

**FELIPE GUSTAVO BERNARDES**

**DESGASTE ABRASIVO DE UM FERRO FUNDIDO BRANCO  
MULTI COMPONENTE**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para obtenção do título  
de Mestre em Engenharia.

São Paulo

2005

OK

**FELIPE GUSTAVO BERNARDES**

**DESGASTE ABRASIVO DE UM FERRO FUNDIDO BRANCO  
MULTI COMPONENTE**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para obtenção do título  
de Mestre em Engenharia.

Área de concentração:

Engenharia Mecânica

Orientador:

Prof. Titular

Amilton Sinatora

São Paulo

2005

Aos meus pais, por todo o sacrifício e esforço investidos na criação e por todas as condições oferecidas.

## AGRADECIMENTOS

A Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo - Fapesp que por meio de uma bolsa de mestrado (Nº processo 02/11345-4) fomentou este trabalho.

Ao meu orientador Prof. Amilton Sinatora que foi para mim, como o significado da palavra orientar sugere, um guia. Suas contribuições na minha formação ultrapassaram de longe o campo da engenharia.

A minha namorada Emanuela Luciana Gonçalvez Gomes, por todos os ensinamentos compartilhados e por me dar o prazer de ter sua presença sempre marcante.

Ao amigo Eduardo Bodnariuc Fontes, por alimentar constantemente minha vontade de cumprir meus ideais, os quais, em grande parte, são seus também.

Ao amigo Marcio Matos dos Santos, pelo companheirismo em toda a trajetória acadêmica e profissional.

Aos companheiros de futebol e surfe, por todos os momentos de recarga indispensáveis para a realização deste trabalho.

Ao amigo e professor José Roberto Pereira, por me ensinar alguns dos valores que carregarei para sempre.

Ao meu irmão, Antonio Carlos Ângelo Bernardes, minhas irmãs, Corine Fabiana Bernardes e Mayara Lívia Bernardes e a minha sobrinha Jayana Lua Bernardes Siqueira, por me contagiarem com atitudes sempre de bem.

A toda a equipe do Laboratório de Fenômenos de Superfície, pela imensa contribuição na minha formação pessoal e profissional.

A todos aqueles que de alguma forma contribuíram na minha trajetória até aqui.

## RESUMO

Resultados anteriores mostraram que o coeficiente de atrito é sensível à variação do tamanho do abrasivo apenas no regime desgaste severo, e que a taxa de desgaste é sensível a este mesmo parâmetro somente no regime de desgaste moderado. Com o objetivo de verificar se este tipo de comportamento é observado para o ferro fundido branco multicomponente (FFBMC), neste trabalho estudou-se a influência do tamanho do abrasivo e da dureza da matriz sobre os valores de coeficiente de atrito e taxa de desgaste. Para tanto foram realizados ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos em diferentes condições de severidade. A variação da severidade do ensaio foi imposta por meio de variação da dureza do material e do grão abrasivo. As condições menos severas foram obtidas utilizando-se lixa de vidro. A lixa de alumina foi utilizada para obter condições de ensaio mais severas. Os valores obtidos de macrodureza do material foram 550 e 700 HV. Como resultado observou-se comportamento semelhante ao descrito na literatura, com exceção da condição na qual a dureza do abrasivo é inferior a dureza da matriz do material ensaiado onde se observou que o tamanho do abrasivo não influenciou os valores de taxa de desgaste relativa. Os desdobramentos tecnológicos deste trabalho orientam a aplicação do FFBMC em aplicações envolvendo abrasão. Nestas aplicações a elevação da macrodureza do material de 550 para 700 HV provocou elevação de 50 % na resistência ao desgaste quando o material foi aplicado em condições de regime severo de abrasão. A mesma elevação de dureza resultou em 250 a 1700 % de elevação na resistência ao desgaste quando o material foi solicitado em regime moderado. Quanto ao coeficiente de atrito ocorreu redução do mesmo em ambos os regimes de desgaste com a elevação da dureza. Tem-se então, a possibilidade, de ao mesmo tempo, reduzir-se o consumo de energia (via diminuição do coeficiente de atrito) e o consumo de material (via redução do desgaste) apenas por meio da adequação do tratamento térmico do FFBMC, ou seja, da elevação da sua dureza.

## ABSTRACT

Previous results showed that friction coefficient depends on abrasive size just in severe wear regime, and that wear rate depends on this parameter only in mild wear regime. In order to verify if this behavior is observed for multi-component white cast iron, it was studied the influence of abrasive size and matrix hardness on friction coefficient and wear rate of this material. Two-body abrasive wear tests were conducted under different severities. Severity variation was imposed by means of different material and abrasive hardness. The less severe conditions were applied using glass sand paper, in the other hand, for most aggressive conditions alumina paper was used. Macrohardness values of material were 550 and 700 HV. Results showed similar behavior to the one depicted in literature. The exception occurred when abrasive hardness was lower than matrix hardness. Under this condition it was observed that abrasive size had no influence on the relative wear resistance results. As a technological view of this work, the results obtained for multi-component white cast iron can be used as a guide for using this material in abrasive wear applications. In severe wear regime the hardness change, from 550 to 700 HV, promoted 50% of increasing in wear resistance. On mild wear regime the same hardness change promoted 250 to 1700% of increasing in wear resistance. Hardness increasing caused reduction of friction coefficient on both wear regimes. Then both energy (friction coefficient decreasing) and material consume (wear decreasing) can be reduced by means of adequate heat treatment of multi-component white cast iron, i. e. by means of hardness increasing.

## SUMÁRIO

<b><u>1</u></b>	<b><u>INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA</u></b>	<b><u>1</u></b>
1.1	A TRIBOLOGIA	1
1.2	FERRO FUNDIDO BRANCO MULTICOMPONENTE NA LAMINAÇÃO	6
1.3	O PROBLEMA A SER ESTUDADO E OBJETIVOS DO TRABALHO	7
<b><u>2</u></b>	<b><u>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</u></b>	<b><u>9</u></b>
2.1	DESGASTE ABRASIVO	9
2.2	O FFBMC APLICADO A CILINDROS PARA LAMINAÇÃO	24
2.3	DESGASTE EM MATERIAIS COM SEGUNDA FASE DURA	27
<b><u>3</u></b>	<b><u>MATERIAIS E MÉTODOS</u></b>	<b><u>36</u></b>
3.1	O CORPO-DE-PROVA	36
3.2	O CONTRA-CORPO	39
3.3	ENSAIO DE DESGASTE	40
<b><u>4</u></b>	<b><u>RESULTADOS</u></b>	<b><u>48</u></b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA	48

<b>4.2</b>	<b>CARACTERIZAÇÃO DOS CONTRA-CORPOS</b>	<b>52</b>
<b>4.3</b>	<b>TAXA DE DESGASTE</b>	<b>53</b>
<b>4.4</b>	<b>COEFICIENTE DE ATRITO</b>	<b>57</b>
<b>4.5</b>	<b>ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES</b>	<b>60</b>
<b><u>5</u></b>	<b><u>DISCUSSÕES</u></b>	<b><u>74</u></b>
<b>5.1</b>	<b>DESGASTE</b>	<b>74</b>
<b>5.2</b>	<b>ATRITO</b>	<b>77</b>
<b><u>6</u></b>	<b><u>CONCLUSÕES</u></b>	<b><u>79</u></b>
<b><u>ANEXO A – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA SOBRE ABRASÃO EM MATERIAIS FRÁGEIS</u></b>		<b><u>81</u></b>
<b><u>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</u></b>		<b><u>87</u></b>



## LISTA DE FIGURAS

- Figura 1 – Aumento no desgaste e no atrito pode exceder os valores de desgaste e coeficiente de atrito críticos e conseqüentemente trazer risco de falha total ou parada na operação.....3
- Figura 2 – Condições de monitoração e diagnósticos em engenharia é um assunto multi-tecnológico. A tribologia está envolvida em mecanismos de falha, análise de diagnóstico e realização de prognósticos.....5
- Figura 3 – Desdobramentos dos fenômenos tribológicos desde a nanotribologia até a teratibologia.....5
- Figura 4 – Desgaste abrasivo em função da relação entre dureza do abrasivo ( $H_A$ ) e dureza material desgastado ( $H$ ).....12
- Figura 5 – Mecanismos de desgaste observados em microscopia eletrônica de varredura. (a) microsulcamento; (b) formação de borda; (c) microcorte.....14
- Figura 6 - Formação de trincas sub-superficiais à pista de desgaste; cobre comercialmente puro; imagem da secção transversal paralela à pista de desgaste .15
- Figura 7 - Variação dos micromecanismos de abrasão controlados por deformação plástica com os parâmetros  $D_p$  e  $f$  (tensão de cisalhamento do contato/tensão de cisalhamento do material desgastado) .....16
- Figura 8 - Diagrama de mecanismo de desgaste:  $D_p^*$ , grau crítico de penetração correspondente a transição de microsulcamento para formação de borda;  $D_p^{**}$ ,

grau crítico de penetração correspondente a transição de formação de borda para microcorte .....	17
Figura 9 – Desenho esquemático indicando o ângulo de ataque ( $\theta$ ). a) Abrasivo cônico. b) abrasivo esférico.....	18
Figura 10 - Variação na taxa de desgaste em função do grau de penetração para um aço 0,45 % C; A = área da secção desgastada; A' = área da secção do sulco .....	19
Figura 11 - Distribuição do ângulo de ataque para um rebolo de carbeto de silício; $\theta$ é calculado por meio da expressão: $D_p=0,8(1-\cos\theta)/\sin\theta$ ; $\beta_c$ é a fração de pontos de contato que ocorrem mecanismo de microcorte .....	20
Figura 12 - Variação da resistência ao desgaste relativa (AISI 1006 = 1) com a dureza HV <sub>1</sub> [MPa].....	21
Figura 13 - Variação da resistência ao desgaste relativa (Fe=1) com a dureza dos materiais. Abrasivo: vidro.....	22
Figura 14 – Variação do coeficiente de atrito médio com a dureza HV <sub>1</sub> dos materiais [MPa] .....	23
Figura 15 - Variação do coeficiente de atrito com a razão w/r (largura do sulco/raio do abrasivo), segundo modelo de SIN e colaboradores (1979) para abrasivos cônicos com ponta esférica. $\mu_p$ é componente da força de atrito devido a deformação plástica; $\mu_s$ é componente da força de atrito devido a adesão.....	24
Figura 16 – Exemplo de seqüência de solidificação de uma liga do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V. T é a temperatura de reação, onde $T_1>T_2>T_3$ .....	26

Figura 17 – Microestrutura de aço rápido aplicado à cilindros de laminação. Ataque: Villela. Aumento: 500 X.....	27
Figura 18 – Efeito da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade da segunda fase no desgaste abrasivo. ....	29
Figura 19 - Deformação plástica de carbonetos $M_7C_3$ de ferros fundidos brancos de alto cromo com matriz predominantemente martensítica: (A) desgastado em ensaio de moagem (65 HRC) (ALBERTIN; SINATORA, 2001) e (B) desgastado em britador cônico industrial (63 HRC).....	29
Figura 20 - (a) Deformação plástica dos carbonetos causado pelo movimento das partículas abrasivas. (b) Zonas de tração (T) e compressão (C) em região contendo carbonetos sujeitos a carregamento simultâneo de cisalhamento e de compressão. LN: linha neutra. ....	30
Figura 21 - Microtrincamento subsuperficial de carbonetos $M_7C_3$ de ferros fundidos brancos de alto cromo com matriz predominantemente austenítica: (A) desgastado em ensaios em moinho de bolas (47 HRC) (ALBERTIN; SINATORA, 2001) e (B) desgastado em ensaios em britador de mandíbulas (52 HRC).....	31
Figura 22 - Variação da tenacidade à fratura de carbonetos $M_7C_3$ [ $MPa \cdot m^{1/2}$ ] de ferro fundido branco de alto cromo com a dureza da matriz ( $HV_{0,05}$ ) [ $kgf/mm^2$ ] .....	32
Figura 23 - (A) Superfície inicial do revestimento WC-12%Co ( $1.200 \pm 200 HV_{30}$ ). (B) Revestimento desgastado por quartzo 190 $\mu m$ em ensaio a três corpos com tensão	

nominal de 0,58 MPa. Notam-se microimpressões. (C) Mesmo material desgastado nas mesmas condições de ensaio por alumina 260 $\mu\text{m}$ . Nota-se microsulcamento.	35
Figura 24 - Microestrutura da liga bruta de fundição. a) Ataque do carboneto $\text{M}_2\text{C}$ (ataque com Groesbeck); b) Região reconhecida pelo analisador de imagens como fase a ser contada. ....	38
Figura 25 - Microestrutura da liga bruta de fundição. a) Ataque do carboneto $\text{M}_2\text{C}$ e MC (ataque eletrolítico + Groesbeck); b) Região reconhecida pelo analisador de imagens como fase a ser contada. ....	39
Figura 26- Desenho esquemático da configuração de ensaio. ....	40
Figura 27 - Máquina de ensaio de desgaste tipo pino-sobre-disco PLINT & PARTNERS LTD - modelo TE79. ....	41
Figura 28 - Componentes do sistema de ensaio pino-sobre-disco. 1- Peso morto para a aplicação da carga, 2- Porta-pino, 3- Porta-disco, 4 - Braço de fixação do pino e de aplicação da carga, 6 - Célula de carga para a medição da força de atrito. ....	41
Figura 29 - Curva de perda de massa em função da quantidade de lixas ensaiadas. Ensaio com lixa de alumina #600 e dureza da matriz de 600 HV. ....	45
Figura 30 - Curva de perda de massa em função da quantidade de lixas ensaiadas. Ensaio com lixa de vidro #220 e dureza da matriz de 600 HV. ....	45
Figura 31 – Mesmo gráfico apresentado na Figura anterior sem os dois primeiros valores de perda de massa acumulada. Y representa a equação da reta que melhor se ajusta aos pontos; $R^2$ é o coeficiente de correlação da reta com os pontos. ....	46

Figura 32 – Liga após têmpera e revenimento. Nota-se carbonetos eutéticos do MC e $M_2C$ e martensita revenida com carbonetos secundários precipitados (pontos pretos). Aumento de 1000 X. Ataque Vilela. ....	48
Figura 33 - Valores de dureza $HV_{0,05}$ da matriz em função da temperatura e tempo de revenimento duplo. ....	50
Figura 34 - Imagem da lixa com abrasivos de alumina na condição antes do ensaio. a) #80; b) #220; c) #600.....	52
Figura 35 - Imagem da lixa com abrasivos de vidro na condição antes do ensaio. a) #80; b) #220. ....	53
Figura 36 - Resistência ao desgaste em função da relação dureza do abrasivo sobre a macrodureza da liga ( $H_a/H$ ). Intervalo de confiança com nível de significância de 5%. ....	56
Figura 37 - Resistência ao desgaste relativa em função da relação dureza do abrasivo sobre macrodureza da liga ( $H_a/H$ ). Intervalo de confiança com nível de significância de 5%. ....	57
Figura 38 – Coeficiente de atrito medido durante o percurso do pino sobre a última lixa de um ensaio com lixa #80 e $H_a/H = 3,6$ .....	58
Figura 39 - Valores de coeficiente de atrito em função da razão $H_a/H$ . Intervalo de confiança com nível de significância de 5%. ....	59
Figura 40 - Imagem de um sulco encontrado na superfície do pino. Ensaio com lixa #80 e $H_a/H = 3,6$ .....	61

Figura 41 - Imagem de cavaco encontrado na superfície da lixa. Ensaio com lixa #80 e $Ha/H = 3,6$ .	61
Figura 42 - Imagem de cavacos encontrados na superfície da lixa #600. Ensaio com relação $Ha/H = 2,8$ .	62
Figura 43 - Imagem da superfície do pino. Ensaio com lixa # 600 e $Ha/H = 2,8$ . Nota-se sulcamento do carboneto $M_2C$ e fratura do carboneto MC.	63
Figura 44 - Imagem de um carboneto do tipo MC fraturado durante o ensaio. Ensaio com lixa de #600 e $Ha/H = 2,8$ . A) material da matriz depositado em espaço deixado pelo carboneto MC fraturado; B) sulco na matriz; C) carboneto tipo MC fraturado.	64
Figura 45 - Fratura do carboneto do tipo MC. Secção transversal do pino. Ensaio com lixa #80 e $Ha/H = 3,6$ . Análise com elétrons retroespalhados.	66
Figura 46 - Destacamento do carboneto do tipo MC. Secção transversal do pino. Ensaio com lixa #80 e $Ha/H = 3,6$ . Análise com elétrons retroespalhados.	67
Figura 47 - (A) Ilustração esquemática da sucessão de eventos que resultam no microtrincamento do carboneto $M_7C_3$ em ensaio de moagem. (B) Ferro fundido branco de alto cromo riscado por um grão de quartzo.	67
Figura 48 - Imagem dos sulcos encontrados na superfície do pino. Ensaio com lixa #80 e $Ha/H = 1,0$ .	69
Figura 49 - Imagem de material depositado na lixa. Ensaio com lixa #80 e $Ha/H = 0,8$ .	69

Figura 50- Afloramento à superfície do carboneto tipo MC. Ensaio com lixa #80 e $H_a/H = 1,0$ .	70
Figura 51 - Destacamento do carboneto tipo MC. Ensaio com lixa #80 e $H_a/H = 1,0$ .	71
Figura 52 – Imagem de fratura ocorrida no grão da lixa de vidro. Ensaio com lixa #80 e $H_a/H = 0,8$ .	72
Figura 53 – Desenho esquemático da seqüência de formação e crescimento de trincas durante eventos de carregamento e descarregamento.	82
Figura 54 - Efeito da força aplicada no mecanismo de abrasão: (A) $P < P_{crit}$ e (B) $P > P_{crit}$ . Observa-se em (B) a formação de trincas laterais associadas à deformação plástica.	83
Figura 55 - Efeito da tenacidade à fratura na resistência ao desgaste abrasivo. Resistência à abrasão; -----Dureza.	84
Figura 56 - Variação do comportamento mecânico de um material de dureza H em contato com um penetrador esférico de raio R, segundo modelo proposto por EVANS; WILSHAW (1976). $K_{c3} > K_{c2} > K_{c1}$ .	85
Figura 57 - Variação da taxa de desgaste relativa em ensaios pino contra lixa com a razão $H_A/H$ .	86

## LISTA DE TABELA

Tabela 1 – Fatores que influenciam o comportamento do atrito (BLAU, 2001).....	4
Tabela 2 - Classificação do desgaste .....	10
Tabela 3 – Composição química nominal da liga; análise do carbono via combustão; análise dos demais elementos via espectroscopia de fluorescência de raios X. ....	48
Tabela 4 - Fração volumétrica média de carbonetos eutéticos. ....	49
Tabela 5 – Microdureza Vickers HV <sub>0,05</sub> da matriz após tratamentos térmicos de revenimento. ....	49
Tabela 6 - Tratamentos térmicos, microdureza da matriz e macrodureza Vickers. Intervalo de confiança calculado com nível de significância de 5%. ....	51
Tabela 7 - Valores de taxa de desgaste (10 <sup>-6</sup> g/m) com intervalo de confiança com nível de significância de 5 %. ....	53
Tabela 8 - Valores de coeficiente de atrito. ....	58
Tabela 9 – Resumo dos resultados de desgaste e coeficiente de atrito.....	59
Tabela 10 – Percentual em massa dos elementos encontrados nas regiões A e C apresentadas na Figura 44.....	64
Tabela 11 - Percentual em massa dos elementos encontrados na região marcada na Figura 50.....	70
Tabela 12 – Resumo dos resultados da análise das superfícies após o ensaio.....	73



## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

*AISI: American Iron and Steel Institute*

*ASTM: American Society for Testing and Material*

*DIMET-IPT: Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo*

*Elem: Elementos*

*FFBMC: Ferro Fundido Branco Multicomponente*

*HSS: Aço Rápido*

*MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura*

*PNB: Produto Nacional Bruto*

*UD: Unidade de Dinheiro*

## LISTA DE SÍMBOLOS

*A*: área da secção desgastada

*A'*: área da secção do sulco

*a*: metade da largura do sulco

*Dp\*\**: valor crítico para a transição entre mecanismos de desgaste abrasivos controlados por deformação plástica

*Dp\**: valor crítico para a transição entre mecanismos de desgaste abrasivos controlados por deformação plástica

*Dp*: grau de penetração do abrasivo no material

*f*: parâmetro adimensional relacionado com a resistência ao cisalhamento do contato entre abrasivo e superfície desgastada

*H*: Dureza do material desgastado

*h*: profundidade de penetração

*Ha*: Dureza do abrasivo

*Hm*: Dureza do material desgastado

*HRC*: Dureza Rockwell escala C

*HV*: Dureza Vickers

*K1*: valor da razão  $H_a/H$  que define a região de transição entre regimes moderado e severo de desgaste

*K2*: valor da razão  $H_a/H$  que define a região de transição entre regimes moderado e severo de desgaste

*Kc*: tenacidade à fratura

*M<sub>2</sub>C*: Carboneto do tipo  $M_2C$

*MC*: Carboneto do tipo  $MC$

*r*: raio de contato entre abrasivo e superfície desgastada

*R*: raio de uma partícula esférica

$w$ : largura do sulco causado por um abrasivo

$\beta_c$ : fração de pontos de contato nos quais ocorre microcorte

$\gamma$ : austenita

$\theta$ : ângulo de ataque de uma partícula abrasiva

$\mu_p$ : parcela do coeficiente de atrito por deformação

$\mu_s$ : parcela do coeficiente de atrito por adesão

$\mu$ : coeficiente de atrito

# 1 Introdução e justificativa

## 1.1 A tribologia

Tribologia pode ser definida como a ciência e tecnologia que trata da interação entre superfícies durante movimento relativo, e abrange o estudo do atrito, desgaste e lubrificação dos corpos (NORMA DIN 50320, 1997).

O termo Tribologia foi pela primeira vez empregado no ano de 1966 em um relatório do Comitê do Departamento Britânico de Educação e Ciência, citado por JOST (1990). No fim dos anos 1400, DA VINCI, assim como AMONTONS em 1699 e COULOMB em 1785, citados por BLAU (2001), já estudavam a resistência ao deslizamento entre dois corpos. O mesmo pesquisador cita também que em 1900 os assuntos lubrificação e lubrificantes já eram tratados por ARCHBUTT e MOUNTFORD.

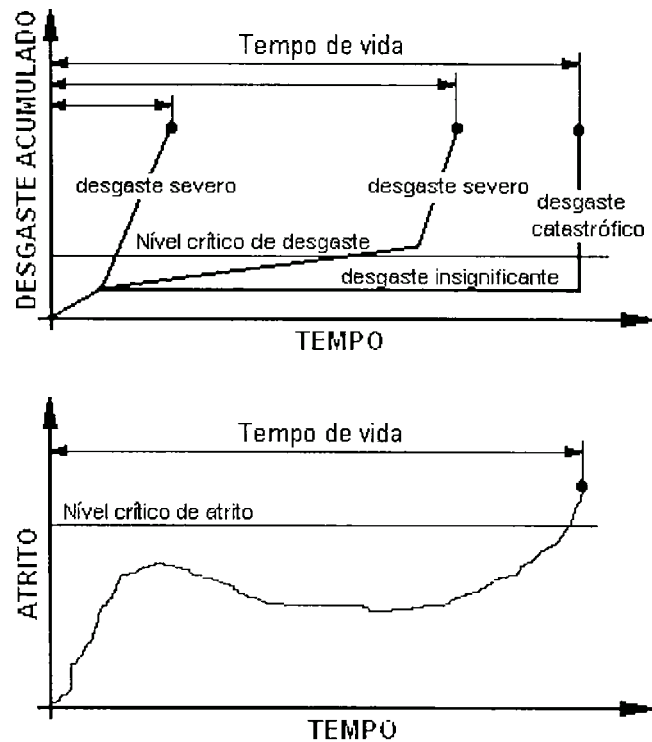
Mas, efetivamente, pouca atenção foi dada a tribologia até quatro décadas atrás, conforme ressaltado por JOST (1990): "Muitas vezes por causa da natureza multidisciplinar do assunto, o conceito de tribologia é universalmente negligenciado, ou mesmo ignorado. Como resultado direto desta negligência, desenvolvimentos em engenharia mecânica são retardados, e grandes quantidades de dinheiro são gastas por meio de desgaste e atrito desnecessários e suas eventuais conseqüências".

