seu baixo grau de transformabilidade.

7 - Para as condições mais suaves de desgaste abrasivo, as amostras puderam ser classificadas na seguinte ordem:

W1-ZTC → TS-Y → TS-Ce

Este comportamento mostrou que a ordem de aumento de resistência ao desgaste acompanhou a ordem de aumento de tenacidade à fratura medida pelo método de flexão em quatro pontos.

8 - Ao aumentar-se a severidade das condições de desgaste, ocorreu uma inversão no comportamento relativo das amostras. Para os maiores valores de carga e tamanho de abrasivo, as amostras passam a ter a seguinte ordem de classificação:

W1-ZTC → TS-Ce → TS-Y

Este comportamento foi associado à maior dureza e módulo de ruptura da amostra TS-Y, provavelmente associada a uma possível inibição da transformação tetragonal → monoclinica induzida por tensão para a amostra TS-Ce, diminuindo o efeito do aumento de tenacidade que acompanha a transformação. Neste caso, as altas temperaturas desenvolvidas no contato no contato abrasivo levariam a uma estabilidade da fase tetragonal, impedindo a transformação.

9 - A tenacidade à fratura, medida através do fator de concentração K_{Ic} , pode ser um parâmetro decisivo na resistência ao desgaste se esta tenacidade à fratura não estiver associada a transformações de fase. Para cerâmicos, cuja tenacificação está associada a uma transformação de fase induzida por tensão, o aumento de temperatura criado pelo processo de desgaste pode levar a alterações na taxa de transformação, de modo que a difração de raios-X, antes e após o ensaio, poderia ser então um indicativo mais efetivo do desempenho destes materiais em desgaste abrasivo do que medições de K_{Ic} .

10 - A comparação do desempenho das três amostras de zircônia com o desempenho de duas ligas da classe Fe-Cr-C, em condições tribológicas idênticas, mostra que todas as zircônias estudadas apresentaram um desempenho superior ao serem utilizadas condições de desgaste suaves. Para condições mais severas, a amostra de baixa transformabilidade apresenta taxas de desgaste mais elevadas, enquanto as outras duas ainda permanecem com um desempenho satisfatório.

5 - CONCLUSÕES

Estudou-se o comportamento em desgaste abrasivo a dois corpos de TzP com diferentes graus de transformabilidade, sob várias condições tribológicas. Os resultados encontrados neste trabalho permitiram obter as seguintes conclusões:

- 1 - Ficou nitidamente caracterizado nos ensaios a presença de uma instabilidade inicial no processo de desgaste abrasivo. Isto vem salientar a necessidade de serem obtidas inicialmente, antes da realização dos testes definitivos, as curvas de evolução da taxa de desgaste com o tempo para cada material em cada situação tribológica. Desta maneira, será possível identificar a estabilização da taxa de desgaste, de modo a atingir o tempo de ensaio necessário para a obtenção de um regime "permanente" de desgaste.
- 2 - O aumento do tamanho do abrasivo acarretou em um aumento da taxa de desgaste. Não foi verificada a ocorrência do fenômeno de efeito de escala.
- 3 - Foi observado um aumento da taxa de desgaste proporcional à pressão normal aplicada, conforme proposto por Rabinovickiz.
- 4 - O coeficiente de atrito variou quando houve mudança da natureza das superfícies em contato. A correlação entre taxa de desgaste e coeficiente de atrito caracterizou a presença de duas regiões com comportamentos distintos. Para

baixos coeficientes de atrito, foi pequena a variação da taxa de desgaste; para os maiores valores, observou-se um grande aumento da taxa de desgaste com o coeficiente de atrito.

5 - O grau de transformabilidade das amostras parece não ser uma propriedade intrínseca do material, mas dependente dos métodos utilizados para sua avaliação, assim como das condições de ensaio, em especial a temperatura.