JOST (1990), comparando estudos realizados na Alemanha em 1976, Canadá e China em 1986, destaca que é possível evitar gastos de 1,3 a 1,6 % do Produto Nacional Bruto

(PNB) mediante aplicação de conhecimentos de tribologia na indústria. E que cerca de 1 unidade de dinheiro (ud) gasta em pesquisas tribológicas na China resultou em economia de 40 ud na indústria de mineração e 76 ud na indústria metalúrgica deste mesmo país. Estes números destacam a importância do estudo da tribologia, principalmente nessa era de alta velocidade no desenvolvimento tecnológico.

Além disso, a sociedade moderna anseia por ferramentas tecnológicas que necessitem de menos supervisão e manutenção. Destas necessidades nascem alguns novos desafios no campo da tribologia. Um deles está ligado à necessidade de se estabelecer com precisão a confiabilidade de componentes utilizados na indústria, ou seja, determinar efeitos, riscos, probabilidade de falha e tempo de vida (Figura 1).

Vale destacar que esta não será uma tarefa fácil para os estudantes de tribologia, já que, conforme ilustrado na Tabela 1, o número de variáveis que influenciam na confiabilidade dos componentes em um sistema tribológico é bastante grande, sem falar na interação entre elas. (HOLMBERG, 2001)



**Figura 1 – Aumento no desgaste e no atrito pode exceder os valores de desgaste e coeficiente de atrito críticos e conseqüentemente trazer risco de falha total ou parada na operação (HOLMBERG, 2001).**

Além da relação financeira direta entre a durabilidade de componentes e a tribologia, indiretamente, os avanços em tribologia contribuem para a melhoria de qualidade de produtos e confiabilidade de componentes. Sendo que a falha de componentes pode resultar em paradas para reposição de componentes, quebra de equipamentos e, o que é mais grave, colocar em riscos pessoas e meio ambiente (SPIKES, 2001; HOLMBERG, 2001; KALS, 2000).

**Tabela 1 – Fatores que influenciam o comportamento do atrito (BLAU, 2001).**

<b>Fatores que influenciam o comportamento do atrito</b>	
<b>Categoria</b>	<b>Fator</b>
<b>Geometria do contato</b>	Conformidade dos componentes Rugosidade superficial Textura superficial
<b>Propriedades de lubrificação</b>	Regimes de lubrificação Características de viscosidade do fluido Efeitos da temperatura e pressão na viscosidade Efeitos de cisalhamento em camadas finas na viscosidade
<b>Química do lubrificante</b>	Estabilidade Oxidação e acidificação do lubrificante Formação de filme controlador do atrito
<b>Movimento relativo</b>	Tipo de movimento Constância do movimento Velocidade relativa
<b>Força aplicada</b>	Magnitude Constância
<b>Terceiro corpo</b>	Característica da partícula
<b>Temperatura</b>	Efeito na propriedade do material Efeito nas propriedades do lubrificante Temperatura de atrito induzida na combinação com a temperatura da vizinhança
<b>Rigidez e vibração</b>	Resposta de atrito em função de uma resposta estrutural Descontinuidades no atrito e vibrações externas (compliance)

Uma outra necessidade atual está relacionada com manutenção preditiva. Neste tipo de manutenção é necessário que sinais fornecidos por sensores sejam transformados em indicadores que irão auxiliar nas decisões de operação (Figura 2). Para tanto é preciso ter capacidade de desenvolver e aplicar conhecimentos de tribologia.

Um exemplo de como os conhecimentos de tribologia podem ser extrapolados para várias escalas é mostrado na Figura 3 (SPIKES, 2001; HOMLBERG, 2001)



SEQUÊNCIA	Falha	Deteção	Coleta de dados	Diagnóstico Prognóstico	Conclusões Ações
CONHECIMENTO NECESSÁRIO	Ciências dos materiais Física Mecânica Engenharia	Tecnologia de sensores	Análise de sinais	Engenharia de diagnóstico Estatística Tecnologia de informação	Engenharia de Manutenção Poder de decisão

Figura 2 – Condições de monitoração e diagnósticos em engenharia é um assunto multi-tecnológico. A tribologia está envolvida em mecanismos de falha, análise de diagnóstico e realização de prognósticos (HOLMBERG, 2001).









	$10^{12}$ (Tm)	<b>Tribologia do Universo - Teratribologia</b>
	$10^9$ (Gm)	<b>Tribologia do Globo - Gigatribologia</b> Terremoto, desenvolvimento sustentável, política, sobrevivência
	$10^6$ (Mm)	<b>Tribologia Nacional - Megatribologia</b> Segurança, meio ambiente, transporte e política de pesquisa
	$10^3$ (Km)	<b>Tribologia Industrial - Kilotribologia</b> Economia, nível de risco, durabilidade, custo do ciclo de vida
	1 (m)	<b>Tribologia de Maquinário - Unitribologia</b> Performance, eficiência, confiabilidade, tempo de vida
	$10^{-1}$ (dm)	<b>Tribologia de Componentes - Decitribologia</b> Torque, força, vibrações, alinhamento, limpeza
	$10^{-3}$ (mm)	<b>Tribologia do Contato - Macrotribologia</b> Pressão de contato de Hertz, condições de lubrificação, mecanismo de desgaste
	$10^{-6}$ ( $\mu$ m)	<b>Tribologia das Asperezas - Microtribologia</b> Fratura, deformação elástica e plástica, debris, camadas superficiais
	$10^{-9}$ (nm)	<b>Tribologia Molecular - Nanotribologia</b> Moléculas, átomos, forças de Van der Waal, cristal, ligações

Figura 3 – Desdobramentos dos fenômenos tribológicos desde a nanotribologia até a teratribologia (HOLMBERG, 2001; adaptado).



## **1.2 Ferro fundido branco multicomponente na laminação**

Como descrito anteriormente, o estudo tribológico de novos materiais vem se mostrando extremamente importante do ponto de vista econômico no meio industrial. Particularmente, o desenvolvimento de novos materiais com alta resistência ao desgaste se mostrou importante no mercado de cilindros para laminação. Isto pode ser associado ao fato de que o mercado consumidor de chapas metálicas é um mercado de grande abrangência e representatividade, portanto, um fator econômico importante na maioria dos países industrializados (CAITHNESS e colaboradores, 1999; KALS, 2000).

Inicialmente, os cilindros de laminação eram compostos de um único material que, portanto, deveria ter simultaneamente compromisso de resistência às solicitações mecânicas e tribológicas. No final dos anos 60 os fabricantes de cilindros passaram a utilizar uma nova técnica para a fabricação dos cilindros, chamada fundição centrífuga. Esta técnica permitiu a fabricação de cilindros compostos por dois materiais, sendo um material constituinte do núcleo e o outro constituinte da casca do cilindro. Desta forma, os materiais da casca do cilindro passaram a ter compromisso direto com as solicitações tribológicas. Este avanço se traduziu em aumento da tonelagem laminada por cilindro, melhora qualidade da chapa e redução de custos de manutenção (CAITHNESS e colaboradores, 1999).

Durante estes poucos anos, a fundição centrífuga passou por muitos avanços. Inicialmente empregava-se ferro fundido branco de alto cromo na casca do cilindro. Posteriormente aplicou-se o aço de alto cromo (High Chrome Steel – Hi-Cr Steel).

Atualmente o mercado está voltado para a utilização do *ferro fundido branco multicomponente (FFBMC)* também denominado *aço rápido (High Speed Steel - HSS)*. Os ferros fundidos branco multicomponente estão sendo empregados por apresentarem algumas vantagens do ponto de vista tribológico em relação aos demais materiais, como por exemplo, maior dureza na temperatura de trabalho e resistência ao desgaste (KERR, 2000). Para aperfeiçoar o emprego dos FFBMCs nos laminadores, pesquisadores estão trabalhando na otimização das propriedades tribológicas deste tipo de material especificamente para a aplicação em cilindros para laminação (KALS, 2000; CAITHNESS e colaboradores, 2001; LI e colaboradores, 2002; BOCCALINI JR e colaboradores, 2001; KERR, 2000).

### **1.3 O problema a ser estudado e objetivos do trabalho**

A partir de ensaios de pino contra lixa em ferro fundido branco e aços carbono (AISI 1006 e AISI 52100) PINTAÚDE (2002) verificou que o coeficiente de atrito é sensível à variação do tamanho do abrasivo apenas no regime severo de desgaste e que a resistência ao desgaste relativa é sensível a variações no tamanho da partícula somente no regime de desgaste moderado.

As verificações de PINTAÚDE (2002) têm desdobramentos tecnológicos importantes. Particularmente, durante a laminação o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste dos cilindros são variáveis extremamente importantes do ponto de vista do rendimento do processo. Estas variáveis têm relação direta com a durabilidade da ferramenta de conformação, qualidade do produto e produtividade.

Então, devido à importância das conclusões alcançadas por PINTAÚDE (2002), da importância do conhecimento do comportamento tribológico do ferro fundido branco multicomponente para o processo de laminação e da necessidade do estudo tribológico dos materiais em condições específicas, objetiva-se estudar a influência do tamanho da partícula abrasiva e da dureza da matriz nos valores de coeficiente de atrito e taxa de desgaste do FFBMC em diferentes condições de severidade.

## **2 Revisão bibliográfica**

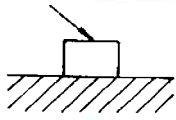
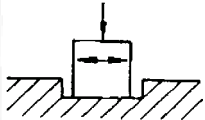
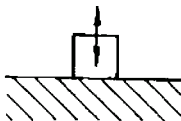
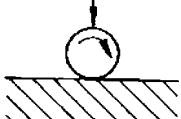
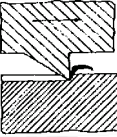
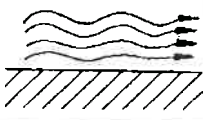

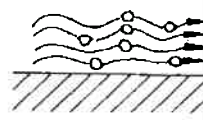
Em linhas gerais a revisão está dividida em dois tópicos principais que tangem o problema a ser estudado. O primeiro se refere ao fenômeno, ou seja, o desgaste abrasivo. No segundo tópico o ferro fundido branco multicomponente é abordado.

Em anexo segue uma revisão sobre comportamento de materiais frágeis sob solicitação de abrasão.

### ***2.1 Desgaste abrasivo***

O fenômeno de desgaste pode ser descrito de acordo com o tipo de deslocamento relativo, meio interfacial, quantidade de corpos e estado físico dos corpos em contato (Tabela 2). Além das características de deslocamento relativo e dos corpos em si, pode-se ainda classificar o desgaste segundo os mecanismos de desgaste principais que estão relacionados com a forma de remoção e transferência de material dos corpos: adesão, abrasão, fadiga superficial e reação triboquímica (NORMA DIN 50320, 1997).

Tabela 2 - Classificação do desgaste (adaptado de FARIAS, 1999).

Estado físico do contra-corpo	3º corpo	Movimento	Nome Comum	Esquema
Sólido	Não há	Deslizamento	Desgaste por Deslizamento a Seco	
		Alternativo	<i>Fretting</i>	
		Impacto	Desgaste por Impacto	
		Rolamento	Desgaste por Rolamento	
		Deslizamento de Partículas	Desgaste Abrasivo a Dois Corpos	
Gás ou Líquido, Sólido		Fluxo	Erosão	
Sólido	Sólido	Deslizamento ou Rolamento	Desgaste Abrasivo a Três Corpos	
Líquido	Partículas de gás ou vapor	Fluxo	Cavitação	

Mais especificamente, o desgaste abrasivo pode ser definido como: "a perda de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, ao longo da qual se movem". (ASTM, 2001)

Em função da relação entre dureza do abrasivo ( $H_a$ ) e dureza do material ( $H$ ), o desgaste a abrasivo pode ainda ser dividido em dois regimes (moderado e severo) e uma região de transição entre eles (Figura 4). Sendo que o regime de desgaste moderado é caracterizado por apresentar baixos valores de  $H_a/H$  ( $H_a/H < 1$ , tomando como base ensaios realizados com materiais "homogêneos") e o regime severo caracterizado por altos valores de taxas de desgaste e  $H_a/H$  ( $H_a/H > 1,2$ , tomando como base ensaios realizados com materiais "homogêneos") (KRUSCHOV, 1957).

A Figura 4 mostra ainda que materiais "não homogêneos" (compostos de matriz + carbonetos) apresentam menor perda de massa no regime moderado e maior perda de massa no regime severo. Estes materiais ainda apresentam uma faixa de transição entre estes dois regimes mais larga, sendo que o regime severo de desgaste acontece para valores de  $H_a/H > 1,5$  e o valor de  $H_a/H$  correspondente à transição do regime moderado para a região de transição é menor que 1, aproximadamente 0,9 (ZUM GAHR, 1988).

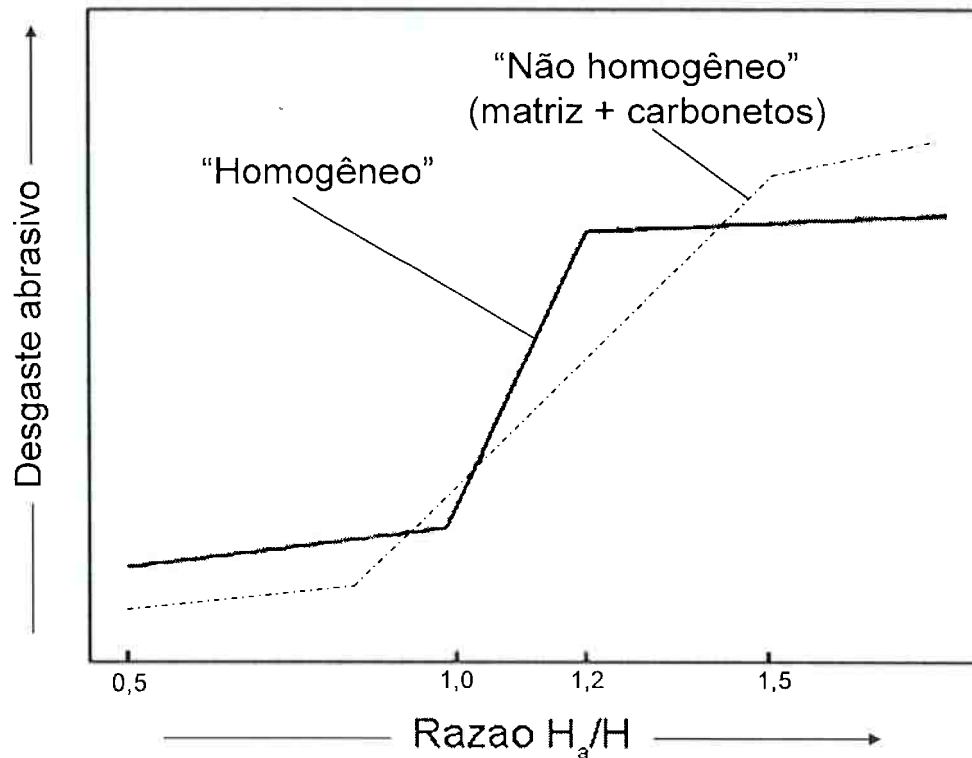


Figura 4 – Desgaste abrasivo em função da relação entre dureza do abrasivo ( $H_a$ ) e dureza material desgastado ( $H$ ). Adaptado de KRUSCHOV, 1957 e ZUM GAHR, 1988.

### 2.1.1 Mecanismos de desgaste

No regime de desgaste moderado três mecanismos de desgaste podem atuar de forma predominante: microsulcamento, formação de borda e microfadiga; enquanto que no regime de desgaste severo os mecanismos atuantes predominantemente podem ser o microcorte e o microtrincamento (ASM HANDBOOK, 1992). As descrições das características de cada um dos tipos de mecanismos serão apresentadas mais adiante.

Os mecanismos ainda podem ser divididos em dois tipos: a) controlados por deformação plástica; b) controlados por fratura frágil. Dentre os mecanismos apresentados o microtrincamento é o único mecanismo controlado por fratura frágil (KAYABA e colaboradores, 1986).

### **2.1.2 Abrasão em materiais dúcteis**

Nos materiais dúcteis os mecanismos de desgaste são aqueles controlados por deformação plástica. Geralmente os mecanismos microsulcamento e microcorte são atribuídos, respectivamente, aos regimes de desgaste moderado e severo. Enquanto que o mecanismo formação de borda, segundo alguns autores, está associado à transição entre os dois regimes de desgaste, mas pode atuar também tanto em um quanto no outro regime (KAYABA e colaboradores, 1986; HOKKIRIGAWA e colaboradores, 1987).

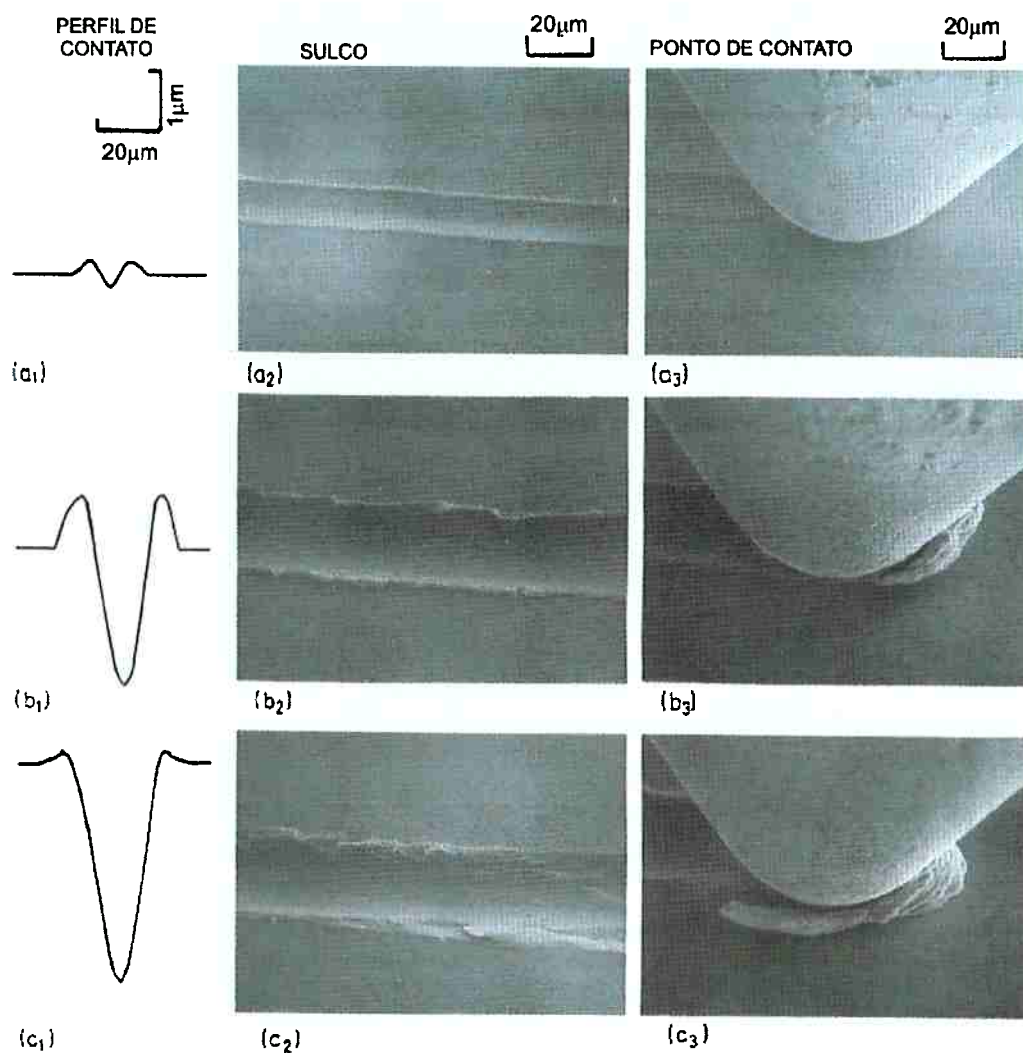
Na Figura 5 apresenta-se imagens em MEV de sulcos e do contato do abrasivo com o material. São apresentados os aspectos observados nos mecanismos de microsulcamento, formação de borda e microcorte.

Entre os mecanismos controlados por deformação plástica, o microcorte é o mais severo. Fazendo uma analogia com o processo de usinagem pode-se dizer que este mecanismo atua de forma similar a uma ferramenta de corte, e o material é removido na forma de cavacos (Figura 5c) (KAYABA e colaboradores, 1986).

No mecanismo formação de borda parte do material deformado por ação do abrasivo constitui uma onda em alto relevo que é formada na frente do abrasivo enquanto que a



outra parte é deslocada para as bordas do sulco (Figura 5b). A perda de massa ocorre em função da remoção de todo o material deslocado para frente do abrasivo, ou de parte deste (KAYABA e colaboradores, 1986).



**Figura 5 – Mecanismos de desgaste observados em microscopia eletrônica de varredura. (a) microsulcamento; (b) formação de borda; (c) microcorte (HOKKIRIGAWA e colaboradores, 1988).**

O microsulcamento é o mecanismo de desgaste de menor severidade. No caso do microsulcamento, o abrasivo provoca deslocamento de material formando bordas nas laterais, não implicando imediatamente em perda de massa (Figura 5a) (KAYABA e colaboradores, 1986).

O mecanismo de microfadiga é resultado de um processo de fadiga de baixo ciclo devido ao acúmulo de deformação plástica após sucessivas ocorrências do processo de microsulcamento (LARSEN-BASSE, 1978). Segundo SIN e colaboradores (1979) este mecanismo de remoção de material tem aspecto similar ao processo de delaminação normalmente encontrado em sistema de desgaste por deslizamento (Figura 6).



**Figura 6 - Formação de trincas sub-superficiais à pista de desgaste; cobre comercialmente puro; imagem da secção transversal paralela à pista de desgaste (SUH, 1973).**

Há um parâmetro que é usado para quantificar o nível de penetração do grão abrasivo no material. Este parâmetro é denominado *grau de penetração* ( $D_p$ ) e é dado pela relação *profundidade do sulco formado* ( $h$ ) sobre *metade da largura do sulco formado* ( $a$ ), conforme ilustrado na Figura 7.

Na Figura 7 apresenta-se também a relação entre o nível de penetração ( $D_p$ ), o mecanismo de remoção de material e o parâmetro ( $f$ ). Sendo este último definido como a relação entre resistência ao cisalhamento do contato e a resistência ao cisalhamento do material. Nota-se que a elevação do valor de  $f$  favorece a ocorrência do mecanismo formação de borda. Com a diminuição do valor de  $f$  tende a ocorrer transição direta do mecanismo de microsulcamento para o microcorte.

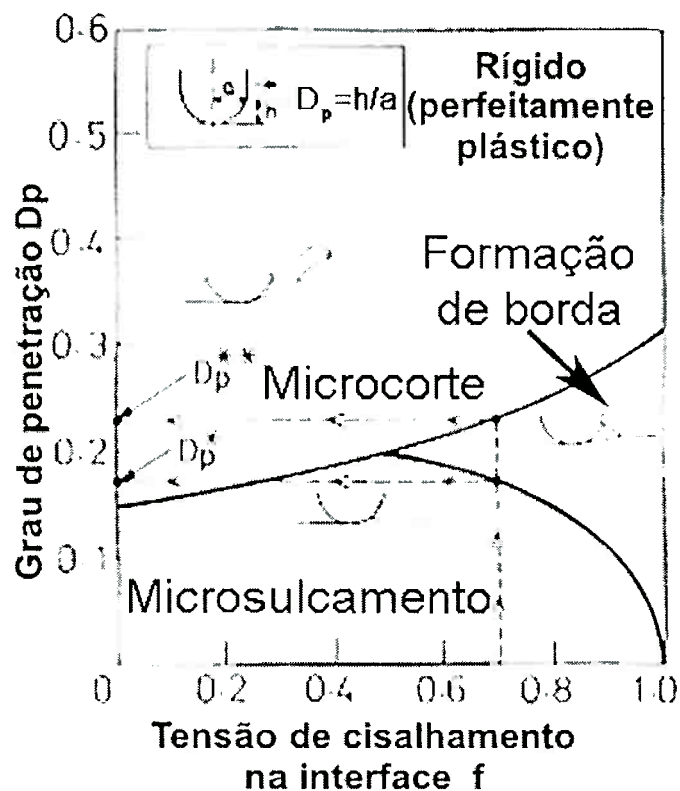


Figura 7 - Variação dos micromecanismos de abrasão controlados por deformação plástica com os parâmetros  $D_p$  e  $f$  (tensão de cisalhamento do contato/tensão de cisalhamento do material desgastado) (KATO; HOKKIRIGAWA, 1985).

As transições entre os mecanismos controlados por deformação plástica ocorrem em função do carregamento, das propriedades do material e do abrasivo. A Figura 8 ilustra o comportamento das transições entre os mecanismos em função da dureza do material, do ângulo de ataque do abrasivo e do grau de penetração. Onde o ângulo de ataque ( $\theta$ ) é dado pelo ângulo formado entre a superfície do abrasivo e a superfície do material, conforme indicado na Figura 9.

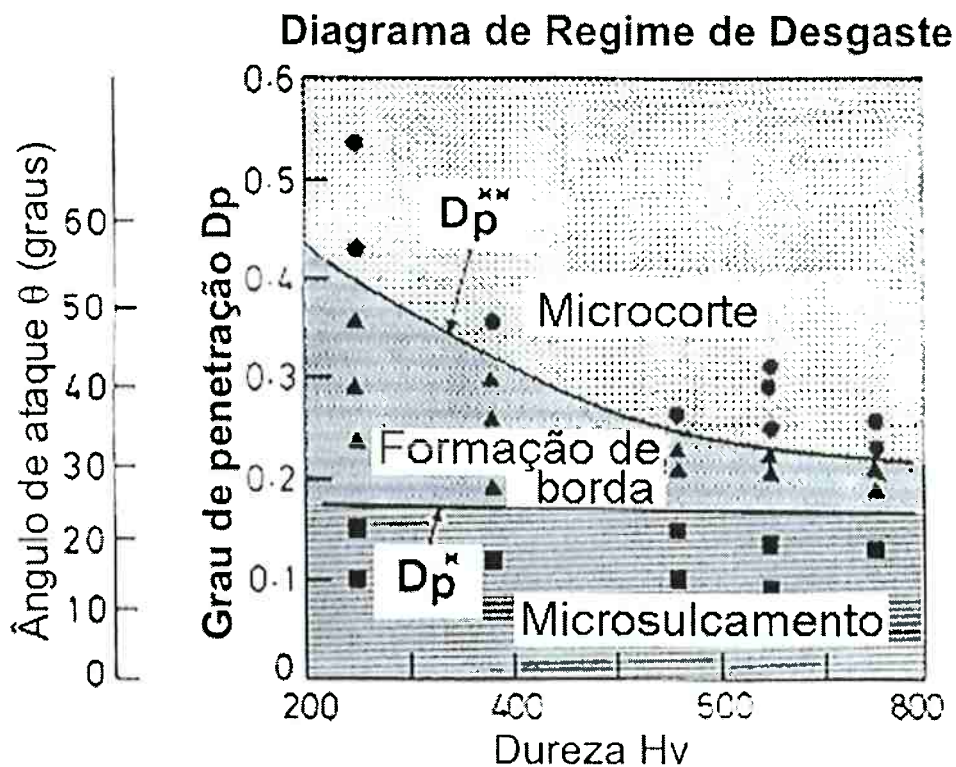
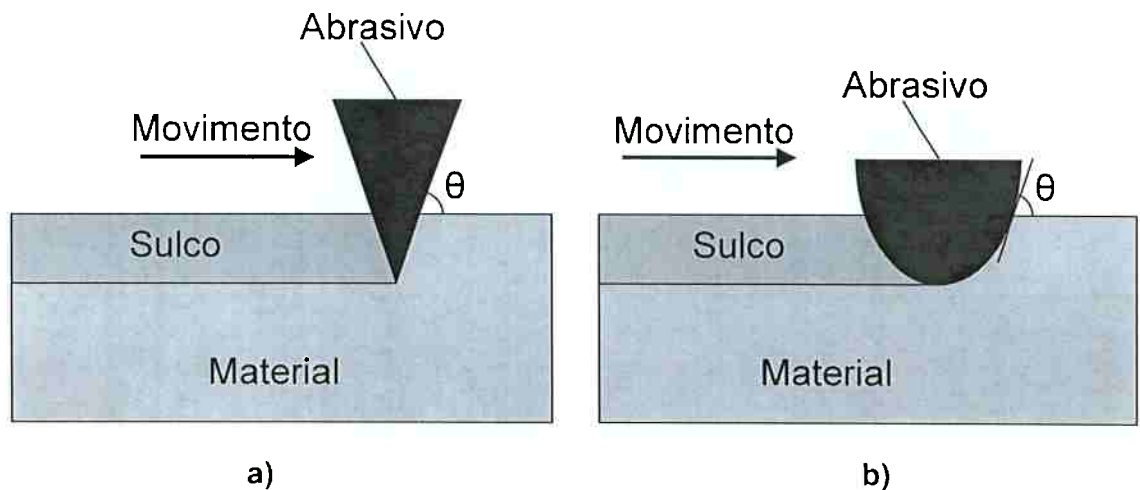


Figura 8 - Diagrama de mecanismo de desgaste:  $D_p^*$ , grau crítico de penetração correspondente a transição de microsulcamento para formação de borda;  $D_p^{**}$ , grau crítico de penetração correspondente a transição de formação de borda para microcorte (HOKKIRIGAWA e colaboradores, 1988).



**Figura 9 – Desenho esquemático indicando o ângulo de ataque ( $\theta$ ). a) Abrasivo cônico. b) abrasivo esférico.**

Na Figura 8 nota-se que ocorre transição nos mecanismos de desgaste a medida que é variado o grau de penetração e/ou o ângulo de ataque do abrasivo. A Figura 8 mostra também que o valor de  $D_{p_{crit}}$ , que é o valor de  $D_p$  para o qual ocorre a transição do mecanismo formação de borda para o microcorte, diminui com o aumento da dureza do material desgastado.

As taxas de desgaste são altamente dependentes dos mecanismos de degradação atuantes, sendo que transitar do mecanismo microsulcamento para o mecanismo de microcorte significa obter maiores taxas de desgaste, conforme fica evidenciado na Figura 10.

O coeficiente de atrito apresenta comportamento semelhante, ou seja, valores crescentes de coeficiente de atrito são encontrados à medida que se passa do mecanismo de

microsulcamento para formação de borda e de formação de borda para microcorte (KAYABA e colaboradores, 1986).

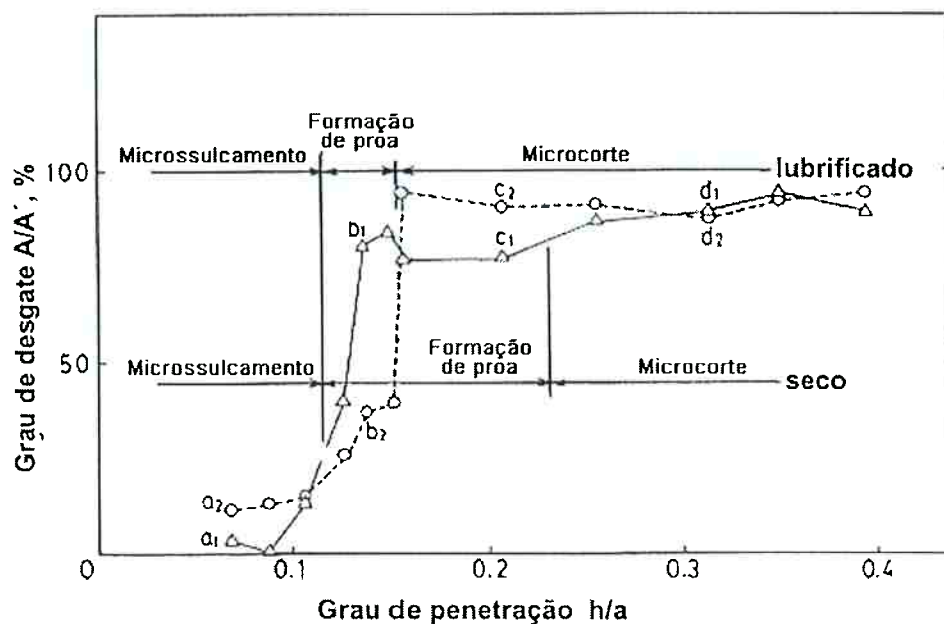
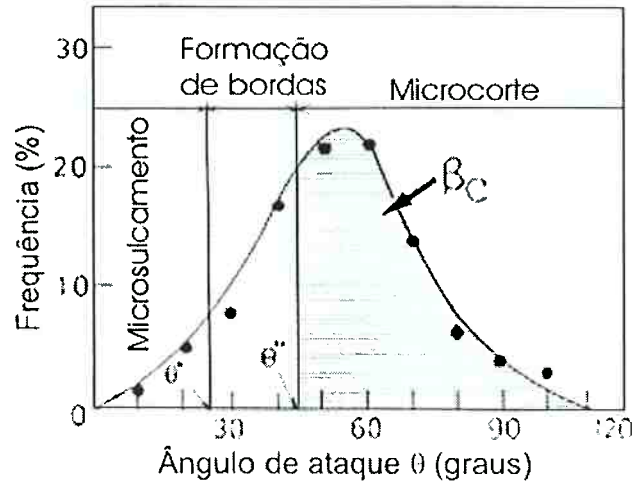


Figura 10 - Variação na taxa de desgaste em função do grau de penetração para um aço 0,45 % C; A = área da secção desgastada; A' = área da secção do sulco (KAYABA e colaboradores, 1986).

Nos casos práticos dificilmente há ocorrência de apenas um tipo de mecanismo, ou seja, na verdade o que existe é a predominância de um dos mecanismos. Por exemplo, diversos ângulos de abrasivo são encontrados em um mesmo rebolo de carbetto de silício e esta variação resultará em tipos diferentes de mecanismos atuantes (Figura 11).



**Figura 11 - Distribuição do ângulo de ataque para um rebolo de carbeto de silício;  $\theta$  é calculado por meio da expressão:  $D_p=0,8(1-\cos\theta)/\text{sen}\theta$ ;  $\beta_c$  é a fração de pontos de contato que ocorrem mecanismo de microcorte (DOYLE e colaboradores, 1974).**

Recentemente, a partir de ensaios de pino contra lixa em ferro fundido branco e aços carbono (AISI 1006 e AISI 52100), PINTAÚDE (2002) verificou que os valores de taxa de desgaste são pouco sensíveis à variação do tamanho do abrasivo no regime severo de desgaste. De forma contrária, no regime de desgaste moderado, as taxas de desgaste se mostraram significativamente sensíveis ao tamanho do abrasivo. Neste regime, o aumento do tamanho dos abrasivos resultou em aumento das taxas de desgaste (Figura 12).

A Figura 12 apresenta resultados de resistência ao desgaste obtidos em ensaios de desgaste abrasivo do tipo pino contra lixa. Os pontos referentes aos materiais aços AISI 1006, AISI 52100 recozido e AISI 52100 trefilado foram caracterizados como regime severo de desgaste. Fica claro que a taxa de desgaste relativa é independente do tamanho

do abrasivo neste regime. No regime de desgaste moderado, grãos mais grosseiros resultaram em maiores taxas de desgaste. Resultados semelhantes aos apresentados na Figura 12 foram obtidos por RICHARDSON (1968) e estão apresentados na Figura 13.

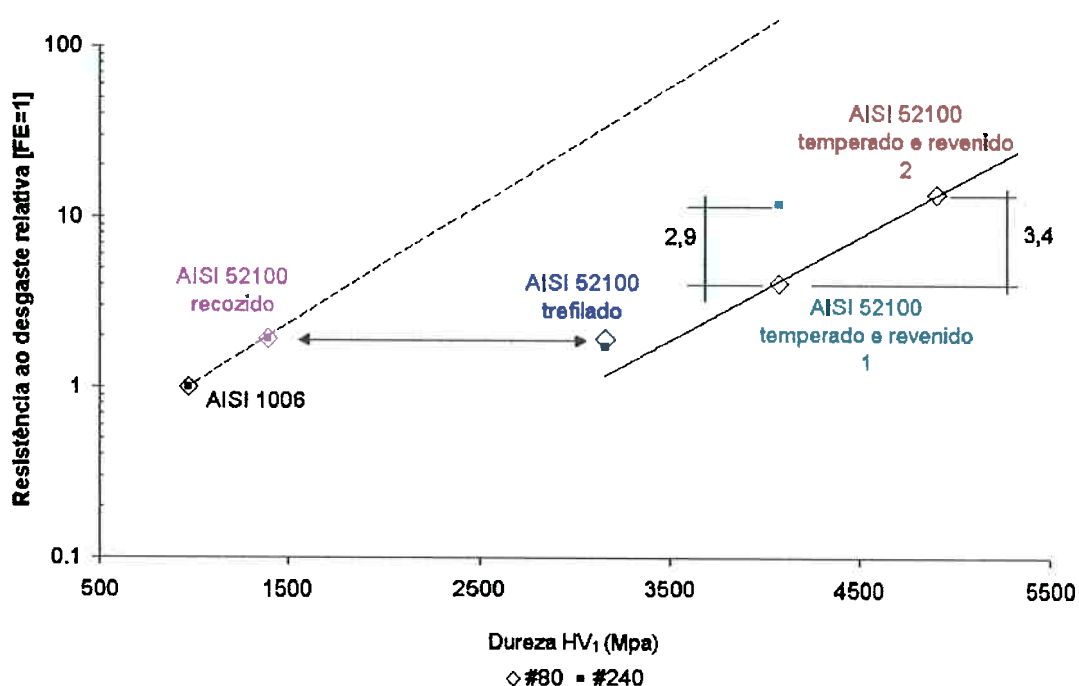
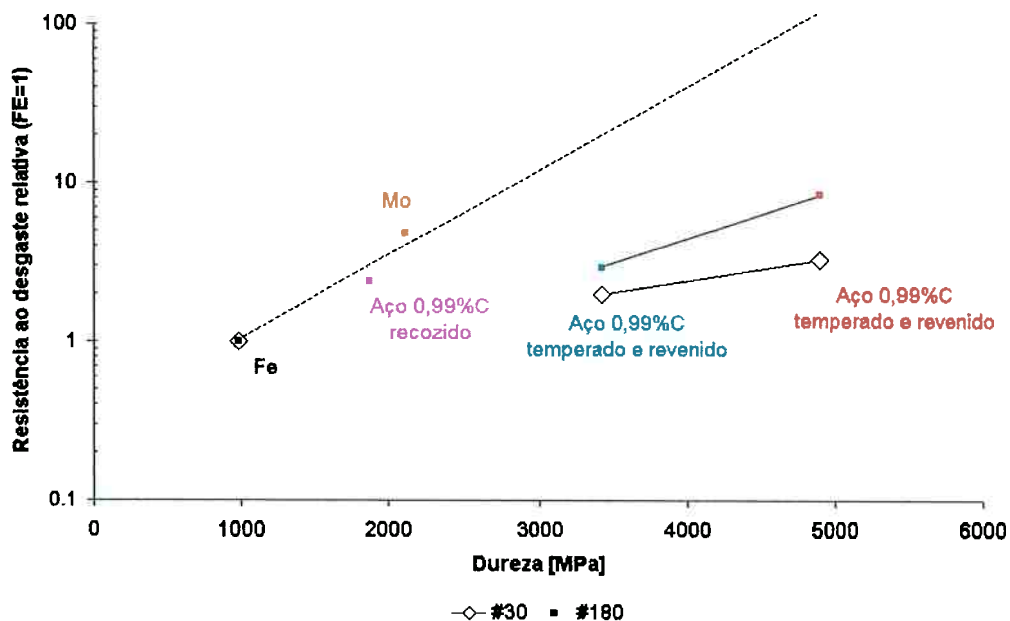


Figura 12 - Variação da resistência ao desgaste relativa (AISI 1006 = 1) com a dureza HV<sub>1</sub> [MPa], (PINTAÚDE, 2002).



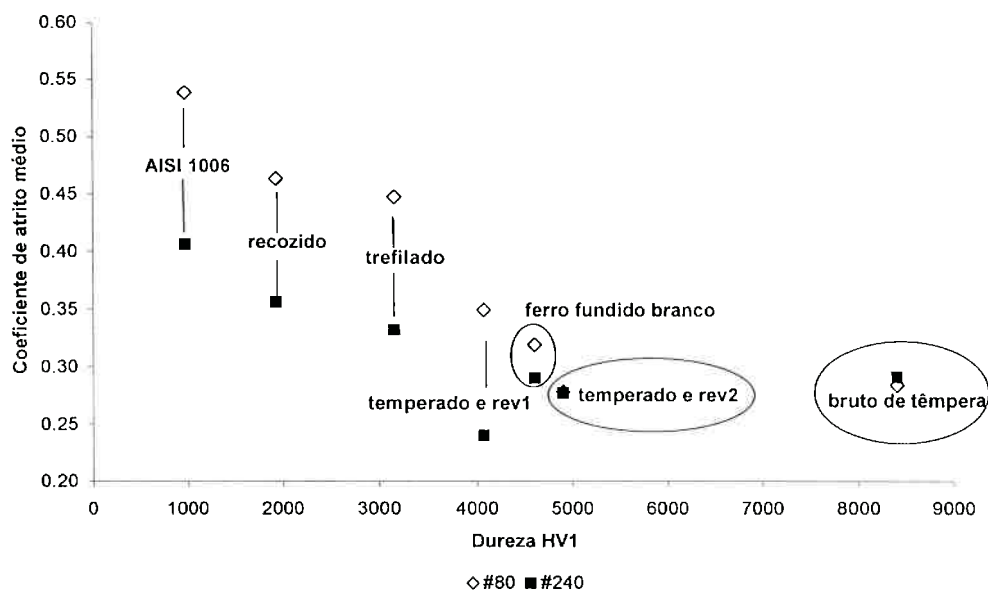


**Figura 13 - Variação da resistência ao desgaste relativa (Fe=1) com a dureza dos materiais. Abrasivo: vidro (adaptado de RICHARDSON, 1968, por PINTAÚDE, 2002).**

Com relação ao coeficiente de atrito, PINTAÚDE 2002 verificou-se que o tamanho do abrasivo apresentou influência notável apenas no regime de desgaste severo. Sendo que, no regime severo o aumento do tamanho do grão elevou os valores de coeficiente de atrito (Figura 14).

Na Figura 14 nota-se uma tendência de diminuição das diferenças entre coeficientes de atrito médio obtidos para as lixas #80 e #220 a medida que se aumenta a dureza do material. Os resultados que apresentam maiores valores de coeficiente de atrito nos ensaios com lixa #80 foram atribuídos ao fato de o material sofrer maior deformação plástica nesta condição de ensaio, comparada com a condição de lixa #220, ou seja,

maiores níveis de deformação plástica levaram a maiores valores de coeficiente de atrito.



**Figura 14 – Variação do coeficiente de atrito médio com a dureza HV<sub>1</sub> dos materiais [MPa] (PINTAÚDE, 2002).**

Os resultados obtidos nas condições de valores altos de dureza do material, onde não se nota diferença significativa nos valores de coeficiente de atrito quando variada a granulometria do abrasivo, foram associados ao fato de que a dureza do abrasivo não foi suficiente para deformar ou pouca deformação plástica foi imposta ao material. Em outras palavras, no regime de desgaste moderado o grau de penetração do abrasivo foi baixo. Esta hipótese é corroborada com os resultados apresentados na Figura 15, que contemplam a relação entre forma do abrasivo e valores de coeficiente de atrito, parâmetros esses que têm relação direta com grau de penetração do abrasivo, conforme descrito anteriormente.

Os resultados apresentados na Figura 15 indicam que para baixos valores de grau de penetração do abrasivo a força de adesão é preponderante no valor total da força de atrito.

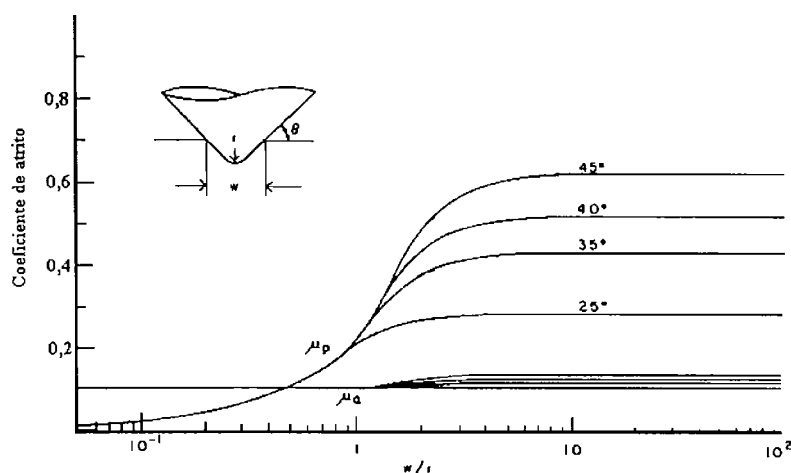


Figura 15 - Variação do coeficiente de atrito com a razão  $w/r$  (largura do sulco/raio do abrasivo), segundo modelo de SIN e colaboradores (1979) para abrasivos cônicos com ponta esférica.  $\mu_p$  é componente da força de atrito devido a deformação plástica;  $\mu_a$  é componente da força de atrito devido a adesão.

## 2.2 O FFBMC aplicado a cilindros para laminação

Os materiais empregados nas cascas dos cilindros são ligas do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V. Na literatura, estas ligas podem ser denominadas como 'aço rápido' (HSS) ou 'ferro fundido branco multicomponente' (FFBMC) (MATSUBARA e colaboradores, 1994; WU e colaboradores, 1996). A idéia de utilizar estas ligas na fabricação de cilindros para laminação de tiras à quente surgiu em função das solicitações envolvidas neste tipo de aplicação: elevada dureza à altas temperaturas e resistência ao desgaste.

Como solicitações descritas acima já eram atendidas pelos tradicionais aços rápidos para ferramentas, o desenvolvimento dos FFBMC para cilindros foi baseado na composição química do aço AISI M2.

Cada fabricante de cilindro determina a composição química da liga em função da condição de laminação de cada planta. Geralmente a composição química está dentro das seguintes faixas: 1.5-2.5% C; até 6% Mo, até 6% W; 3-8% Cr e 4-10% V (BOCCALINI; SINATORA, 2002).

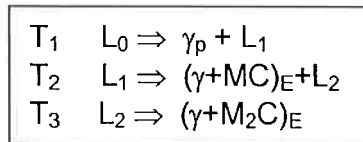
Essencialmente, a microestrutura destas ligas é composta de carbonetos eutéticos e matriz (martensítica ou bainítica) com carbonetos secundários precipitados. O conjunto de características microestruturais formadas pela resistência da matriz, fração volumétrica, morfologia e tipo dos carbonetos influem diretamente no desempenho do cilindro (BOCCALINI; SINATORA, 2002).

O tipo, fração volumétrica e morfologia dos carbonetos são função da composição química da liga e de variáveis de solidificação, enquanto que as propriedades da matriz são função ainda do tratamento térmico (BOCCALINI; SINATORA, 2002).

O processo de solidificação destas ligas ocorre de forma que, a partir do líquido inicial há a formação de dendritas primárias de austenita ( $\gamma$ ) ou austenita + carboneto primário ( $\gamma + MC$ ), em seguida ocorre decomposição do líquido interdendrítico por meio de diferentes reações eutéticas ( $\gamma +$  carboneto). Dependendo da composição química e da velocidade de resfriamento podem ser obtidos três tipos de carbonetos eutéticos: MC,

$M_2C$ , e  $M_7C_3$ . A microestrutura bruta de fundição é constituída de matriz, carbonetos eutéticos e, eventualmente, carbonetos primários. A matriz, por sua vez, é composta por martensita ou bainita (produtos da decomposição da austenita), austenita retida e carbonetos secundários precipitados (MATSUBARA; HASHIMOTO, 2002).

Na Figura 16 ilustra-se um exemplo de seqüência de solidificação de uma liga Fe-C-Cr-W-Mo-V.