6 - A amostra W1-ZTC apresentou o pior comportamento em desgaste abrasivo, em todas as condições tribológicas, sendo que este pior comportamento foi mais significativo para condições mais severas de desgaste. Estes resultados foram associados à baixa tenacidade à fratura que estes materiais apresentam, resultante de seu baixo grau de transformabilidade.

7 - Para as condições mais suaves de desgaste abrasivo, as amostras puderam ser classificadas na seguinte ordem:

W1-ZTC → TS-Y → TS-Ce

Este comportamento mostrou que a ordem de aumento de resistência ao desgaste acompanhou a ordem de aumento de tenacidade à fratura medida pelo método de flexão em quatro pontos.

8 - Ao aumentar-se a severidade das condições de desgaste, ocorreu uma inversão no comportamento relativo das amostras. Para os maiores valores de carga e tamanho de abrasivo, as amostras passam a ter a seguinte ordem de classificação:

W1-ZTC → TS-Ce → TS-Y

Este comportamento foi associado à maior dureza e módulo de ruptura da amostra TS-Y, provavelmente associada a uma possível inibição da transformação tetragonal → monoclinica induzida por tensão para a amostra TS-Ce, diminuindo o efeito do aumento de tenacidade que acompanha a transformação. Neste caso, as altas temperaturas desenvolvidas no contato no contato abrasivo levariam a uma estabilidade da fase tetragonal, impedindo a transformação.

9 - A tenacidade à fratura, medida através do fator de concentração K_{Ic} , pode ser um parâmetro decisivo na resistência ao desgaste se esta tenacidade à fratura não estiver associada a transformações de fase. Para cerâmicos, cuja tenacificação está associada a uma transformação de fase induzida por tensão, o aumento de temperatura criado pelo processo de desgaste pode levar a alterações na taxa de transformação, de modo que a difração de raios-X, antes e após o ensaio, poderia ser então um indicativo mais efetivo do desempenho destes materiais em desgaste abrasivo do que medições de K_{Ic} .

10 - A comparação do desempenho das três amostras de zircônia com o desempenho de duas ligas da classe Fe-Cr-C, em condições tribológicas idênticas, mostra que todas as zircônias estudadas apresentaram um desempenho superior ao serem utilizadas condições de desgaste suaves. Para condições mais severas, a amostra de baixa transformabilidade apresenta taxas de desgaste mais elevadas, enquanto as outras duas ainda permanecem com um desempenho satisfatório.

6 - DESENVOLVIMENTOS FUTUROS

Acredita-se que a análise por difração de Raios-X possa ser uma ferramenta extremamente importante na compreensão do comportamento em desgaste abrasivo destes materiais, já que as transformações de fase induzidas por tensão têm influência bastante significativa sobre suas propriedades mecânicas. Portanto, sugere-se a execução de análises de difração por Raios-X nas amostras antes e após os ensaios de desgaste abrasivo, de modo a permitir evidenciar diferenças nas taxas de transformação sofridas em diferentes configurações de desgaste.

A investigação da mudança de comportamento da taxa de desgaste em função do coeficiente de atrito observada neste trabalho pode levar a interessantes conclusões sobre o comportamento destas amostras em desgaste abrasivo.

Sugere-se ainda a execução de ensaios de desgaste abrasivo utilizando-se a configuração mecânica a três corpos, de modo a obter-se uma completa caracterização do comportamento em desgaste abrasivo destes materiais.