**Figura 16 – Exemplo de seqüência de solidificação de uma liga do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V. T é a temperatura de reação, onde  $T_1 > T_2 > T_3$ .**

Seguindo o procedimento tradicional, na seqüência são realizados tratamentos térmicos de têmpera e revenimento que conferem as propriedades finais da matriz. Normalmente as transformações ocorridas nestes tratamentos são: decomposição da austenita retida em martensita ou bainita e precipitação de carbonetos secundários. A matriz, após tratamento térmico, é composta de martensita revenida ou bainita revenida e carbonetos secundários finos.

Na Figura 17 é ilustrado um exemplo de microestrutura de um FFBMC. A microestrutura apresentada não corresponde ao exemplo de seqüência de solidificação apresentado anteriormente.

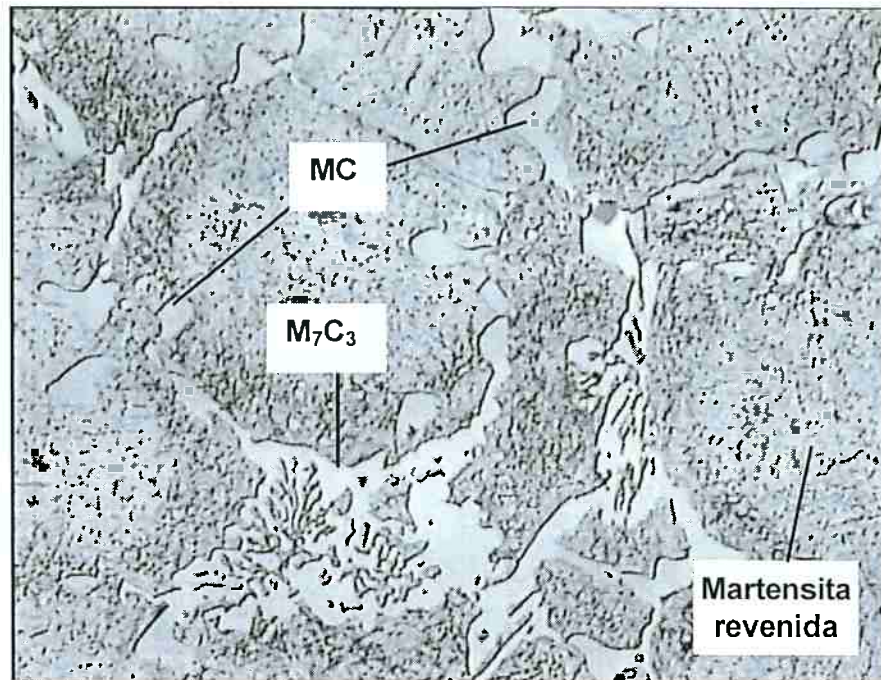


Figura 17 – Microestrutura de aço rápido aplicado à cilindros de laminação.  
Ataque: Villela. Aumento: 500 X (BOCCALINI; SINATORA, 2002).

### **2.3 Desgaste em materiais com segunda fase dura**

Uma forma comum de modificar as propriedades dos materiais é promover a precipitação de partículas de segunda fase mais duras do que a matriz. Como consequência espera-se que estes materiais apresentem maior resistência ao desgaste.

Segundo o modelo simplificado de HORNBOGEN (1986) (Figura 18), os fatores que afetam o desgaste abrasivo de materiais com segunda fase dura são: orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade da segunda fase.

Os efeitos das propriedades da segunda fase na perda de massa que estão ilustrados na Figura 18 são descritos abaixo:

**Orientação:** As partículas de segunda fase que estão posicionadas paralelamente à superfície são removidas com maior facilidade em relação àquelas que estão dispostas perpendicularmente.

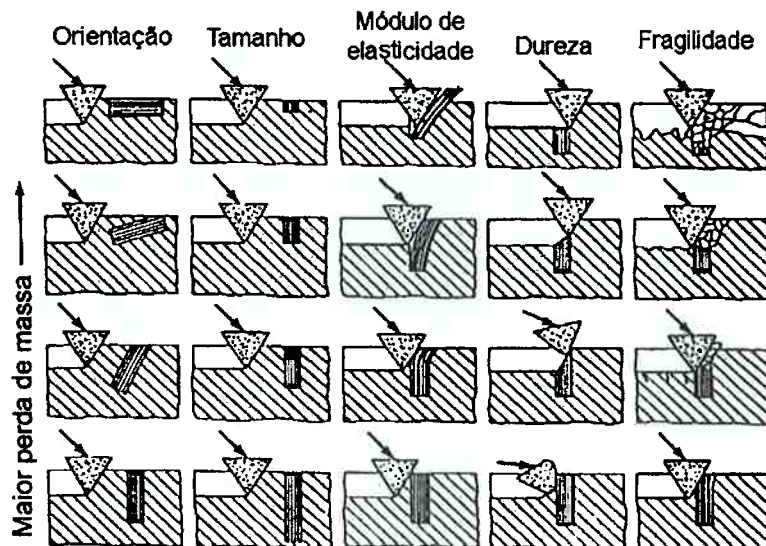
**Tamanho:** Nos casos em que o tamanho da segunda fase é pequeno comparado ao tamanho do sulco, a segunda fase apresenta pouco ou nenhum efeito benéfico.

**Módulo de elasticidade:** Considerando que a maioria das partículas de segunda fase possuem elevado módulo de elasticidade, a matriz com baixo módulo tende a desprender na interface permitindo que os abrasivos sejam arrancados do material.

**Dureza:** Quanto maior a dureza da segunda fase, maior será a dificuldade em cortá-la.

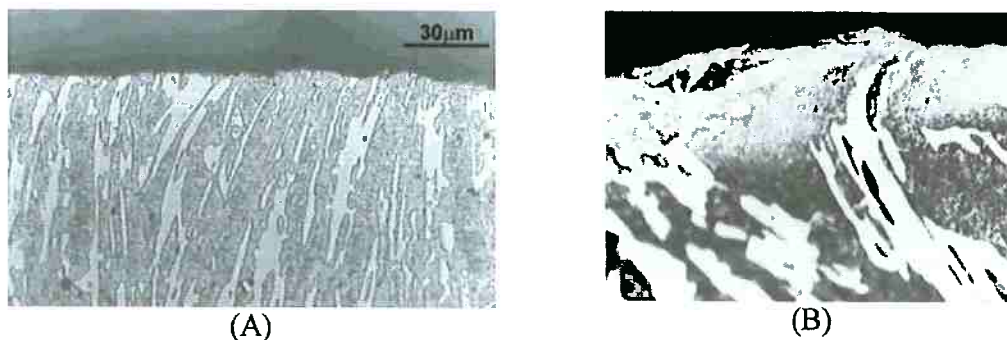
**Fragilidade:** As partículas extremamente frágeis tendem a apresentar pouca resistência ao desgaste, pois são fraturadas durante o processo de desgaste e posteriormente são facilmente removidas do material.

## PROPRIEDADES DA SEGUNDA FASE



**Figura 18 – Efeito da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade da segunda fase no desgaste abrasivo. (HORNBOGEN, 1986).**

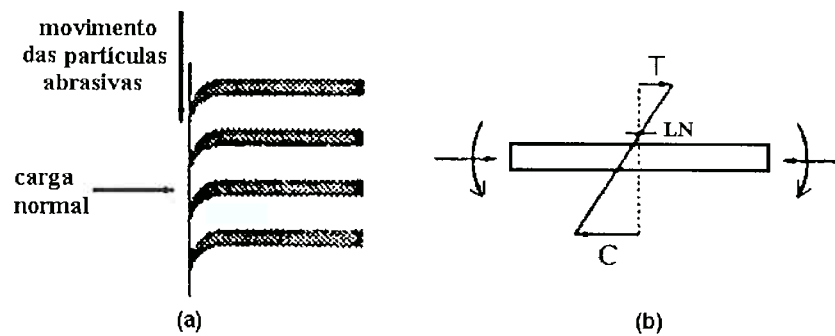
Na Figura 19 apresenta-se os mecanismos de desgaste observados em ferros fundidos brancos de alto cromo submetidos à ensaios de moagem (ALBERTIN; SINATORA, 2001) e de britagem (AVERY, 1974 citado por ALBERTIN; SINATORA, 2001).



**Figura 19 - Deformação plástica de carbonetos  $M_7C_3$  de ferros fundidos brancos de alto cromo com matriz predominantemente martensítica: (A) desgastado em ensaio de moagem (65 HRC) (ALBERTIN; SINATORA, 2001) e (B) desgastado em britador cônico industrial (63 HRC) (AVERY, 1974 citado por ALBERTIN; SINATORA, 2001).**



Uma possível explicação para resultados da Figura 19 foi proposta por SARE e ARNOLD (1989), com o modelo físico apresentado na Figura 20.

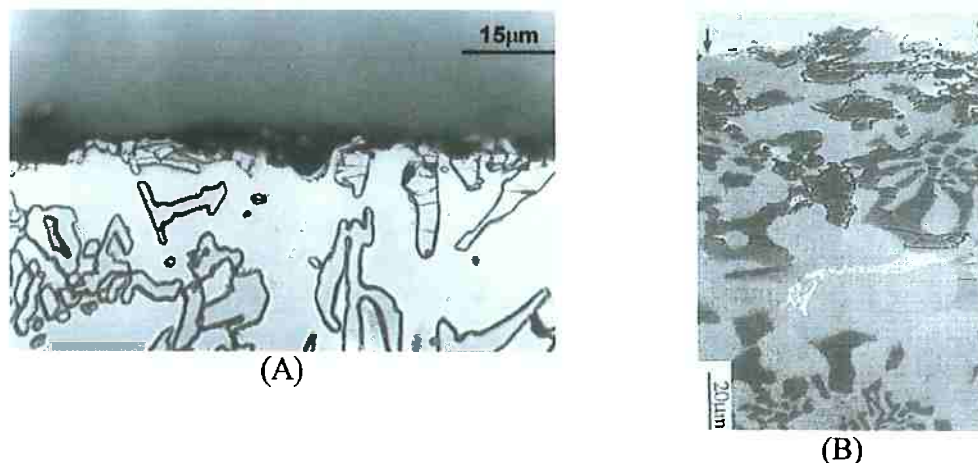


**Figura 20 - (a) Deformação plástica dos carbonetos causado pelo movimento das partículas abrasivas. (b) Zonas de tração (T) e compressão (C) em região contendo carbonetos sujeitos a carregamento simultâneo de cisalhamento e de compressão. LN: linha neutra. (SARE; ARNOLD, 1989).**

Considerando os carbonetos eutéticos como vigas em balanço, a Figura 20 mostra que a linha neutra (LN) está fora dos carbonetos sob carregamento simultâneo de cisalhamento e de compressão, o que faz com que os carbonetos experimentem apenas tensões de compressão. SARE; ARNOLD (1989) consideraram o efeito que o tamanho médio dos carbonetos exerce sobre a posição da linha neutra: quanto maior o tamanho, maior é a dificuldade da região dos carbonetos experimentar apenas tensões de compressão.

Adicionalmente, SARE e ARNOLD (1989) mostraram que, além do tamanho médio dos carbonetos, a deformação dos carbonetos foi dependente da quantidade de deformação da matriz, não considerada no modelo da Figura 20.

Em situações onde são observadas grandes deformações da matriz, os carbonetos trincaram subsuperficialmente, como mostra a Figura 21.



**Figura 21 - Microtrincamento subsuperficial de carbonetos  $M_7C_3$  de ferros fundidos brancos de alto cromo com matriz predominantemente austenítica: (A) desgastado em ensaios em moinho de bolas (47 HRC) (ALBERTIN; SINATORA, 2001) e (B) desgastado em ensaios em britador de mandíbulas (52 HRC) (SARE; ARNOLD, 1989).**

Na Tabela 1 são apresentadas medidas de dureza Vickers realizadas por SARE e ARNOLD (1989) para o caso da Figura 21 (B), as quais podem ser utilizadas para avaliar o grau de deformação plástica da matriz.

**Tabela 1 - Variação da dureza da matriz do ferro fundido branco 3,33C-16Cr em ensaios de britador de mandíbulas (SARE e ARNOLD, 1989).**

Matriz	HV <sub>30</sub> (inicial)	HV <sub>5</sub> (após desgaste)	Variação (%)
Austenítica	550 ± 10	770 ± 20	40
Martensítica	870 ± 20	1.010 ± 30	16

Os dados da Tabela 1 mostram ainda que o encruamento da matriz predominantemente austenítica é bem maior do que o verificado para a matriz predominantemente martensítica. Estes resultados têm relação com os obtidos por FRANCO e SINATORA (1994), apresentados na Figura 22, que mostram que a dureza da matriz afeta os resultados de tenacidade à fratura dos carbonetos  $M_7C_3$ , determinados em equipamento de dureza Vickers.

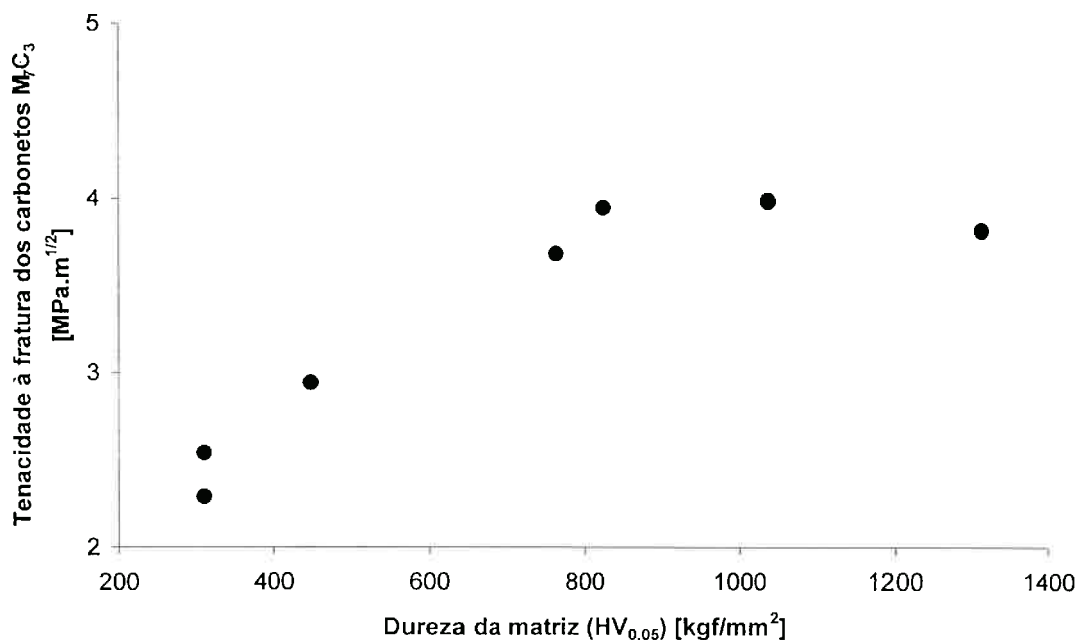


Figura 22 - Variação da tenacidade à fratura de carbonetos  $M_7C_3$  [MPa.m<sup>1/2</sup>] de ferro fundido branco de alto cromo com a dureza da matriz (HV<sub>0,05</sub>) [kgf/mm<sup>2</sup>] (FRANCO; SINATORA, 1994).

Na Figura 22 observa-se que os valores de tenacidade à fratura aumentaram com a dureza da matriz. Para as matrizes mais duras, a tenacidade assumiu valores aproximadamente constantes. Portanto, acima de certo valor de dureza da matriz esta passa a não exercer efeito na tenacidade à fratura dos carbonetos. Uma explicação para

estes resultados é a combinação entre as tensões no carregamento dos carbonetos com o grau de deformação na matriz, que é maior à medida que a dureza diminui.

A contribuição de uma fase de reforço, dura e frágil, para o aumento da resistência à abrasão depende da relação entre a dureza do abrasivo ( $H_A$ ) e a dureza da matriz metálica ( $H_M$ ) (ALBERTIN; SINATORA, 2001).

ALBERTIN; SINATORA (2001) estudaram o comportamento de um ferro fundido branco de alto cromo martensítico durante a moagem de quartzo. Os resultados obtidos indicaram que o trincamento dos carbonetos ocorreu pela falta de sustentação por parte da matriz metálica, desgastada pelo quartzo. Esta mesma explicação foi utilizada por LARSEN-BASSE E KOYANAGI (1979) para explicar o desgaste de metal duro (WC-Co) causado por este mesmo abrasivo.

Entretanto, há uma diferença fundamental entre as duas situações, a fração volumétrica de carbonetos WC no metal duro era superior à fração de carbonetos  $M_7C_3$  do ferro fundido branco de alto cromo. Nos metais duros, como o caminho livre médio na matriz é pequeno, o desgaste, tanto da matriz metálica por deformação plástica como dos carbonetos WC posteriormente por microtrincamento, ocorre somente após sucessivas interações entre o abrasivo e o material desgastado.

Dada esta diferença, provavelmente as taxas de desgaste verificadas por LARSEN-BASSE E KOYANAGI (1979) para metais duros seriam menores do que as taxas de

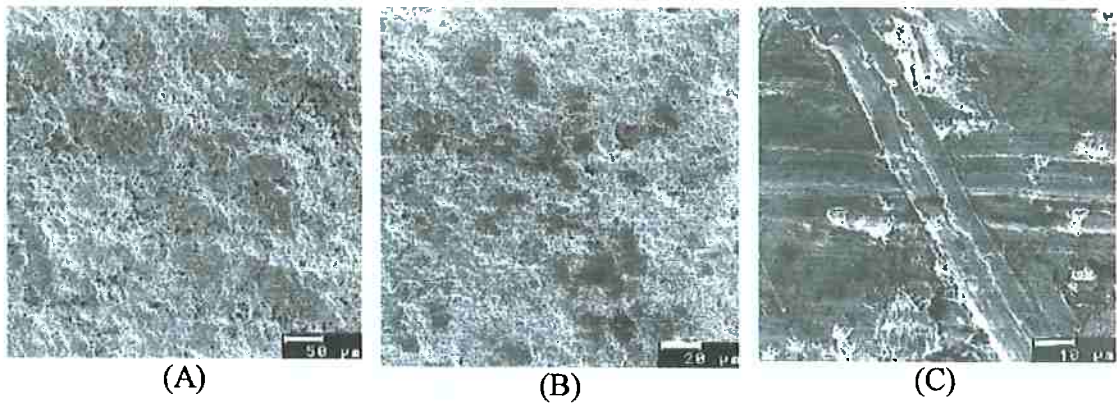
materiais com menores frações volumétricas de carbonetos, ensaiados nas mesmas condições.

De fato, isto foi verificado por BOZZI e colaboradores (1998) em ensaios de desgaste a três corpos e por PINTAÚDE e colaboradores (2000) em ensaios a dois-corpos, ambos utilizando alumina como abrasivo.

BOZZI e DE MELLO (1999), diferentemente de LARSEN-BASSE e KOYANAGI (1979) verificaram em revestimentos WC-12%Co ( $1.200 \pm 200 \text{ HV}_{30}$ ) a ocorrência de mecanismos controlados por deformação plástica, como mostra a Figura 23.

Conforme ilustrado na Figura 23, os mecanismos de desgaste transitaram de microimpressões para microsulcamento dependendo do abrasivo utilizado. Na Figura 23 (C) fica evidente que, devido à largura dos sulcos formados, ocorreu deformação plástica dos carbonetos WC.

A deformação destes carbonetos em ensaios de dureza Vickers foi verificada por HIBBS e SINCLAIR (1981) em um estudo detalhado com microscopia eletrônica de transmissão. BOZZI e DE MELLO (1999) verificaram a ocorrência de mecanismos de desgaste controlados por fratura frágil nos revestimentos WC-12%Co somente nos ensaios utilizando SiC como abrasivo.



**Figura 23 - (A) Superfície inicial do revestimento WC-12%Co ( $1.200 \pm 200 \text{ HV}_{30}$ ). (B) Revestimento desgastado por quartzo 190 µm em ensaio a três corpos com tensão nominal de 0,58 MPa. Notam-se microimpressões. (C) Mesmo material desgastado nas mesmas condições de ensaio por alumina 260 µm. Nota-se microsulcamento. (BOZZI e DE MELLO, 1999).**

### **3 Materiais e métodos**

#### **3.1 O corpo-de-prova**

O material utilizado é uma liga do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V. A fundição da liga foi realizada na Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (DIMET-IPT) como parte do trabalho de mestrado de SILVA (2003), que gentilmente cedeu amostras para realização deste trabalho.

A composição química nominal da liga foi determinada via combustão (determinação do percentual de carbono) e via espectroscopia de fluorescência de raio X (determinação do percentual dos demais elementos).

A caracterização microestrutural da liga foi realizada via preparação metalográfica convencional seguida de ataque químico com reagente Vilela. O registro das microestruturas foi realizado por meio de microscópio óptico.

A fim de obter amostras com valores de durezas da matriz de 450 e 650 HV, foram realizados testes para determinar os valores de tempo e temperatura de revenimento a serem empregados à liga.

Foram testadas temperaturas de revenimento duplo de 350, 450, 500, 530, 570 e 600 °C, e tempos de 1, 2, 3 e 4 h, sendo que os dois patamares de revenimento tiveram sempre o mesmo tempo. Os valores de dureza da matriz foram obtidos realizando-se ensaios de dureza  $HV_{0,05}$ . As medidas de dureza apresentadas representam médias de 5 medições.

Após a determinação do ciclo térmico a ser empregado à liga, foram extraídos os corpos-de-prova de uma amostra recozida. A extração foi feita via processo de eletro-erosão e as dimensões do corpo-de-prova foram: comprimento máximo de 50 mm e diâmetro 3 mm. Posteriormente os corpos-de-prova foram encapsulados a vácuo em tubos de quartzo para evitar oxidação excessiva da superfície durante os tratamentos de têmpera e revenimento. Por fim, os pinos foram temperados e revenidos utilizando-se as combinações de tempo e temperatura selecionadas.

Depois de tratados termicamente, os corpos-de-prova foram cortados transversalmente ao seu comprimento, originando pinos de aproximadamente 15 mm de comprimento.

Em seguida foram realizados ensaios de dureza Vickers com carregamento de 50 gf ( $HV_{0,05}$ ). As medidas foram realizadas no topo do pino onde a superfície foi polida seguindo procedimento metalográfico tradicional. Foram realizadas 5 medições em cada pino.

Para obter a macrodureza de cada pino que será utilizada para calcular as relações de dureza do abrasivo sobre dureza do material desgastado ( $H_a/H$ ), realizou-se também ensaio de dureza Vickers com carregamento de 50 kgf ( $HV_{50}$ ). Foram realizadas 5 medidas ao longo do comprimento de cada pino.

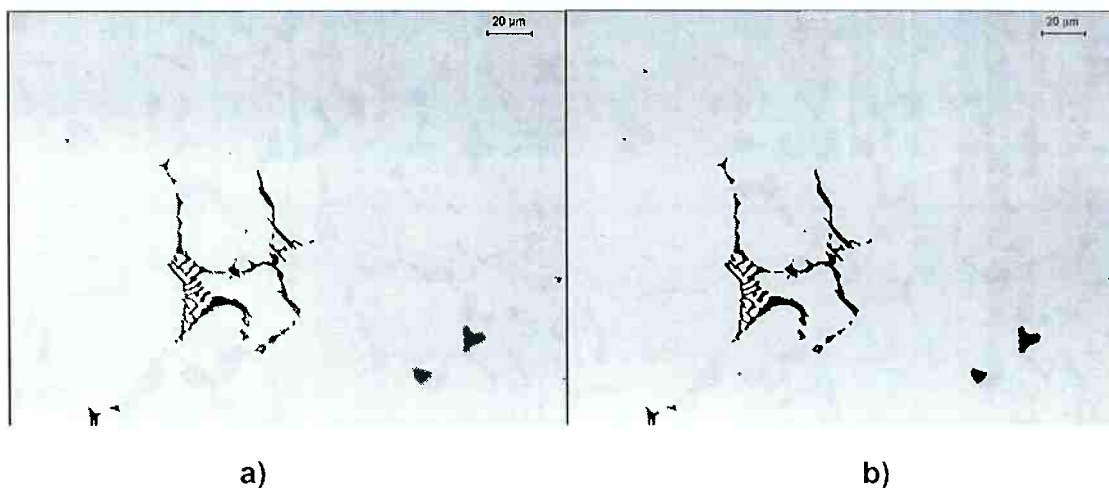
Utilizando uma amostra da liga no estado bruto de fundição, foram realizadas medidas de frações volumétricas dos carbonetos. Foram realizadas 5 baterias de medidas. Em cada uma delas realizou-se 50 medições em campos diferentes, utilizando aumento de 1000 vezes.



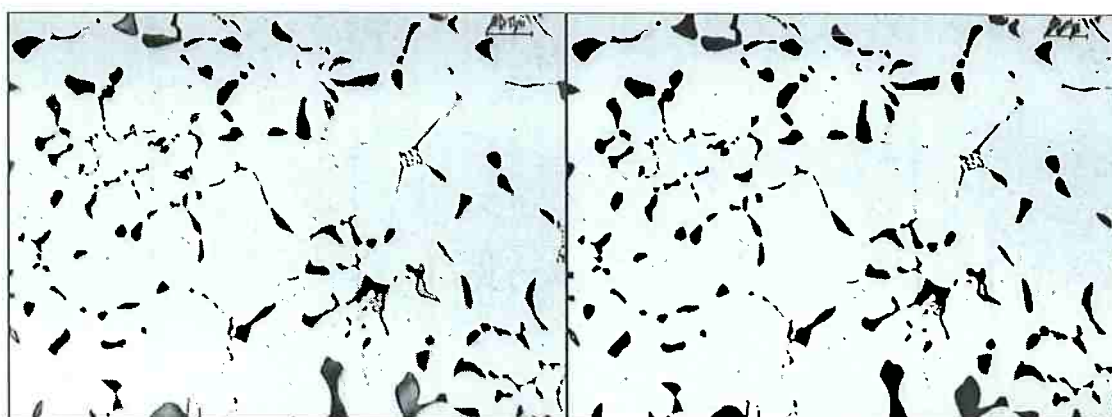
Primeiramente contou-se a fração volumétrica do carboneto tipo  $M_2C$  e em seguida contou-se a quantidade total de carbonetos eutéticos. Calculando a diferença entre estes dois valores obteve-se a quantidade de carboneto MC.

Para diferenciar o carboneto  $M_2C$  do restante da microestrutura uma amostra foi polida e em seguida atacada com reagente Groesbeck. Desta forma apenas o carboneto  $M_2C$  foi atacado (Figura 24A).

Após a contagem da fração volumétrica do  $M_2C$  a amostra foi submetida a ataque eletrolítico (Figura 25A). Nesta condição foi possível realizar a contagem da fração volumétrica total de carbonetos eutéticos, visto que o ataque eletrolítico ataca, principalmente, o carboneto MC.



**Figura 24 - Microestrutura da liga bruta de fundição. a) Ataque do carboneto  $M_2C$  (ataque com Groesbeck); b) Região reconhecida pelo analisador de imagens como fase a ser contada.**



a)

b)

**Figura 25 - Microestrutura da liga bruta de fundição. a) Ataque do carboneto  $M_2C$  e MC (ataque eletrolítico + Groesbeck); b) Região reconhecida pelo analisador de imagens como fase a ser contada.**

As medidas de fração volumétrica de carbonetos eutéticos foram realizadas utilizando-se num analisador de imagem. O analisador diferencia as fases do material por meio de diferença de tons (Figura 24B e Figura 25B), desta forma é possível contar apenas as fases de mesmo tom.

### **3.2 O contra-corpo**

Como contra-corpo foram utilizadas lixas com grãos de vidro com granulometrias #240 (código NORTON® Premium Glasspaper 00) e #80 (código NORTON® Premium Glasspaper F2) e lixas de alumina fabricadas pela CARBORUNDUM ABRASIVOS com granulometrias #600, #220 e #80.

Neste trabalho não se faz distinção entre as lixas # 220 e # 240, por apresentarem diâmetros médios de abrasivos aproximadamente iguais. Daqui em diante as lixas de vidro # 240 serão descritas como # 220.

PINTAÚDE (2002) mediu o tamanho médio de grãos destas mesmas lixas de vidro. Os valores determinados foram 60 e 200  $\mu\text{m}$ , respectivamente, para as lixas # 80 e # 220.

Dados encontrados na literatura mostram que a dureza da alumina pode variar de 1800 a 2000 HV (McCOLM, 1972). PINTAÚDE (2002) apresentou valores de dureza do vidro entre 500 e 600 HV. Neste trabalho serão considerados os valores de 2000 e 550 HV, respectivamente, para os grãos de alumina e vidro.

As superfícies das lixas foram analisadas via microscópio eletrônico de varredura antes e após os ensaios. Para tanto as lixas foram recobertas com ouro previamente a análise.

### 3.3 *Ensaio de desgaste*

Foram realizados ensaios de desgaste abrasivo em uma máquina do tipo pino contra disco. A Figura 26 apresenta um desenho esquemático da configuração do ensaio. O equipamento utilizado foi um tribômetro PLINT & PARTNERS LTD modelo TE 79 (Figura 27).

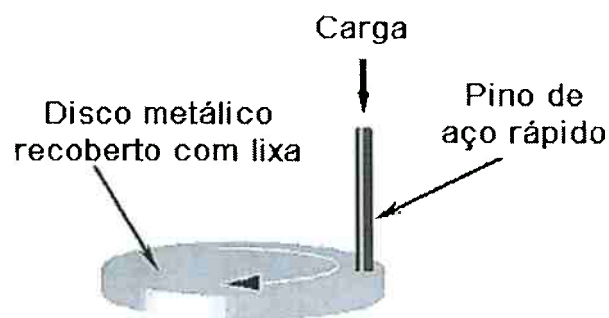
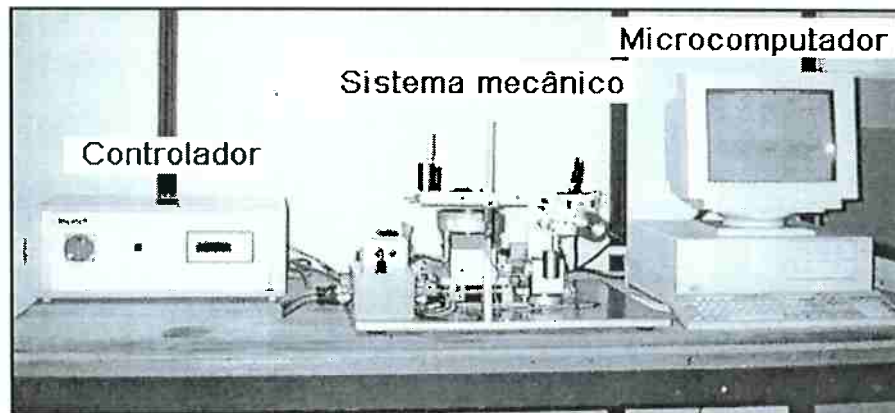
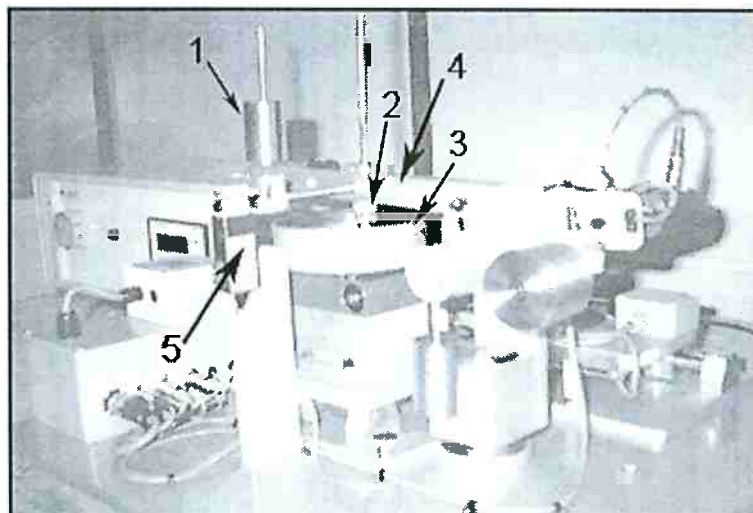


Figura 26- Desenho esquemático da configuração de ensaio.



**Figura 27 - Máquina de ensaio de desgaste tipo pino-sobre-disco PLINT & PARTNERS LTD - modelo TE79.**

Essencialmente, do ponto de vista mecânico, o equipamento é constituído de um sistema de acionamento que possibilita a rotação e translação do disco e de um braço basculante onde o pino é fixado. A carga é aplicada sobre o braço basculante por meio de peso morto (Figura 28).



**Figura 28 - Componentes do sistema de ensaio pino-sobre-disco. 1- Peso morto para a aplicação da carga, 2- Porta-pino, 3- Porta-disco, 4 - Braço de fixação do pino e de aplicação da carga, 6 - Célula de carga para a medição da força de atrito.**

O movimento de translação do disco permite que durante o ensaio seja variado o raio da pista de ensaio (distância entre o pino e o centro da superfície do disco).

O equipamento possui um programa que permite monitorar e controlar a rotação do disco e a velocidade de translação. A variação do raio da pista de contato devido ao movimento de translação foi realizada com objetivo de proporcionar uma condição de ensaio na qual o pino toca a maior fração possível de lixa virgem (lixa sem contato prévio com o pino).

O ensaio foi realizado de forma que o pino percorreu uma trilha na forma de uma espiral em relação ao disco, sendo o raio inicial de 40 mm e raio final de 15 mm, totalizando um percurso de  $6,0 \pm 0,1$  m.

Devido a limitações do equipamento, não foi possível programar um percurso no qual o pino pudesse encontrar apenas lixa virgem durante o ensaio. De fato, em média, 25 % da superfície do pino tocou lixa virgem, sendo que este valor variou do início para o final do movimento em espiral de 30 % para 20 %. Esta variação ocorre em função de limitações do sistema de controle do equipamento.

A velocidade tangencial foi mantida constante durante o ensaio em 0,078 m/s com intervalo de confiança de 0,001 m/s e nível de significância de 1%. A carga aplicada sobre o pino foi de 20 N.

Após cada ciclo em espiral percorrido pelo pino trocou-se a lixa. Este ciclo foi repetido no mínimo 5 vezes por ensaio. A quantidade total de lixas utilizadas variou em função

da severidade do ensaio, sendo que a quantidade de lixas aumentou com a diminuição da severidade do ensaio. A quantidade total de lixas utilizadas foi tal que a perda de massa total após o ensaio foi de no mínimo  $10^{-3}$  g, que é um valor uma ordem de grandeza maior que o erro da balança.

Previamente à realização do ensaio, realizou-se uma etapa de assentamento da superfície do pino. Além de promover conformidade entre as superfícies do pino e da lixa, esta etapa permitiu padronizar a rugosidade inicial do pino. O assentamento ocorreu de forma que o pino percorreu quantas lixas foram necessárias para que toda a superfície do pino se mostrasse em contato com o disco. Nesta etapa foram utilizados os mesmos parâmetros de ensaio descritos anteriormente e utilizando como contra-corpo lixa de alumina grana #600, ou seja, mesma lixa utilizada nos ensaios com lixa de alumina #600.

Cada condição de ensaio foi repetida duas vezes utilizando corpos de prova diferentes. Este procedimento só não foi seguido para as seguintes condições de ensaio: lixa de vidro #220 - dureza da matriz 600 HV; lixa de vidro #80 - dureza da matriz 600 HV. Nestes casos não foram realizadas repetições em função da elevada quantidade de lixas necessárias para realização dos ensaios (em torno de 200 lixas por ensaio).

A massa do pino foi medida previamente e durante os ensaios. A pesagem foi realizada utilizando-se uma balança analítica com sensibilidade de  $10^{-4}$  g. Previamente à pesagem os corpos-de-prova foram submetidos a um processo de limpeza em ultra-som durante 1 min e secagem com secador de ar quente também por 1 min. Em seguida realizou-se o

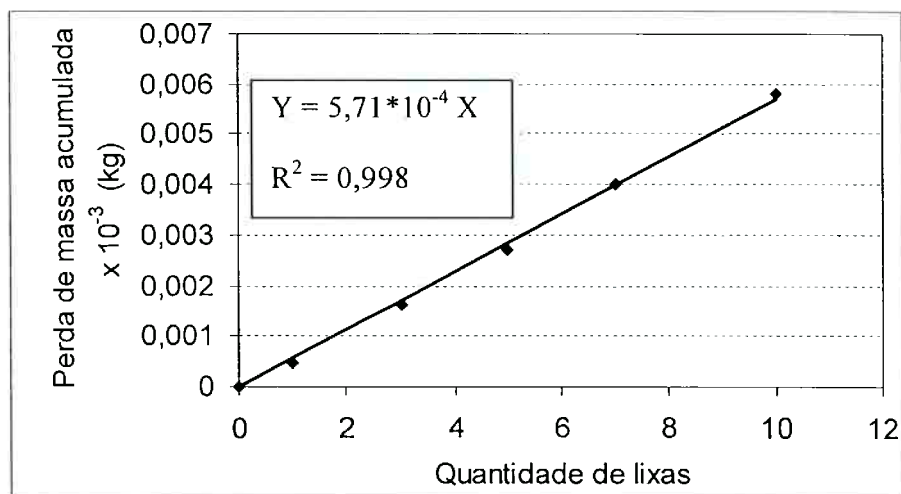
resfriamento da amostra utilizando ar forçado por 4 min. Durante os ensaios foram realizadas no mínimo quatro pesagens.

Os valores de taxa de desgaste foram obtidos dividindo-se a perda de massa medida pela distância percorrida entre uma pesagem e outra. Desta forma, cada medição de perda de massa realizada durante o ensaio equivale a um valor de taxa de desgaste obtido.

Em ensaios de desgaste é comum encontrar no início do ensaio um fenômeno conhecido na literatura como "running-in". Este período inicial é caracterizado por apresentar taxas de desgaste diferentes daquelas encontradas após o ensaio atingir um regime estável.

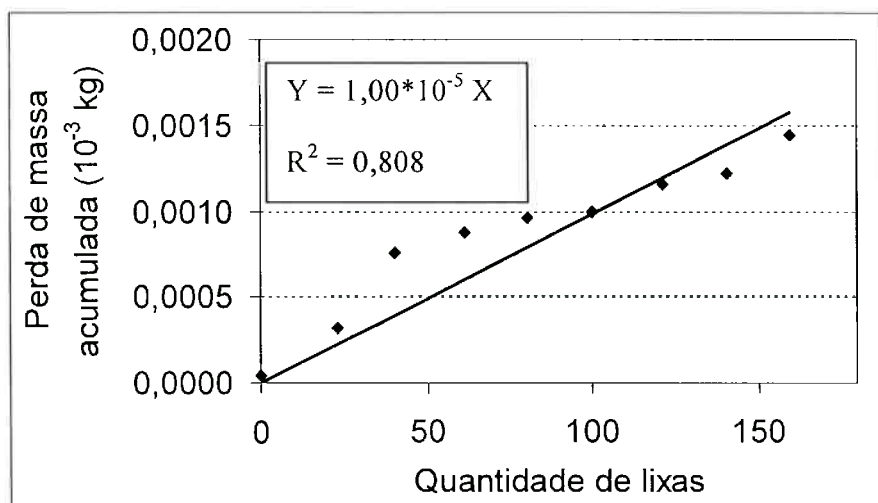
Neste trabalho o critério utilizado determinar o fim do "running-in" foi baseado no valor do coeficiente de correlação ( $R^2$ ) da reta que melhor se ajusta aos pontos plotados no gráfico de *perda de massa acumulada versus quantidade de lixas ensaiadas*. Sendo que, se existir uma reta que passa pela origem dos eixos e que se ajusta aos pontos plotados com  $R^2$  maior que 0,95, então, a ocorrência de "running-in" é desprezada e, portanto, todos os pontos medidos desde o começo do ensaio são considerados para o cálculo da taxa de desgaste média.

A Figura 29 apresenta um exemplo de ensaio onde a presença do "running-in" foi desprezada.



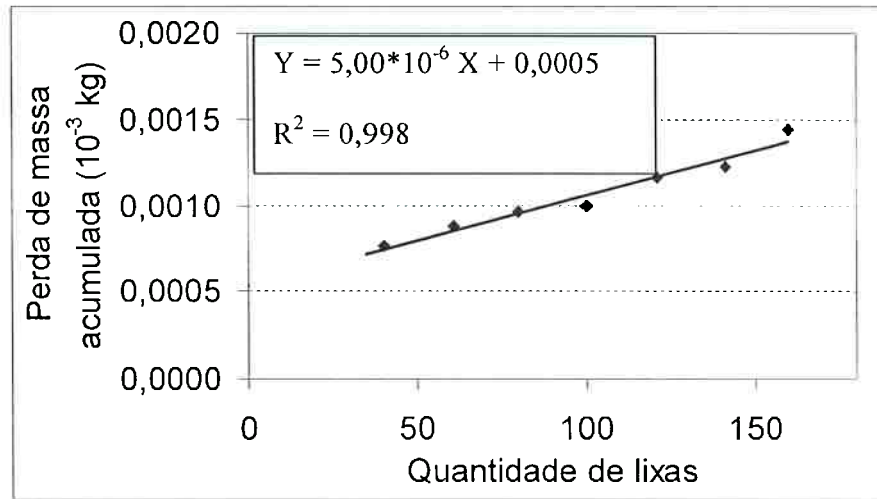
**Figura 29 - Curva de perda de massa em função da quantidade de lixas ensaiadas. Ensaio com lixa de alumina #600 e dureza da matriz de 600 HV.**

Nos ensaios onde o “running-in” não foi desprezado (Figura 30), procedeu-se de forma que os pontos medidos foram retirados um a um seguindo a ordem da primeira medição para a última até que a reta que melhor se ajustasse aos pontos tivesse o valor de  $R^2$  maior que 0,95, conforme ilustrados na Figura 31.



**Figura 30 - Curva de perda de massa em função da quantidade de lixas ensaiadas. Ensaio com lixa de vidro #220 e dureza da matriz de 600 HV.**





**Figura 31 – Mesmo gráfico apresentado na Figura anterior sem os dois primeiros valores de perda de massa acumulada. Y representa a equação da reta que melhor se ajusta aos pontos;  $R^2$  é o coeficiente de correlação da reta com os pontos.**

Os valores de força de atrito foram medidos por meio de uma célula de carga à qual são transmitidas as forças tangenciais ao movimento de deslocamento do pino em relação ao disco. A transmissão da força é realizada por meio de uma haste que é fixado ao braço basculante do equipamento e que toca a célula de carga. Os valores de força de atrito medidos durante os ensaios foram armazenados em um microcomputador.

Durante a realização dos ensaios os valores de coeficiente atrito foram armazenados com a mesma frequência com que foram medidos os valores de perda de massa. Portanto para cada valor de perda de massa medido há um valor médio de atrito medido.

Além dos resultados de taxa de desgaste e coeficiente de atrito, foram analisadas as condições superficiais do corpo e contra-corpo por meio de microscópio eletrônico de

varredura (MEV) e microscópio óptico. No caso do contra-corpo foram analisadas as últimas lixas utilizadas.

## 4 Resultados

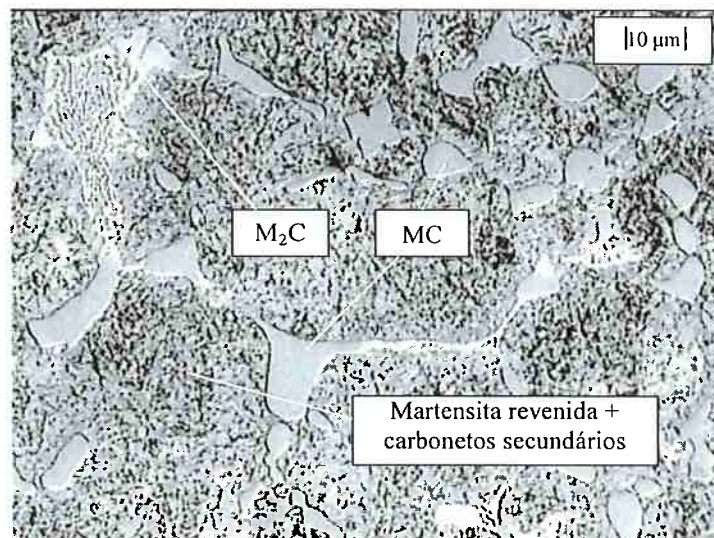
### 4.1 Caracterização dos corpos-de-prova

A composição química da liga é apresentada na Tabela 3.

**Tabela 3 – Composição química da liga; análise do carbono via combustão; análise dos demais elementos via espectroscopia de fluorescência de raios X.**

Composição química (% em massa)				
C	V	W	Mo	Cr
2,00	6,52	2,02	2,03	4,07

Na Figura 32 apresenta-se a microestrutura da liga após os tratamentos de têmpera e revenimento. A microestrutura da liga é composta de matriz (martensita revenida + carbonetos secundários) e segunda fase (carbonetos eutéticos tipo MC e M<sub>2</sub>C).



**Figura 32 – Liga após têmpera e revenimento. Nota-se carbonetos eutéticos do MC e M<sub>2</sub>C e martensita revenida com carbonetos secundários precipitados (pontos pretos). Aumento de 1000 X. Ataque Vilela.**

Na Tabela 4 apresenta-se os resultados das medições das frações volumétricas dos carbonetos eutéticos. É possível observar que a fração volumétrica total de carbonetos eutéticos é aproximadamente 12 % e que a fração volumétrica do MC é cerca de uma ordem de grandeza maior que a do  $M_2C$ .

**Tabela 4 - Fração volumétrica média de carbonetos eutéticos.**

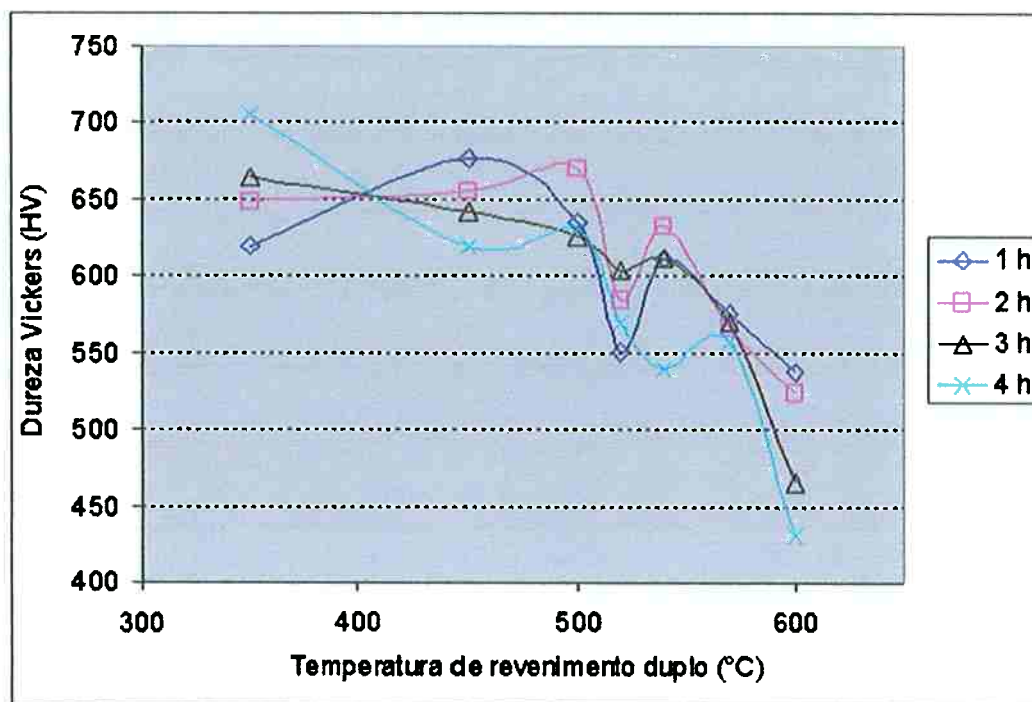
	Fração volumétrica de $M_2C$	Fração volumétrica de MC	Fração volumétrica total de carbonetos eutéticos
Média	0,014	0,105	0,119
Interv. de confiança ( $\alpha=0,05$ )	0,001	0,003	0,002

Na Tabela 5 apresentam-se os valores de microdureza Vickers  $HV_{0,05}$  medidos na matriz obtidos após os tratamentos térmicos de revenimento.