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [01]-PANDOLFELLI, V.C. *et alli*, Fundamentals, Properties and Trends in TZP. In: Anais do 31º Congresso Brasileiro de Cerâmica, (1), Brasília, 1987, p. 277-310.
- [02]-BUTLER, E.P., Transformation Toughened Zirconia Ceramics, Materials Science and Technology, 1: 417-432, 1985.
- [03]-SUBBARAO, E.C., Science and Technology of Zirconia. In: HEUER, A.H., HOBBS, L.W. (ed); Advances in Ceramics (3), Columbus, Ohio, The American Ceramic Society, 1981. p. 1-24.
- [04]-KATO, K., Tribology of Ceramics, Wear, 136: 117-133, 1990.
- [05]-ALCÂNTARA, N.G. *et alli*, Aspersão Térmica de Revestimentos Cerâmicos - Parte 1, Soldagem & Materiais, 3: 40-44, 1991.
- [06]-LAWN, B.R., WILSHAW, T.R., The Griffith Concept. In: Fracture of Brittle Solids. London, Cambridge University Press, 1975. p. 1-14.
- [07]-LANGE, F.F., Transformation Toughening - Part 2: Contribution to Fracture Toughness, J. Mater. Sci., 17: 235-239, 1982.
- [08]-LUTZ, E.H., SWAIN, M.V., Stress-Strain Behaviour of Alumina, Mg-PSZ and Duplex Ceramics and its Relevance for Flaw Resistance, KR-Curve and Thermal Shock Behaviour, J. Am. Ceram. Soc., 75 (11): 3058-3064, 1992.
- [9]-MARSHALL, D.B., Strength Characteristics of Transformation Toughened Zirconia, J. Am. Ceram. Soc., 69 (3): 173-180, 1986.
- [10]-SWAIN, M.V., ROSE, L.R.F., Strength Limitations of Transformation Toughened Zirconia Alloys, J. Am. Ceram. Soc., 69 (7): 511-518, 1986.
- [11]-SWAIN, M.V., R-Curve Behavior and Thermal Shock Resistance of Ceramics, J. Am. Ceram. Soc., 73 (3): 621-628, 1990.
- [12]-SANDERS, H.J., Chem. Eng. News, 7: 26-40, 1984.

- [13]-MATSUI, M. *et alli*, Stress-Induced Transformation and Plastic Deformation for Y_2O_3 -Containing Tetragonal Zirconia Polycrystals, J. Am. Ceram. Soc., 69 (3): 198-202, 1986.
- [14]-ABRIATA, J.P., VERSACI, R., The O-Zr System, Bull. Alloy Phase Diagr., 7 (2): 116-124, 1986.
- [15]-GUPTA, T.K. *et alli*, Stabilization Of Tetragonal Phase in Polycrystalline Zirconia, J. Mater. Sci., 12: 2421-2426, 1977.
- [16]-LANGE, F.F., Transformation Toughening - Part 1: Size Effects Associated With the Thermodynamics of Constrained Transformations, J. Mater. Sci., 17: 225-234, 1982.
- [17]-THEUNISSEN, G.S.A.M. *et alli*, Effect of Dopants on the Sintering Behaviour and Stability of Tetragonal Zirconia Ceramics, J. Europ. Ceram. Soc., 9: 251-263, 1992.
- [18]-TURRILAS, X. *et alli*, Effect of Chemical and Heat Treatment on the Tetragonal to Monoclinic Transformation of Zirconia, J. Mater. Res., 8 (1): 163-168, 1993.
- [19]-FANTOZZI, G., ORANGE, G., Effect of Nonstoichiometry on Fracture and Hardness of Yttrium Oxide Ceramics, J. Am. Ceram. Soc., 72 (8): 1562-1563, 1989.
- [20]-HEUER, A.H. *et alli*, Transformation Toughening: an Overview, J. Am. Ceram. Soc., 69: 1-4, 1986.
- [21]-MARSHALL, D.B. *et alli*, Structural and Mechanical Property Changes in Toughened Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia at Low Temperatures, J. Am. Ceram. Soc., 72 (2): 218-227, 1989.
- [22]-LANGE, F.F., Transformation-Toughened ZrO_2 : Correlations Between Grain Size Control and Composition in the System ZrO_2 - Y_2O_3 , J. Am. Ceram. Soc., 69 (3): 240-242, 1986).
- [23]-MASAKI, T., Mechanical Properties of Toughened ZrO_2 - Y_2O_3 Ceramics, J. Am. Ceram. Soc., 69 (8): 618-640, 1986.
- [24]-LANGE, F.F., Transformation Toughening - Part 3: Experimental Observations in the ZrO_2 - Y_2O_3 System, J. Mater. Sci., 17: 240-246, 1982.
- [25]-MASCHIO, S. *et alli*, Mechanical Properties in the Ceria-Zirconia System, J. Europ. Ceram. Soc., 9: 127-132, 1982.

- [26]-LANGE, F.F., Transformation Toughening - Part 5: Effect of Temperature and Alloy on Fracture Toughness, J. Mater. Sci., 17 (1982) pp 255-262.
- [27]-PANDOLFELLI, V.C. et alli, Sintering and Microstructural Studies in the System $ZrO_2-TiO_2-CeO_2$, J. Mater. Sci., 25: 2233-2244, 1990.
- [28]-EVANS, A.G., MARSHAL, D.B., Wear Mechanisms in Ceramics. In: RIGNEY, D.A., Fundamentals of Friction and Wear of Materials, Ohio, ASM, 1980. p. 439-452.
- [29]-EYRE, T.S., Wear Characteristics of Metals, Tribology International : 203-212, oct. 1976.
- [30]-ZUM GHAR, K.H., Classification of Wear Processes. In: Microstructure and Wear of Materials. Amsterdam, Elsevier Sci. Publish. Inc., 1987, p. 95.
- [31]-KHRUSCHOV, M.M., Principles of Abrasive Wear, Wear, 28: 69-88, 1974.
- [32]-LANKFORD, J., DAVIDSON, D.L., The Crack Initiation Threshold in Ceramic Materials Subject to Elastic/Plastic Indentation, J. Mater. Sci., 14: 1662-1668, 1979.
- [33]-ROSENFELD, A.R., A Fracture Mechanics Approach to Wear, Wear, 61: 125-132, 1980.
- [34]-ZUM GHAR, K.H., Grooving Wear. In: Microstructure and Wear of Materials. Amsterdam, Elsevier Sci. Publish. Inc., 1987. p. 178-179.
- [35]-FRANCO, S.D., Contribuição ao Estudo do Desgaste Abrasivo de Materiais Polifásicos, Dissertação de Mestrado, Uberlândia, UFU, 1989, 115 p.
- [36]-HOPPER, R.M., MORGAN, J.E., Wear Process in the Diamond Grinding of Zirconia Ceramics, Wear, 130: 353-356, 1989.
- [37]-STACHOWIAK, G.W., STACHOWIAK, G.B., Unlubricated Wear and Friction of Toughened Zirconia Ceramics, Wear, 132: 151-171, 1989.
- [38]-STACHOWIAK, G.W., STACHOWIAK, G.B., Unlubricated Wear and Friction of Toughened Zirconia Ceramics at Elevated Temperatures, Wear, 143: 277-295, 1991.
- [39]-DUFRANE, K.F., Wear Performance of Ceramics in Ring/Cylinder Applications, J. Am. Ceram. Soc., 72: 691-695, 1989.