**Tabela 5 – Microdureza Vickers  $HV_{0,05}$  da matriz após tratamentos térmicos de revenimento.**

Tempo de patamar (h)	Temperatura de revenimento duplo (°C)						
	350	450	500	520	540	570	600
1	619	677	636	551	612	575	537
2	648	655	670	585	633	566	524
3	665	642	626	603	612	570	465
4	707	620	630	570	540	557	431

Na Figura 33 apresenta-se a representação gráfica dos dados apresentados na Tabela 5.



**Figura 33 - Valores de dureza  $HV_{0,05}$  da matriz em função da temperatura e tempo de revenimento duplo.**

Na Figura 33, observa-se duas inflexões nas curvas de dureza em função da temperatura de revenimento. Na literatura é comum encontrar apenas uma inflexão neste tipo de curva que está associada ao fato de haver uma competição entre a redução de dureza da matriz e a precipitação de carbonetos secundários. O fato de existir duas inflexões sugere que há dois tipos de carbonetos secundários que podem precipitar durante o revenimento desta liga e que a precipitação de cada um deles ocorre em diferentes temperaturas de revenimento. Uma investigação mais profunda desta hipótese não foi realizada ficando, portanto, como sugestão para trabalhos futuros.

Para evitar o acréscimo de mais uma variável que poderia influenciar nos resultados obtidos, optou-se por escolher condições de tempo e temperatura superiores aquelas nas

quais ocorreram as inflexões na curva. Ou seja, independente de qual seja o fenômeno responsável pela ocorrência de duas inflexões nas curvas de revenimento, ele ocorrerá nas duas condições de tratamento térmico selecionadas. Seguindo este critério, optou-se pelas condições de revenimento duplo de 600 °C por 3,5 h e 550 °C por 3 horas que resultaram, respectivamente, em durezas de matriz de 450 e 600 HV.

Na Tabela 6 são apresentados os valores de microdureza e macrodureza obtidos nos pinos após a realização dos tratamentos térmicos de revenimento.

**Tabela 6 - Tratamentos térmicos, microdureza da matriz e macrodureza Vickers.**  
Intervalo de confiança calculado com nível de significância de 5%.

Pino	Têmpera: 1000°C - 40 min - Ar forçado Revenimento: duplo 550°C - 3h	Têmpera: 1000°C - 40 min - Ar forçado Revenimento: 600°C-4h + 600°C-3h	
	Dureza e Intervalo de Confiança	Dureza e Intervalo de Confiança	
1	590 ± 4	480 ± 2	Microdureza HV <sub>0,05</sub>
2	582 ± 6	458 ± 2	
3	598 ± 9	453 ± 5	
1	712 ± 1	555 ± 2	Macroductura HV <sub>60</sub>
2	710 ± 4	548 ± 1	
3	697 ± 2	557 ± 2	

Observando-se os resultados de microdureza apresentados é possível notar que os tratamentos térmicos dos pinos resultaram em valores satisfatórios de dureza. Se considerado o valor mais afastado do valor objetivado (480 HV onde se objetivou 450 HV) encontra-se uma diferença de 30 pontos na escala Vickers que pode ser considerada pequena. Isto pode ser confirmado pelos resultados de macroductura que apresentam uma dispersão ainda menor entre si (no máximo 15 pontos – de 697 para 712 HV).

Para cálculo das relações de Ha/H os valores de macrodureza obtidos foram aproximados para 700 e 550 HV.

#### 4.2 Caracterização dos contra-corpos

Na Figura 34 são apresentadas as superfícies das lixas de alumina observadas em MEV.

Nota-se que os abrasivos estão parcialmente cobertos por resina.

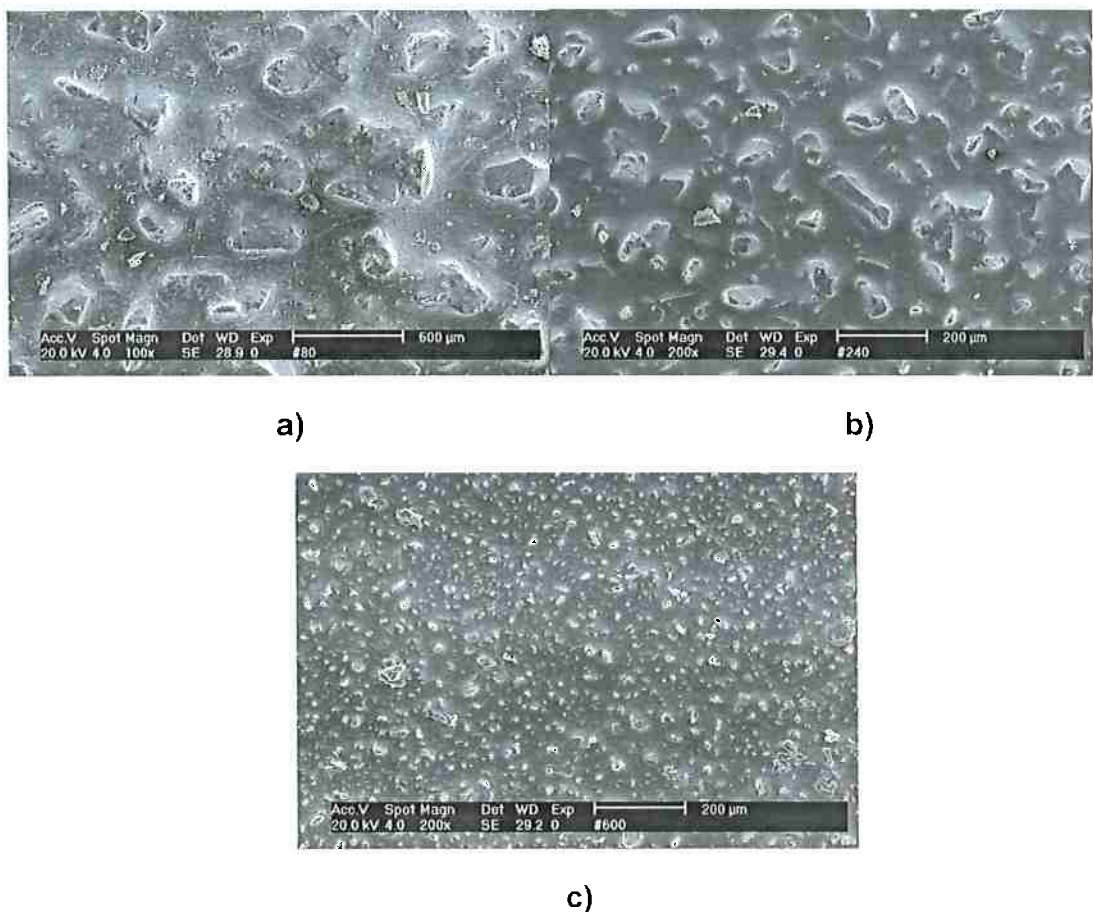
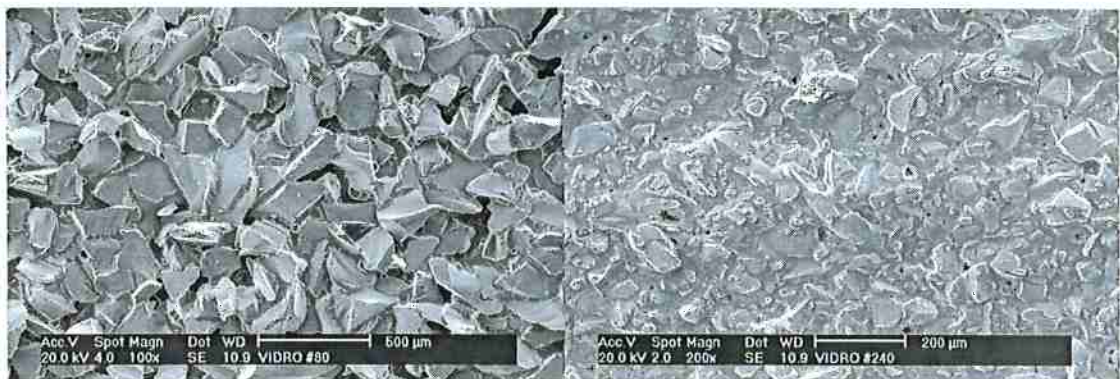


Figura 34 - Imagem da lixa com abrasivos de alumina na condição antes do ensaio. a) #80; b) #220; c) #600.

A análise das lixas com abrasivo de vidro mostrou que os abrasivos também estão parcialmente cobertos pela resina, mas em menor intensidade, principalmente a lixa #80 (Figura 35).



**Figura 35 - Imagem da lixa com abrasivos de vidro na condição antes do ensaio.  
a) #80; b) #220.**

A partir das imagens das superfícies das lixas observadas antes dos ensaios pode-se ainda perceber que a densidade de abrasivos nas lixas aumenta à medida que se diminui o tamanho dos grãos abrasivos. Isso indica que para um mesmo carregamento as lixas com abrasivos maiores terão também maiores valores de força específica transferido para cada abrasivo.

### **4.3 Taxa de Desgaste**

Os valores de taxa de desgaste calculados para cada condição de ensaio estão apresentados na Tabela 7.



**Tabela 7 - Valores de taxa de desgaste ( $10^{-6}$  g/m) com intervalo de confiança com nível de significância de 5 %.**

Abrasivo	Ha/H	Granulometria do abrasivo		
		#600	#220	#80
Vidro	0,8	-	$1,0 \pm 0,7$	$1,7 \pm 0,6$
	1,0	-	$3,4 \pm 0,8$	$31 \pm 4$
Alumina	2,9	$77 \pm 9$	$742 \pm 19$	$1720 \pm 44$
	3,6	$132 \pm 8$	$1070 \pm 19$	$2430 \pm 57$

Fazendo uma leitura da Tabela 7 por colunas é possível notar grandes diferenças (2 a 3 ordens de grandeza) nos valores de taxa de desgaste obtidos com lixas de vidro comparado com aqueles obtidos com lixa de alumina. Este resultado indica que realmente os ensaios foram realizados em regimes de desgaste diferentes.

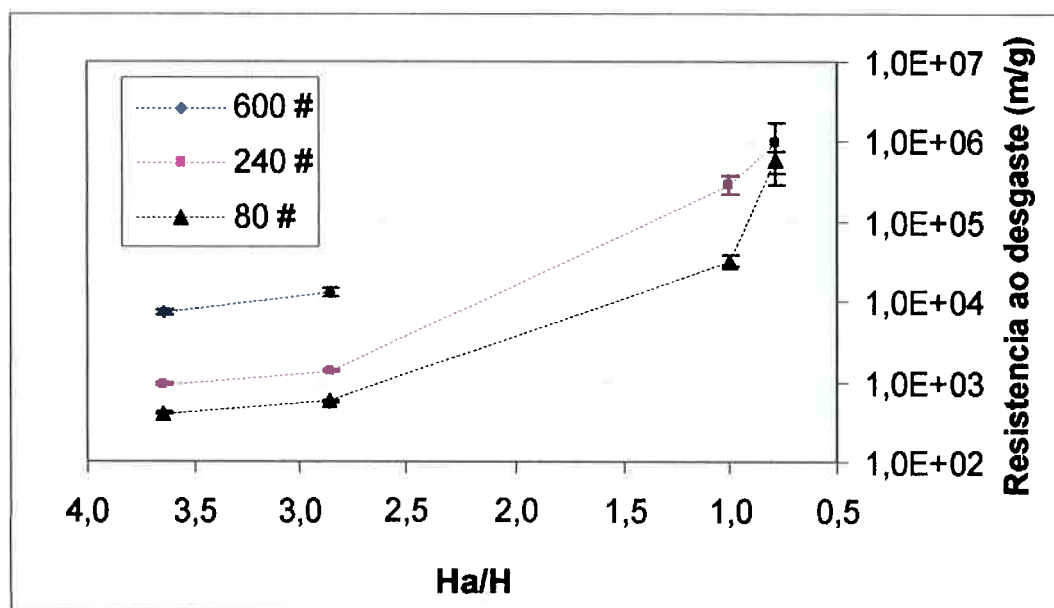
Na Tabela 7 pode-se ainda observar que o aumento do tamanho do abrasivo levou ao aumento nos valores de taxa de desgaste. Nota-se também que para o mesmo tamanho de abrasivo o aumento da severidade do ensaio também levou ao aumento da taxa de desgaste.

As diferenças de taxa de desgaste devido à variação da relação Ha/H encontradas nos ensaios realizados com lixa de alumina são semelhantes aos apresentados por KULIK e colaboradores (1989), que também realizaram ensaios de abrasão no regime de desgaste severo em materiais com segunda fase dura. Os resultados apresentados por estes autores mostraram que um aumento de cerca de 40 % no valor de Ha/H levou a 133 % de aumento na taxa de desgaste. No atual trabalho encontraram-se os valores de 24 % para 52 %, em média, respectivamente.

Estes mesmos pesquisadores ainda apresentaram resultados com relação à influência do tamanho do abrasivo no regime de desgaste severo que são coerentes com os apresentados aqui. A análise dos dados destes autores permite dizer que, para um mesmo valor de  $H_a/H$ , ensaios com lixa # 220 apresentaram taxas de desgaste 250 % maior do que aqueles obtidos com lixa # 400. No atual trabalho encontrou-se uma diferença de 790 % em média quando variou-se a granulometria da lixa de # 220 para # 600.

Na Figura 36 os dados da Tabela 7 são apresentados em termos de *resistência ao desgaste* em função da relação de dureza do abrasivo sobre a macrodureza da liga ( $H_a/H$ ). A *resistência ao desgaste* é o inverso da *taxa de desgaste* e, portanto, é dada em unidade de distância por unidade de massa.

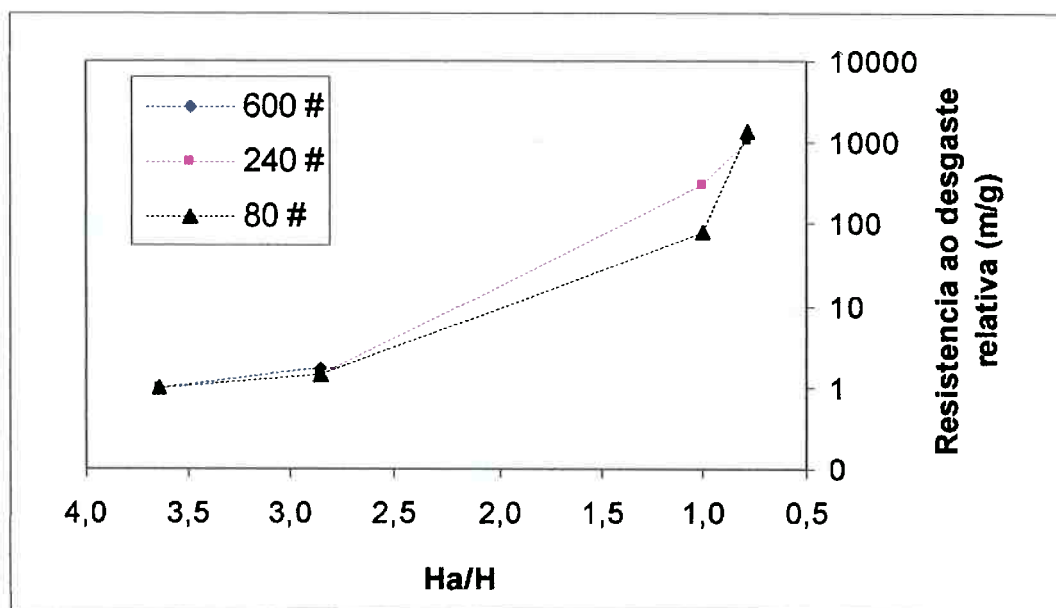
Na figura referida acima fica fácil de notar as observações feitas sobre os dados da Tabela 7. O gráfico mostra ainda que o papel da dureza da matriz é mais relevante no regime moderado de desgaste.



**Figura 36 - Resistência ao desgaste em função da relação dureza do abrasivo sobre a macrodureza da liga (Ha/H). Intervalo de confiança com nível de significância de 5%.**

Tirar o zero do gráfico

Na Figura 37 apresenta-se os mesmos resultados, mas agora em termos da *resistência ao desgaste relativa* em função da relação Ha/H. A *resistência ao desgaste relativa* é dada pela *resistência ao desgaste* dividida pela *resistência ao desgaste* obtida na condição de ensaio mais severa com lixas de mesma granulometria. Por exemplo, a *resistência ao desgaste relativa* na condição de ensaio lixa #220 e Ha/H = 0,8 é igual a *resistência ao desgaste* desta condição dividida pela *resistência ao desgaste* referente à condição de ensaio lixa #220 e Ha/H = 3,6.



**Figura 37 - Resistência ao desgaste relativa em função da relação dureza do abrasivo sobre macrodureza da liga ( $H_a/H$ ). Intervalo de confiança com nível de significância de 5%.**

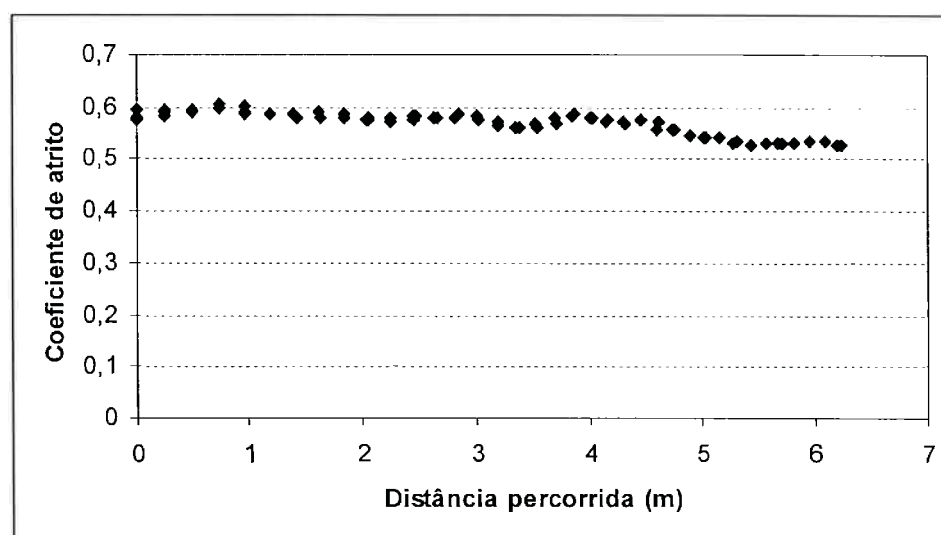
Os resultados apresentados na Figura 37 mostram que existe influência significativa da granulometria sobre os valores de resistência ao desgaste relativa apenas nas condições de ensaio com  $H_a/H = 1$ .

#### **4.4 Coeficiente de atrito**

Um exemplo da medição de coeficiente de atrito que representa os resultados observados durante o trabalho está apresentado na Figura 38. Nesta Figura são apresentados os valores de coeficiente de atrito obtidos durante o percurso de uma lixa durante o ensaio nas condições lixa # 80 e  $H_a/H = 3,6$ .

É possível notar que a curva de coeficiente de atrito por distância percorrida apresenta uma tendência de queda do início para o fim do ensaio. Esta tendência também foi notada nas demais condições de ensaio.

Provavelmente esta queda é devida à variação do valor da área de contato entre o pino e a lixa durante o ensaio. Conforme descrito no capítulo de materiais e métodos, o pino inicia o percurso em espiral com 30 % da sua área tocando lixa virgem e termina o percurso tocando 20 % de lixa virgem.



**Figura 38 – Coeficiente de atrito medido durante o percurso do pino sobre a última lixa de um ensaio com lixa #80 e  $H_a/H = 3,6$ .**

Os valores médios de coeficiente de atrito e seus respectivos intervalos de confiança para cada condição de ensaio são apresentados na Tabela 8. Nota-se que o coeficiente de atrito tende a aumentar com o aumento do tamanho do grão e que o aumento dos valores de  $H_a/H$  também tende a elevar o coeficiente de atrito.

**Tabela 8 - Valores de coeficiente de atrito. Intervalo de confiança com nível de significância de 5%.**

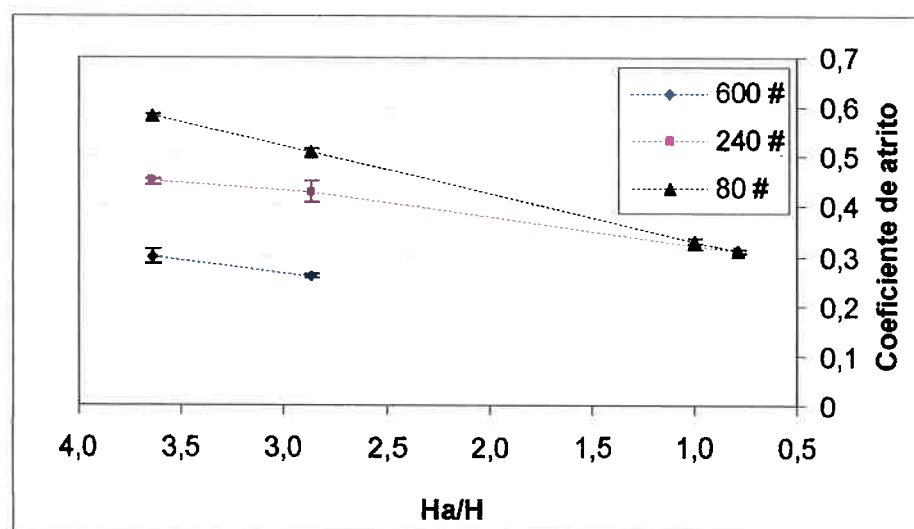
		Coeficiente de Atrito		
		Granulometria do abrasivo		
Abrasivo	Ha/H	#600	#220	#80
Vidro	0,8	-	0,31 ±0,01	0,31 ±0,01
	1,0	-	0,32 ±0,01	0,33 ±0,01
Alumina	2,8	0,26 ±0,01	0,43 ±0,05	0,51 ±0,01
	3,6	0,31 ±0,03	0,45 ±0,01	0,58 ±0,01

Na Figura 39 os dados contidos na Tabela anterior são apresentados na forma de gráfico.

Os valores de coeficiente de atrito são apresentados em função da razão Ha/H.

Nota-se que nas condições de ensaio mais severas a influência do tamanho do grão é mais relevante. De maneira similar, o gráfico também mostra que o coeficiente de atrito foi mais sensível à variação da dureza da matriz nas condições de ensaio mais severas.

Estes resultados são similares aos obtidos por PINTAÚDE (2002).



**Figura 39 - Valores de coeficiente de atrito em função da razão Ha/H. Intervalo de confiança com nível de significância de 5%.**

Na Tabela 9 os resultados de desgaste e coeficiente de atrito obtidos são apresentados de forma resumida. São apresentados de forma qualitativa os efeitos das variáveis de entrada ( $H_a/H$ , tipo e tamanho do abrasivo) sobre as variáveis de saída (resistência ao desgaste relativa e coeficiente de atrito).

**Tabela 9 – Resumo dos resultados de desgaste e coeficiente de atrito.**

Abrasive	Severidade do ensaio →			
	Vidro (regime moderado)		Alumina (regime severo)	
Relações de dureza	$H_a/H = 0,8$	$H_a/H = 1$	$H_a/H = 2,8$	$H_a/H = 3,6$
Resistência ao desgaste relativa	O tamanho do abrasivo não influenciou	Diminui com o aumento do tamanho do abrasivo	O tamanho do abrasivo não influenciou	
	Bastante sensível à dureza da matriz		Pouco sensível à dureza da matriz	
Atrito	O tamanho do abrasivo não influenciou		Aumenta com o aumento do tamanho do abrasivo	
	Pouco sensível à dureza da matriz		Bastante sensível à dureza da matriz	

#### 4.5 Análise das Superfícies

Os resultados obtidos serão apresentados separadamente em dois grupos: a) condições mais severas ( $H_a/H \geq 1,5$  - ensaios com lixas de alumina); b) condições menos severas ( $H_a/H \leq 1$  - ensaios com lixas de vidro).

##### 4.5.1 Regime severo

Analisando-se os pinos e as lixas ensaiados nas condições mais severas, foram encontrados, principalmente, sulcos produzidos no pino apresentando deslocamento de material em direção à borda e cavacos depositados nas lixas. Estas características, em

conjunto, evidenciam a ocorrência de mecanismos de microcorte. A Figura 40 apresenta um sulco formado no pino ensaiado na condição mais severa ( $H_a/H = 3,6$ ) onde é possível notar grande quantidade de material deformado plasticamente na região da borda do sulco.

Na Figura 41 apresenta-se uma imagem da superfície da lixa após ensaio realizado na mesma condição descrita acima. Fica claro a presença de cavacos depositados na lixa.

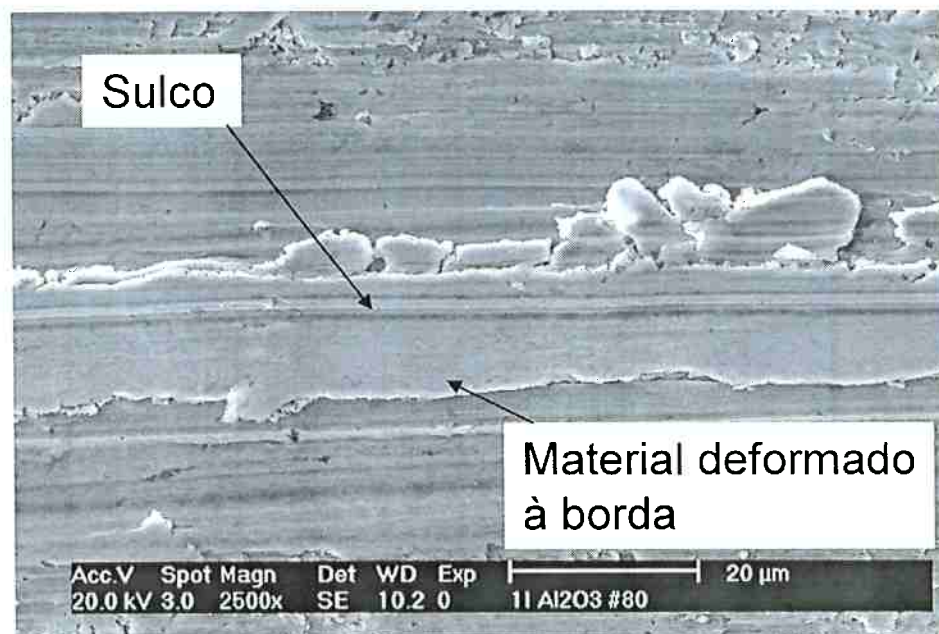
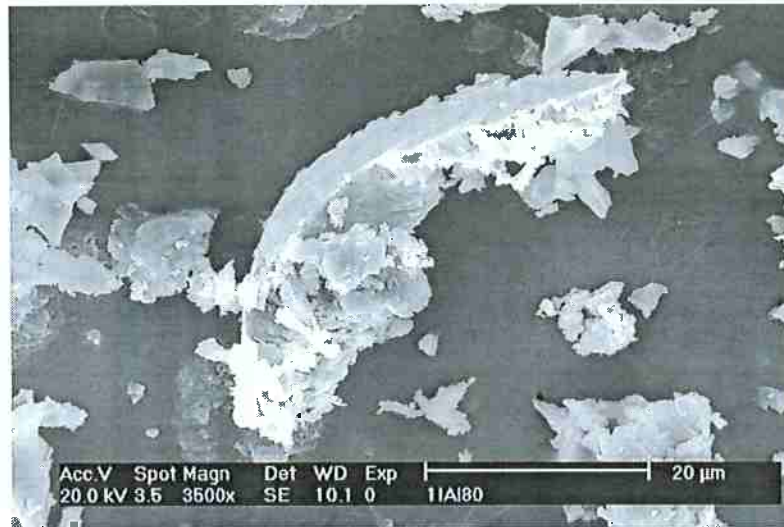


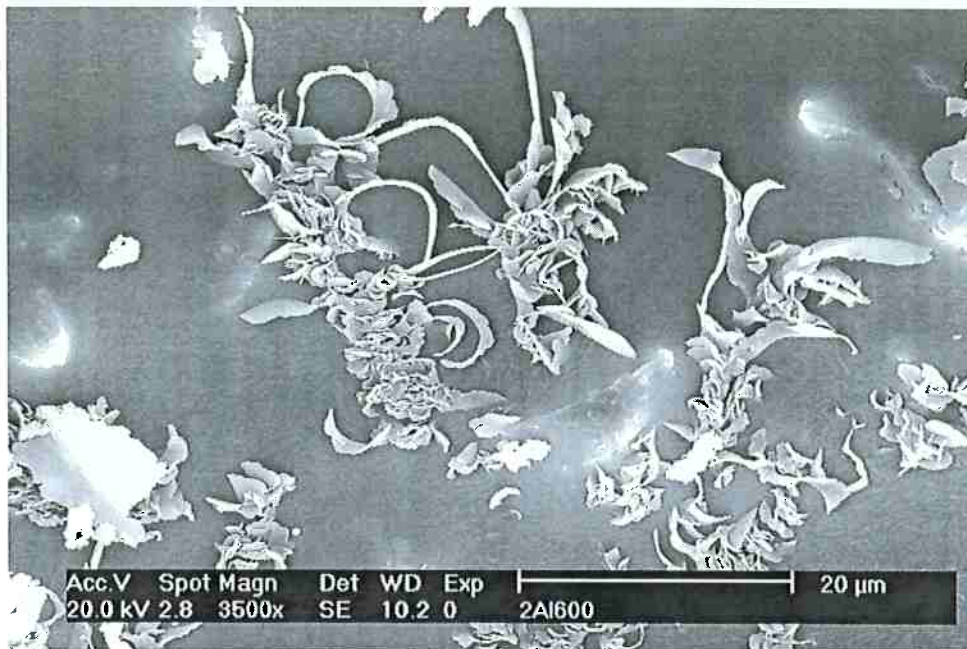
Figura 40 - Imagem de um sulco encontrado na superfície do pino. Ensaio com lixa #80 e  $H_a/H = 3,6$ .





**Figura 41 - Imagem de cavaco encontrado na superfície da lixa. Ensaio com lixa #80 e  $H_a/H = 3,6$ .**

Nos ensaios realizados com lixas com grãos menores notou-se também a presença de cavacos depositados na lixa, embora com espessuras menores. Isso fica evidenciado na Figura 42, que ilustra a superfície da lixa após ensaio nas condições granulometria #600 e  $H_a/H = 2,8$ , cujos cavacos apresentam espessura bastante inferior aos apresentados na Figura 41.

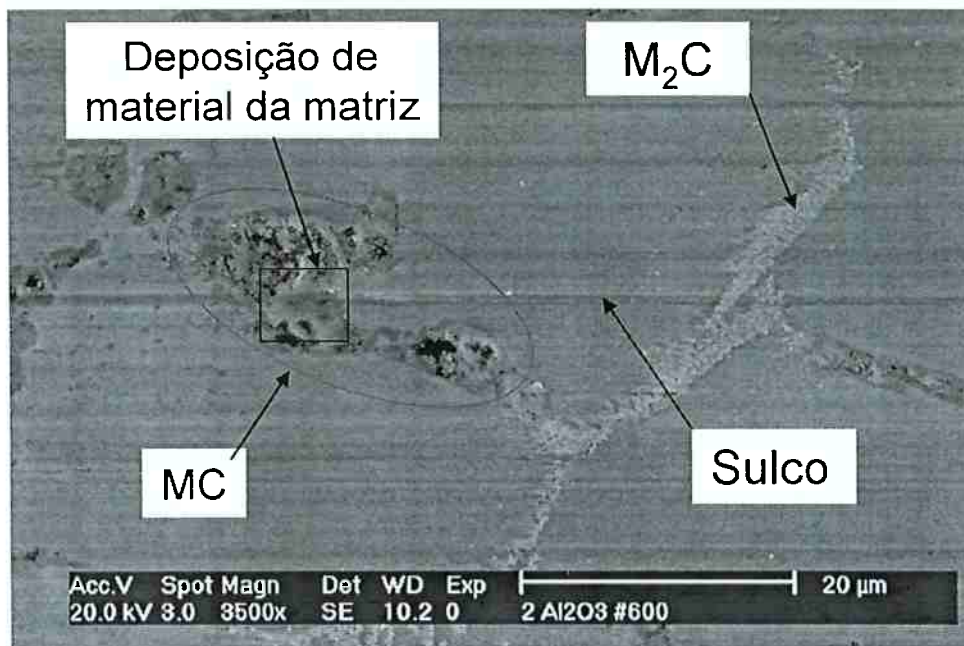


**Figura 42 - Imagem de cavacos encontrados na superfície da lixa #600. Ensaio com relação  $H_a/H = 2,8$ .**

Outra característica encontrada na superfície dos pinos ensaiados com lixas de grãos menores é que não se nota a existência de grandes regiões deformadas plasticamente em direção às bordas do sulco (Figura 43). Este resultado indica que o nível de deformação plástica da matriz foi bastante inferior do que aquele apresentado na Figura 40.

Por fim, as análises das condições mais severas de ensaios demonstraram que os carbonetos eutéticos comportaram-se de maneira distinta. O carboneto do tipo  $M_2C$  apresentou um comportamento dúctil, pois foi sulcado pelo abrasivo. Por outro lado, o carboneto do tipo MC demonstrou um comportamento frágil, pois foi fraturado durante o ensaio (Figura 43).

Em seguida são apresentados evidências dos comportamentos descritos acima.



**Figura 43 - Imagem da superfície do pino. Ensaio com lixa # 600 e Ha/H = 2,8.  
Nota-se sulcamento do carboneto M<sub>2</sub>C e fratura do carboneto MC.**

As evidências seguintes, apresentadas na Figura 44, deixam claro que, após a fratura do carboneto MC esta fase é destacada do material e em seguida há deposição de material da matriz nos espaços deixados pelo MC.

A Figura 44 ilustra com maior detalhe a região com ocorrência de deposição de matriz destacada na Figura 43.

A análise EDS apresentada na Tabela 10 indica a região C mostrada na Figura 44 é um carboneto do tipo MC, pois contém alto percentual de vanádio. Nota-se também que na região A encontrou-se baixos percentuais de elementos de liga, indicando que nesta região há material de matriz que foi depositado no baixo relevo produzido pelo destacamento do carboneto MC.



Figura 44 - Imagem de um carboneto do tipo MC fraturado durante o ensaio. Ensaio com lixa de #600 e  $H_a/H = 2,8$ . A) material da matriz depositado em espaço deixado pelo carboneto MC fraturado; B) sulco na matriz; C) carboneto tipo MC fraturado.

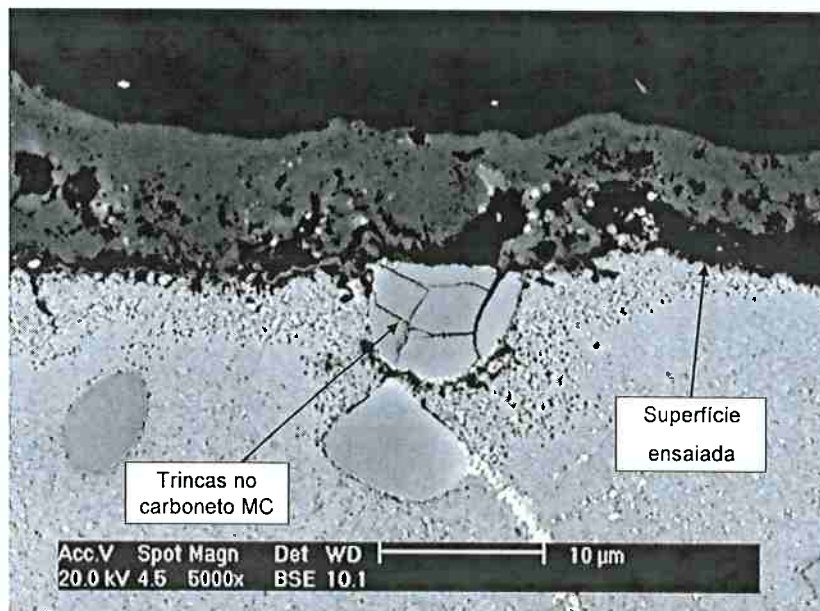
Tabela 10 – Percentual em massa dos elementos encontrados nas regiões A e C apresentadas na Figura 44.

Elemento	Massa % (Região A)	Massa % (Região C)
C	0,82	1,75
O	1,37	7,89
Al	0,71	0,05
Si	0,87	1,30
Mo	1,47	3,13
V	3,22	77,33
Cr	3,94	2,68
Mn	0,77	0,00
Fe	86,83	6,86

Adicionalmente, uma análise feita na secção transversal à superfície de ensaio corrobora as evidências apresentadas acima.

Na Figura 45, mostra-se uma imagem da secção transversal do pino ensaiado com lixa # 80 e  $H_a/H = 3,6$ . Observa-se trincamento sub-superficial no carboneto MC.

Na Figura 46, ilustra-se uma outra região do mesmo pino. Além da ocorrência de trincamento sub-superficial no MC, nota-se uma região onde houve destacamento deste carboneto. Nota-se também na Figura 46 que carboneto  $M_2C$  não é uma fase maciça com o MC. Provavelmente, por isso não apresentou o mesmo tipo de comportamento.



**Figura 45 - Fratura do carboneto do tipo MC. Secção transversal do pino. Ensaio com lixa #80 e  $H_a/H = 3,6$ . Análise com elétrons retroespalhados.**

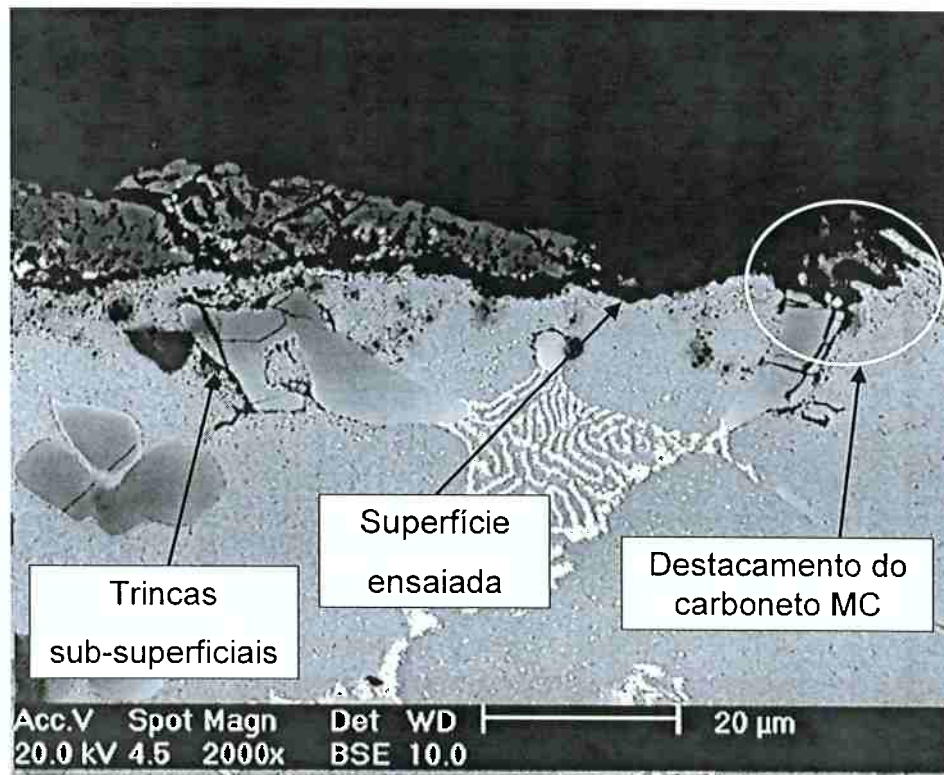
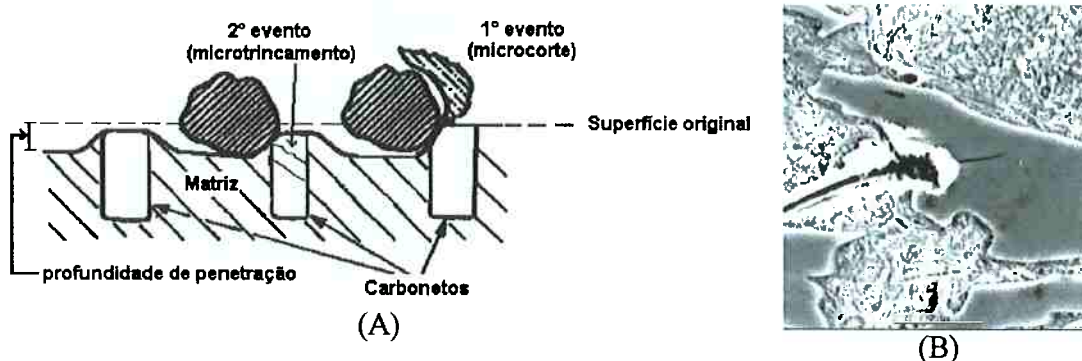


Figura 46 - Destacamento do carboneto do tipo MC. Secção transversal do pino. Ensaio com lixa #80 e Ha/H = 3,6. Análise com elétrons retroespalhados.

O comportamento apresentado pelo MC também foi verificado por ZUM GAHR (1980) e KULIK e colaboradores (1989), ou seja, estes pesquisadores observaram trincamento seguido de destacamento de carbonetos maciços. Em ambos os trabalhos estudaram-se desgaste abrasivo a dois corpos no regime severo de desgaste em materiais contendo matriz e carbonetos primários e/ou carboneto eutéticos massivos.

Provavelmente, o mecanismo responsável pelo trincamento do MC é o mesmo que foi sugerido por ALBERTIN e SINATORA (2001). Estes pesquisadores estudaram moagem de quartzo com ferro fundido branco de alto cromo martensítico e apresentaram o modelo ilustrado na Figura 47. O modelo indica que, primeiramente a

matriz sofre microcorte e, em decorrência disto, em um segundo momento por falta de sustentação da matriz o carboneto é trincado.



**Figura 47 - (A) Ilustração esquemática da sucessão de eventos que resultam no microtrincamento do carboneto  $M_7C_3$  em ensaio de moagem. (B) Ferro fundido branco de alto cromo riscado por um grão de quartzo (ALBERTIN; SINATORA, 2001).**

#### 4.5.2 Regime moderado

Na Figura 48 é apresentada uma imagem da superfície do pino após ensaio com lixa de vidro # 80 e  $H_a/H = 1,0$ . Nota-se que morfologia dos sulcos é um pouco diferente daquela apresentada no regime severo. Não se nota grandes regiões de material deformado plasticamente em direção à borda do sulco.

Na Figura 49 apresenta-se uma imagem da superfície da lixa de vidro # 80 após ensaio na condição  $H_a/H = 1,0$ . Nota-se que o material depositado na lixa apresenta-se na forma de placas, diferentemente do que foi apresentado no regime severo onde encontrou-se cavacos.

As características apresentadas indicam que nas condições de ensaio com menor severidade ( $H_a/H \leq 1$ ) o mecanismo predominante foi o microsulcamento.

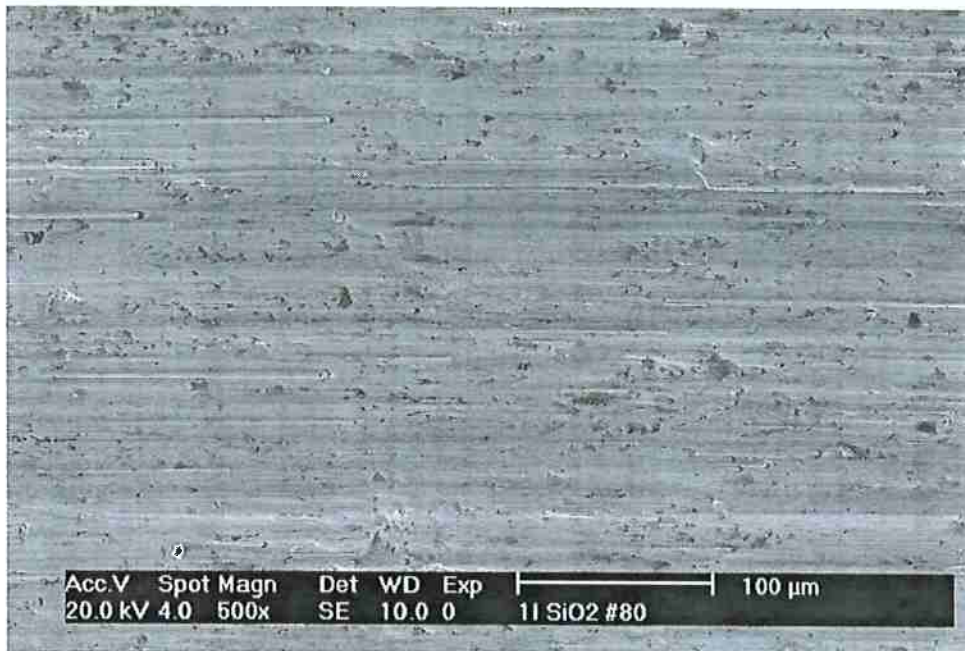


Figura 48 - Imagem dos sulcos encontrados na superfície do pino. Ensaio com lixa #80 e  $H_a/H = 1,0$ .

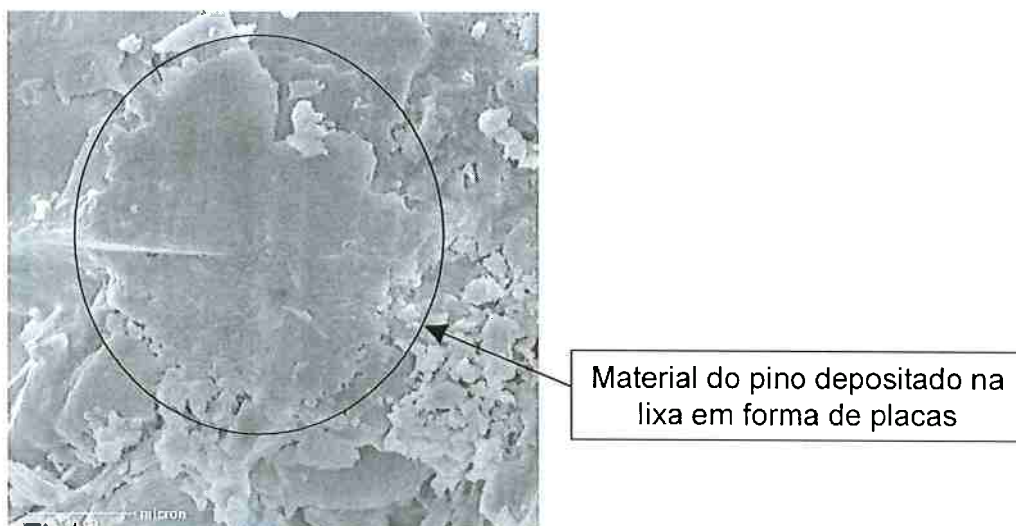
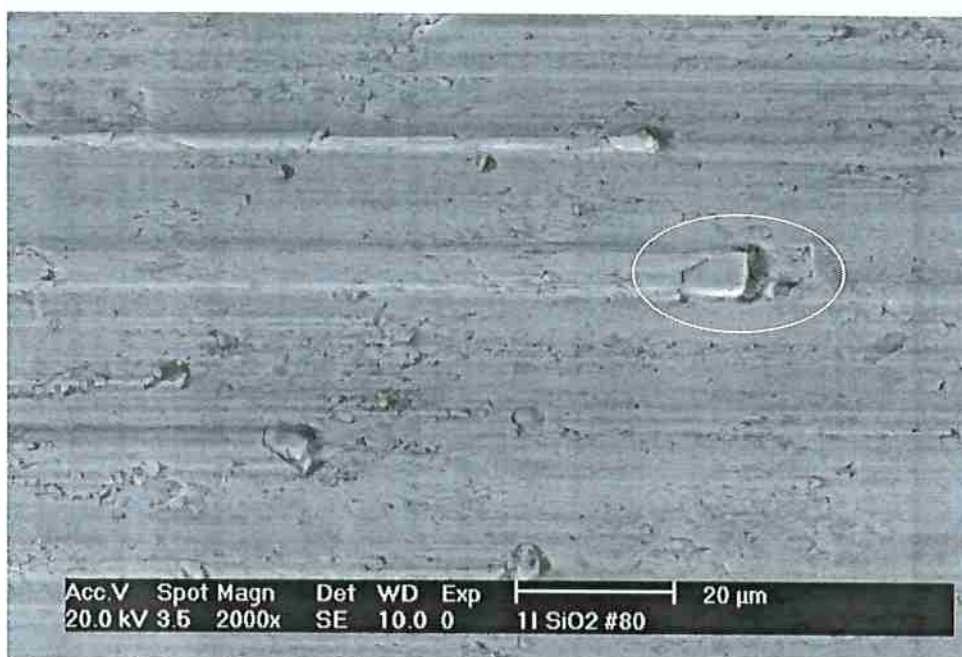


Figura 49 - Imagem de material depositado na lixa. Ensaio com lixa #80 e  $H_a/H = 0,8$ .