- [40]-STACHOWIAK, G.W., STACHOWIAK, G.B., Environmental Effects on Wear and Friction of Toughened Zirconia Ceramics, Wear, 160: 153-162, 1993.
- [41]-ZUM GHAR, K.H., Sliding Wear of Ceramic-Ceramic, Ceramic-Steel and Steel-Steel Pairs in Lubricated and Unlubricated Contact, Wear, 133: 1-22, 1989.
- [42]-FISCHER, T.E. *et alli*, Influence of Fracture Toughness on the Wear Resistance of Yttria-Doped Zirconium Oxide, J. Am. Ceram. Soc., 72 (2): 252-257, 1989.
- [43]-BUNDSCHUH, W., ZUM GHAR, K.H., Influence of Porosity and Friction and Sliding Wear of Tetragonal Zirconia Polycrystal, Wear, 151: 175-191, 1991.
- [44]-WANG, D.F. *et alli*, Study of Abrasive Wear Resistance of Transformation Toughened Ceramics, Wear, 165: 159-167, 1993.
- [45]-WANG, D.F., MAO, Z.Y., Microscopic Observations of the Abrasive Wear of Zirconia Ceramics, Wear, 169: 273-275, 1993.
- [46]-RUH, R. *et alli*, Phase Relations in the System ZrO_2 - Y_2O_3 at Low Y_2O_3 Contents, J. Am. Cer. Soc., 67 (9): C190-C192, 1984.
- [47]-DWEZ, P. *et alli*, The Zirconia-Yttria System, J. Electrochem., 98 (9): 356-362, 1951.
- [48]-STEINBRECH, R.W., Toughening Mechanisms for Ceramic Materials, J. Europ. Ceram. Soc., 10: 131-142, 1992.
- [49]-McMEEKING, R. M., EVANS, A. G., Mechanics of Transformation Toughening in Brittle Materials, J. Am. Ceram. Soc., 65 (5): 242-246, 1982.
- [50]-GUPTA, T.K., *et alli*, Effect of Stress Induced Phase Transformation on the Properties of Polycrystalline Zirconia Containing Metastable Tetragonal Phase, J. Mater. Sci., 13: 1464-1470, 1978.
- [51]-PANDOLFELLI, V.C. *et alli*, Correlação entre a Técnica de Medida da Tenacidade e o Grau de Transformabilidade de Zircônias Tetragonais. Anais do XXXV Congresso Brasileiro de Cerâmica, Belo Horizonte, 1991. p. 640-646.
- [52]-GARVIE, R.C., SWAIN, M.V., Thermodynamics of the Tetragonal to Monoclinic Phase Transformation in Constrained Zirconia Microcrystals - Part 1, J. Mater. Sci., 17: 1193-1200, 1982.

- [53]-JOHNSON-WALLS, D. *et alli*, Residual Stresses in Machined Surfaces, J. Am. Ceram. Soc., 69 (1): 44-47, 1986.
- [54]-RASLAN, A.A. *et alli*, Efeito da Microestrutura na Abrasão Ultrassonora do Aço AISI 4340. Relatório CNPq, UFU, dez. 1991, 71 p.
- [55]-MAITRE, P., Emploi de L'Abrasion Ultrasonore, Microtechnique, 4: 7-12, 1981.
- [56]-FRANCO, S.D *et alli*, Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo - Parte II: Desenvolvimento e Avaliação do Abrasômetro a 2 e a 3 Corpos. In: Anais do I Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, 1989. p. 47-62.
- [57]-MISRA, A., FINIE, I., Some Observation on Two-Body Abrasive Wear, Wear, 68: 41-56, 1981.
- [58]-PACCA, R. *et alli*, Efeito do Movimento Relativo na Abrasão a Dois Corpos. In: Anais do II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, 1991, p. 163-176.
- [59]-AVERY, H.S., Classification and Precision of Abrasion Tests. In: Proc. Int. Conf. Wear Mater., 1977. p.148-156.
- [60]-COSTA, H.L., DE MELLO, J.D.B., Influência da Composição Química no Comportamento em Abrasão de Revestimentos Duros. Anais do X CBECIMAT, Águas de Lindóia, 1992. p.582-585.
- [61]-FRANCO, S.D., DE MELLO, J. D. B., Desgaste Abrasivo de Materiais Polifásicos. Anais do XLVI Congresso Anual da ABM, (4), São Paulo, 1991, p. 357-377.
- [62]-LARSEN-BADSE, J., Influence of Size on Groove Formation During Sliding Abrasion, Wear, 11: 213-222, 1968.
- [63]-MOORE, M.A., A Review of Two-Body Abrasive Wear, Wear, 27: 1-17, 1974.
- [64]-MULHEARN, T.O., SAMUELS, L.E., The Abrasion of Metals: a Model of the Process, Wear, 5: 478-498, 1962.
- [65]-RABINOVICK, E., Friction and Wear of Materials, Wiley, New York, 1965.
- [66]-NATHAN, G.K., JONES, W.J.D., The Empirical Relationship Between Abrasive Wear and the Applied Conditions, Wear, 9: 300-309, 1966.

- [67]-SANTANA, S.A., DE MELLO, J.D.B., Influência da Morfologia de Carbonetos M_7C_3 no Comportamento em Abrasão de Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo, Anais do 48º Congresso Anual da ABM, (II), Rio de Janeiro, 1993, p.457-476.
- [68]-BÁLSAMO, P.S.S. *et alli*, Influência da Microestrutura na Dureza de Revestimentos Duros Soldados da Classe Fe-Cr-C, Anais do XX Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Contagem - MG, 1994, p.413-423.

8 - ANEXO 1

O sistema de aquisição de sinais relativos à força tangencial desenvolvida na interface abrasivo / amostra utilizou-se de um programa computacional ("software") para a aquisição e o tratamento estatístico dos dados.

O software foi elaborado em linguagem turbo-C. Tal linguagem foi escolhida por permitir, através de métodos de alocação dinâmica de memória, a manipulação de arquivos grandes.

O programa é de simples utilização e é estruturado a partir de um menu principal. Este menu principal apresenta as seguintes opções:

AQUISIÇÃO

ANÁLISE

SAI

Na tela de aquisição devem ser fornecidos, pelo usuário, dados relativos à carga normal aplicada e rotações do disco e da amostra, necessários durante os cálculos efetuados pelo programa. Os dados são adquiridos a uma velocidade de 965 pontos por segundo, sendo que o número máximo de pontos que podem ser adquiridos é 32000. O programa controla automaticamente o início e o fim da aquisição. O início é controlado pelo instante no qual o equipamento inicia o deslocamento da amostra. A duração do ensaio é calculada através da equação 3, obtida experimentalmente, que relaciona

o tempo necessário para que a amostra percorra o disco com a velocidade de rotação deste disco.

$$T_e = 13,1 * 60 / v \quad (3)$$

onde T_e é o tempo de ensaio em segundos e v é a velocidade de rotação do disco, em rpm.

Os dados são armazenados na unidade de disco conveniente, para sua posterior análise. Na opção ANÁLISE, uma janela permite a seleção do arquivo desejado. Com a seleção deste, os dados adquiridos são representados graficamente, em função do tempo de ensaio. Os dados, que são adquiridos como inteiros (correspondentes aos valores de tensão enviados pelo analisador de sinais), são convertidos para valores de força através da seguinte curva de calibração, obtida experimentalmente:

$$\text{FORÇA} = -208,225 + 0,351022 * \text{TENSÃO} \quad (4)$$

Estes dados são ainda suavizados, através do método da média flutuante.

A tela do gráfico apresenta também um menu com as opções: Movimento livre, Zoom, Tratamento estatístico e Impressão. Uma reprodução da tela gráfica principal é apresentada na figura 37, para a amostra TS-Ce, tamanho de abrasivo = 25,75 μm , carga = 9,6 N.

A opção movimento livre permite, através de cursores, que se obtenha o valor de força correspondente a qualquer instante do ensaio.

Na opção ZOOM, dois cursores permitem a seleção de uma região específica do gráfico. O tratamento estatístico pode ser feito em todo o gráfico ou em uma área. O tratamento estatístico fornece os valores de média, desvio padrão, valores máximo e mínimo e coeficiente de atrito aparente. Uma tela secundária, apresentando uma região selecionada da tela principal através da opção ZOOM, com os resultados do tratamento estatístico correspondente, é apresentada na figura 38.

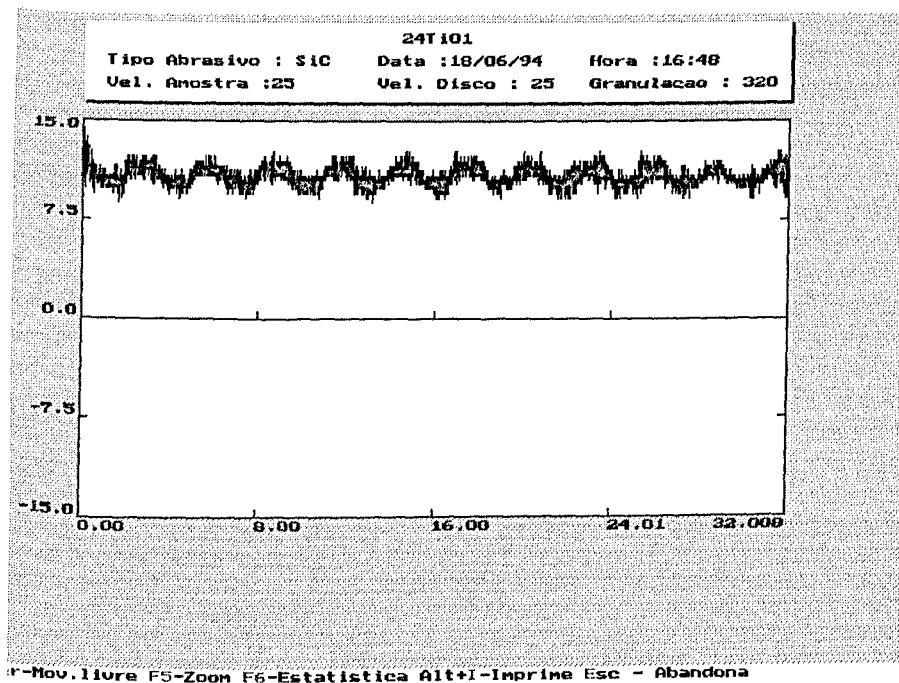


Figura 36 - Gráfico apresentado pela tela principal da opção ANÁLISE; amostra TS-Ce.

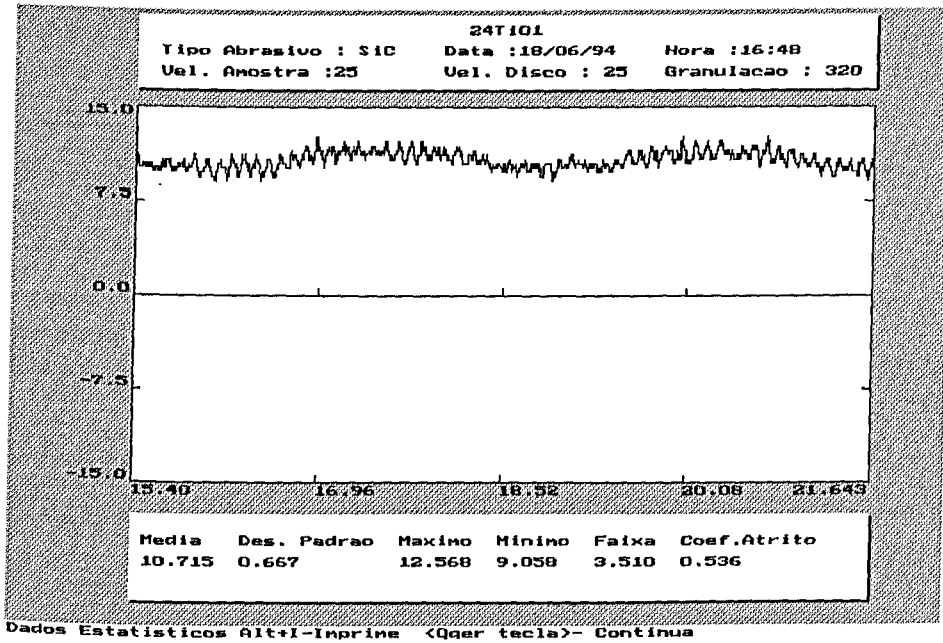


Figura 37 - Tela gráfica secundária, apresentando uma região selecionada pela opção Zoom e o tratamento estatístico dos dados.