Na Figura 50 apresenta-se uma imagem da superfície da lixa de vidro # 80 após ensaio na condição  $Ha/H = 1$ . A região marcada na figura ilustra o comportamento do carboneto MC. Nota-se que o há um afloramento deste à medida que a matriz é desgastada.



**Figura 50- Afloramento à superfície do carboneto tipo MC. Ensaio com lixa #80 e  $Ha/H = 1,0$ .**

Na Tabela 11 são apresentados os dados de percentual em massa dos elementos químicos encontrados na região marcada na Figura 50. Nota-se há uma grande quantidade de vanádio, indicando que de fato há um carboneto MC na região destacada.

**Tabela 11 - Percentual em massa dos elementos encontrados na região marcada na Figura 50.**

Elem	Massa %
C	1,67
O	7,33
Al	0,03
Si	1,77
Mo	3,45
V	75,3
Cr	2,22
Fe	5,87

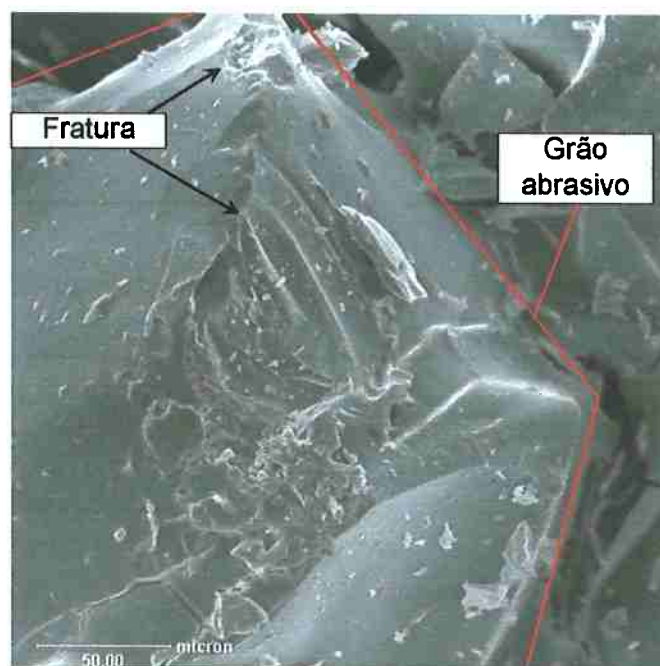
Na Figura 51 mostra-se uma imagem da superfície do pino após ensaio com lixa # 80 e  $Ha/H = 1$ . Nota-se que há um vazio na região destacada. Esta evidência indica que, em um segundo momento, em decorrência da falta de sustentação por parte da matriz o MC é destacado do material.



**Figura 51 - Destacamento do carboneto tipo MC. Ensaio com lixa #80 e  $Ha/H = 1,0$ .**

A literatura faz poucas referências quanto ao estudo de desgaste no regime de desgaste moderado, por isso encontrou-se dificuldade em comparar o comportamento observado pelo MC. Entretanto, ZUM-GAHR (1980) apresentou resultados semelhantes para ensaios de desgaste a três corpos em ferros fundidos branco contendo carbonetos primários e/ou eutéticos maciços usando granalha como abrasivo. Naquele trabalho notou-se destacamento de carbonetos maciços durante os ensaios.

A análise das superfícies das lixas #80 ilustrou a ocorrência de fratura no abrasivo. Este tipo de comportamento foi observado com maior frequência na condição de ensaio com relação  $H_a/H = 0,8$  (Figura 52).



**Figura 52 – Imagem de fratura ocorrida no grão da lixa de vidro. Ensaio com lixa #80 e  $H_a/H = 0,8$ .**

Na Tabela 12 apresenta-se de forma qualitativa um resumo das análises das superfícies dos pinos e das lixas. Os resultados foram divididos em termos de tipo de mecanismos observado: degradação; remoção de material; e consumo de energia. Sendo que, os dois primeiros mecanismos estão relacionados com o fenômeno de desgaste, e o último, ligado ao atrito.

Ao observar as informações desta tabela, é importante lembrar que na verdade o mecanismo descrito na tabela é predominante para a respectiva condição de ensaio, mas não necessariamente o único, pois dificilmente há ocorrência de apenas um tipo de mecanismo na prática, conforme destacado por KATO e HOKKIRIGAWA (1985).

**Tabela 12 – Resumo dos resultados da análise das superfícies após o ensaio.**

Abrasivo	Severidade do ensaio →			
	Vidro (regime moderado)		Alumina (regime severo)	
Relação de dureza	Ha/H = 0,8	Ha/H = 1	Ha/H = 2,8	Ha/H = 3,6
<b>Mecanismos de degradação</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Encruamento (matriz)</li> <li>• Descolamento do M<sub>2</sub>C</li> </ul>		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Deformação plástica (matriz e M<sub>2</sub>C)</li> <li>• Trincamento (MC)</li> </ul>	
<b>Mecanismos de remoção de material</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Debris em forma de placas</li> <li>• Arrancamento (MC)</li> </ul>		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Corte (matriz e M<sub>2</sub>C)</li> <li>• Arrancamento (MC)</li> </ul>	
<b>Mecanismos de consumo de energia (atrito)</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Deformação elástica (matriz, carbonetos e abrasivos)</li> <li>• Adesão (carboneto-abrasivo e matriz-abrasivo)</li> <li>• Trincamento do abrasivo</li> <li>• Deformação plástica (matriz)</li> <li>• Arrancamento (MC)</li> </ul>		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Deformação elástica (matriz, carbonetos e abrasivos)</li> <li>• Adesão (carboneto-abrasivo e matriz-abrasivo)</li> <li>• Trincamento do carboneto</li> <li>• Deformação plástica (matriz e M<sub>2</sub>C)</li> <li>• Arrancamento (MC)</li> <li>• Corte (matriz e M<sub>2</sub>C)</li> </ul>	

## 5 Discussões

### 5.1 *Desgaste*

Verificou-se que com o aumento do tamanho do abrasivo obtiveram-se maiores valores de taxa de desgaste. Estes resultados são coerentes com a literatura, embora seja possível encontrar diferentes explicações para eles, conforme será apresentado abaixo.

Uma delas está relacionada com o aumento da força específica transmitida ao grão e, conseqüentemente, aumento do grau de penetração do grão, decorrente do aumento do tamanho dos grãos. Isto ocorre porque com aumento do grão diminui a densidade de grãos na lixa e, portanto, diminui-se o número total de grãos que irão suportar o carregamento (GÅHLIN; JACOBSON, 1999).

Um outro raciocínio é defendido por SIN e colaboradores (1979). Estes pesquisadores apresentaram resultados indicando que grãos menores são naturalmente mais rombudos. Ou seja, grãos menores apresentam ângulos de ataque não são favoráveis a ocorrência de corte comparado aos dos grãos maiores.

Encontram-se na literatura indicações de que as taxas de desgaste são influenciadas pelo tamanho das regiões deformadas pelos grãos abrasivos, uma vez que para o mesmo material, a tensão de escoamento num pequeno volume é maior que em um volume maior (HUTCHINGS, 1992; GAHLIN; JACOBSON, 1999).

O raciocínio exposto acima encontra apoio em estudos de microdureza instrumentada de PINTAÚDE e colaboradores, 2001. Os pesquisadores apresentaram resultados que mostram que o valor medido de dureza aumenta com a diminuição da carga aplicada.

Há ainda um quarto fator que pode contribuir para que lixas de menor granulometria apresentem maior efetividade na remoção de material. Este fator é denominado na literatura como “clogging”. Trata-se do acúmulo de resíduos de desgaste entre os grãos abrasivos da lixa. Sendo que lixas com granulometria menor têm maior tendência a apresentar “clogging” visto que apresentam maior densidade de grãos, ou seja, menor distância entre grãos (AVIENT e colaboradores, 1960).

Neste trabalho, acredita-se que os resultados obtidos de influência do tamanho do grão obtidos não são devidos a um fenômeno descrito acima isoladamente, mas sim à interação entre eles.

No regime de desgaste severo o tamanho do abrasivo não influenciou os resultados de resistência ao desgaste relativa. Os mesmos resultados foram alcançados por RICHARDSON (1968) e PINTAÚDE (2002). Notou-se, neste trabalho, que neste regime o principal mecanismo de remoção de material é o corte. Provavelmente, o tamanho do abrasivo não influenciou os resultados de resistência ao desgaste relativa devido à grande diferença de dureza entre o abrasivo e o material que, independentemente do tamanho do abrasivo, garantiu um grau de penetração para a ocorrência de corte.

De forma semelhante, no regime de desgaste severo, a dureza da matriz pouco afetou a resistência ao desgaste. E, novamente, os grandes valores de  $H_a/H$  devem ser o responsável por este resultado.

Realizando ensaios no regime de desgaste moderado RICHARDSON (1968) e PINTAÚDE (2002) obtiveram resultados que mostram que há diferença nos valores de resistência ao desgaste relativa com a variação do tamanho de grão. Neste trabalho este resultado foi encontrado para condição  $H_a/H = 1$  e não para  $H_a/H = 0,8$ .

Os mecanismos de dano verificados neste trabalho sugerem que o mecanismo de remoção de material no regime de desgaste moderado é fadiga de baixo ciclo e está relacionado com o nível de deformação plástica da matriz. Ou seja, quanto maior o nível de deformação da matriz mais próximo da tensão de ruptura do material e, portanto, menor o número de ciclos necessários para causar remoção de material. Para as condições de ensaio com  $H_a/H = 1$  atribui-se o efeito do tamanho do abrasivo nos valores de resistência ao desgaste relativa ao maior grau de deformação da matriz por ciclo de solicitação quando ensaiada contra grãos maiores.

O raciocínio exposto acima encontra apoio nos resultados obtidos por SANTOS (2005) que realizou ensaios em condições semelhantes (regime moderado de desgaste -  $H_a/H = 1$ ) em aços e ferros fundidos e observou por meio de medições de dureza que os ensaios realizados com lixa # 80 promoveram maior deformação comparado aos realizados com lixa # 220.

Para o caso dos ensaios no regime moderado de desgaste  $H_a/H = 0,8$  onde a dureza da matriz é maior do que a do abrasivo acredita-se que a matriz foi capaz de melhor sustentar os carbonetos e, com isso, promover mais frequentemente fratura do abrasivo da lixa #80 em detrimento do arrancamento do MC. Com isso a resistência à abrasão relativa encontrada para lixa # 80 foi semelhante àquela obtida para a lixa # 220. Ou seja, a remoção de material no ensaio com lixa # 80 foi limitada devido à ocorrência de fratura nos grãos abrasivos. Acredita-se que na lixa # 220 este tipo de comportamento observado foi limitado devido ao menor grau de carregamento específico do grão nesta condição.

## **5.2 Atrito**

Os resultados de força de atrito foram dependentes do tamanho do abrasivo apenas no regime de desgaste severo. Resultados semelhantes foram encontrados por GODDARD; WILMAN (1962) e PINTAÚDE (2002).

Estes pesquisadores associaram este comportamento ao fato de que o material sofre maior deformação plástica na condição de ensaio com lixa mais grossa.

Com relação ao regime de desgaste moderado, PINTAÚDE (2002) destaca que provavelmente a força de adesão seja preponderante no valor de força de atrito total, pois neste caso o grau de penetração do material é baixo.

SANTOS (2005), a partir de ensaios realizados em aços e ferros fundidos com as mesmas condições de ensaio apresentadas neste trabalho, mostrou que a lubrificação



teve influência nos valores de coeficiente de atrito apenas no regime de desgaste moderado. Este resultado indica que de fato no regime de desgaste moderado a componente da força de atrito devido à adesão tem uma contribuição relevante no valor total da força de atrito.

Estes resultados são ainda corroborados pelos apresentados por SIN e colaboradores (1979), que mostram que à medida que se aumenta o grau de penetração e, portanto, caminha-se do regime de desgaste moderado para o severo observa-se maior participação da componente da força de adesão na força total de atrito.

O aumento da dureza da matriz ocasionou diminuição dos valores de coeficiente de atrito em ambos os regimes de desgaste. Sendo que, a exemplo do tamanho de grão, a variação da dureza da matriz também apresentou maior influência nos valores de coeficiente de atrito no regime de desgaste severo.

O efeito da dureza da matriz na força de atrito encontra justificativa semelhante à apresentada para o efeito do tamanho do abrasivo, pois em termos do nível de penetração, estas duas variáveis têm o mesmo efeito. Ou seja, aumentar a dureza da matriz ou aumentar a granulometria da lixa leva a diminuição no grau de penetração.

## 6 Conclusões

### Sobre o desgaste no regime severo:

- A variação do tamanho do abrasivo não refletiu em variação dos valores de resistência ao desgaste relativa.
- Aumento da dureza da matriz da ordem de 30 % resulta em aumentos de cerca de 50 % nos valores de resistência ao desgaste relativa.

Estes resultados são semelhantes aos obtidos por PINTAÚDE (2002) e, portanto, permitem estender as conclusões do pesquisador para materiais com segunda fase dura.

### Sobre o desgaste no regime moderado:

- O ferro fundido branco multi componente não se comportou de forma similar ao apresentado por PINTAÚDE (2002). Isto porque na condição  $H_a/H = 0,8$  o aumento do tamanho do abrasivo não resultou em diminuição significativa nos valores de resistência ao desgaste relativo.
- Um aumento da dureza da matriz da ordem de 30 % (de  $H_a/H = 1$  para  $H_a/H = 0,8$ ) resulta em aumento de 250 % para ensaios com abrasivos # 220 e 1700 % para abrasivos com # 80 nos valores de resistência ao desgaste relativa.

Estes resultados mostram que para o regime moderado a variação do tamanho do grão depende do nível de dureza da matriz reproduzindo os resultados de PINTAÚDE (2002) apenas para  $H_a/H = 1$ . Portanto, não foi possível generalizar o observado naquele trabalho.

**Sobre o coeficiente de atrito:**

- O tamanho do abrasivo influenciou os valores de coeficiente de atrito apenas no regime de desgaste severo.
- A elevação da dureza da matriz resulta em redução do coeficiente de atrito. E esta influência é mais expressiva no regime de desgaste severo.

Estes resultados permitem estender as conclusões de PINTAÚDE (2002) para materiais com segunda fase dura.

## **ANEXO A – Revisão bibliográfica sobre abrasão em Materiais Frágeis**

A expressão fragilidade se refere à susceptibilidade do material em sofrer fratura, sendo que é considerado mais frágil aquele material que tem maior susceptibilidade à fratura. A fragilidade dos materiais tem relação com outras propriedades: dureza (H) e tenacidade à fratura ( $K_{Ic}$ ). (LAWN; MARSHALL, 1979)

Mesmo em materiais com valores de tenacidade à fratura bastante baixos, como por exemplo as cerâmicas, em determinadas condições há ocorrência de deformação plástica durante o desgaste abrasivo. Nestes materiais, os mecanismos de abrasão controlados por deformação plástica estão associados com baixos valores de taxa de desgaste (regime moderado), enquanto que mecanismos controlados por fratura frágil estão associados a altas taxas de desgaste (regime severo) (MOORE; KING, 1980).

No regime severo de desgaste, o mecanismo controlado por fratura frágil é denominado microtrincamento. Este mecanismo consiste na formação e propagação de trincas durante o contato do abrasivo com o material. A Figura 53 ilustra os tipos de trincas formadas no processo de indentação com penetrador esférico.

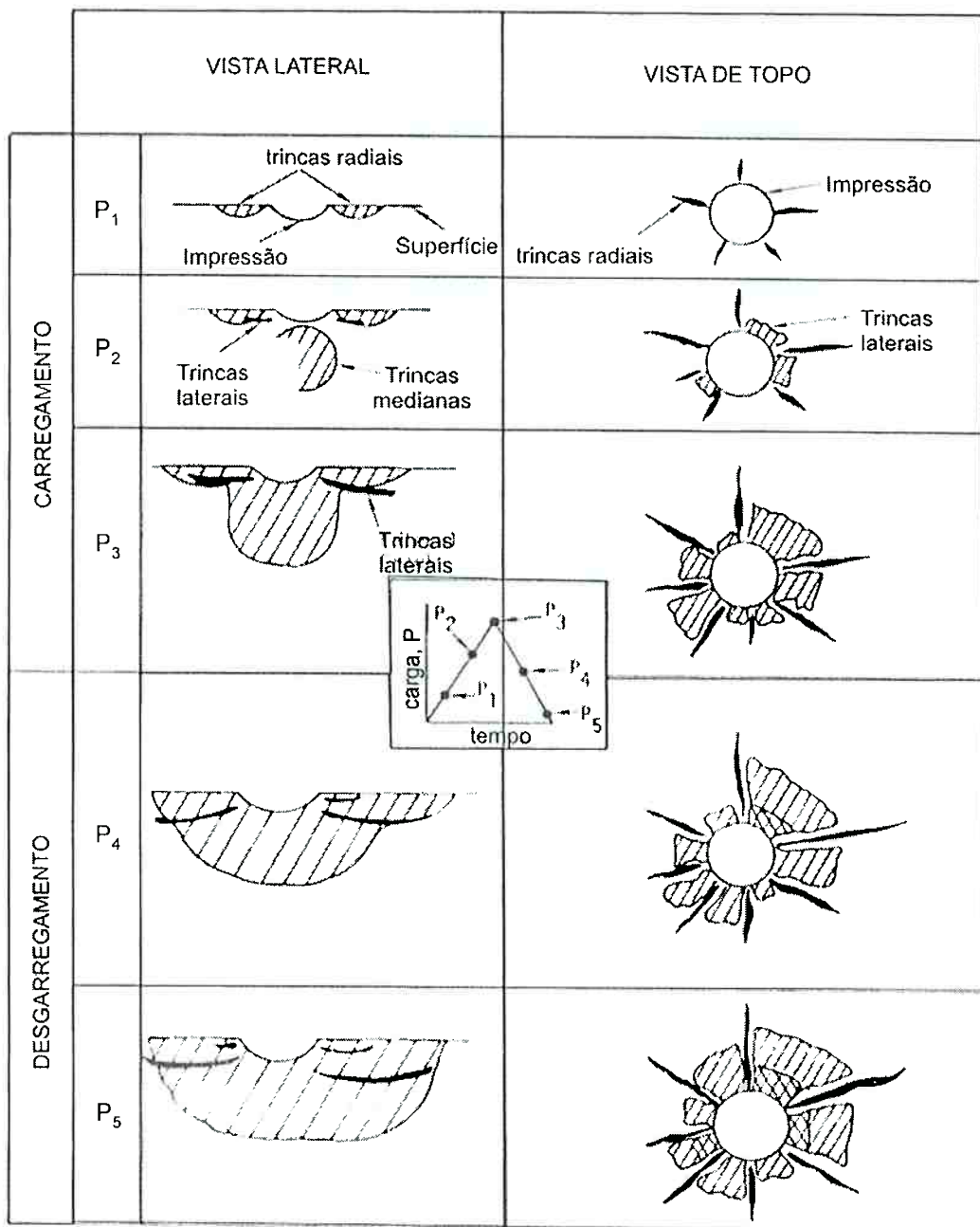
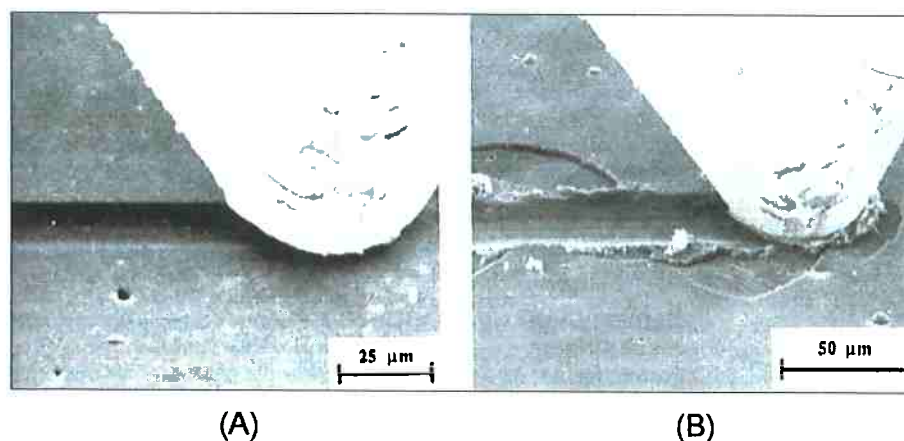


Figura 53 – Desenho esquemático da seqüência de formação e crescimento de trincas durante eventos de carregamento e descarregamento (EVANS; WILSHAN, 1976).

Conforme ilustrado na Figura 54 o nível de carregamento pode determinar a transição a partir da qual o mecanismo de microtrincamento predomina. O nível de carregamento que determina esta transição tem relação com a tenacidade à fratura ( $K_{Ic}$ ) e a dureza do material desgastado ( $H$ ) (LAWN; MARSHALL, 1979; JACOBSSON e colaboradores, 1992).

Embora em muitos casos práticos a morfologia dos abrasivos não seja esférica, conforme apresentado na Figura 53, também há ocorrência de trincas laterais (Figura 54). A propagação deste tipo de trinca é o principal responsável pela perda de massa no mecanismo de microtrincamento (HUTCHINGS, 1992; EVANS; WILSHAW, 1976).



**Figura 54 - Efeito da força aplicada no mecanismo de abrasão: (A)  $P < P_{crit}$  e (B)  $P > P_{crit}$ . Observa-se em (B) a formação de trincas laterais associadas à deformação plástica (JACOBSSON e colaboradores, 1992).**

É possível estabelecer um ponto ótimo na relação dureza e tenacidade à fratura do material na resistência à abrasão (Figura 55). Esta relação ocorre de forma que, aumentar a tenacidade do material significa favorecer a ocorrência de mecanismos de remoção de material controlados por deformação plástica (microsulcamento) e a

diminuição desta propriedade favorece a ocorrência de mecanismo controlado por fratura frágil (microtrincamento).

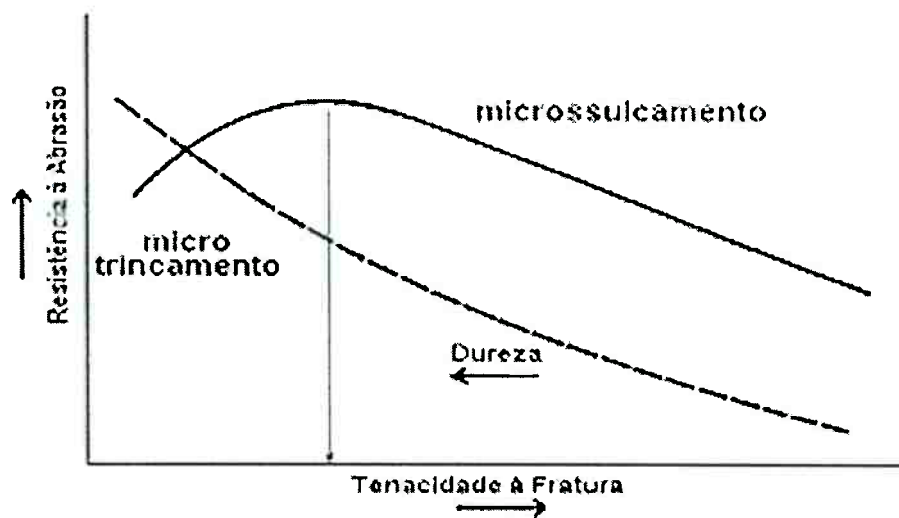


Figura 55 - Efeito da tenacidade à fratura na resistência ao desgaste abrasivo.

— Resistência à abrasão; -----Dureza. (ZUM GAHR, 1978)

Além da tenacidade à fratura, da dureza dos materiais e do carregamento, também o tamanho do abrasivo influencia a transição entre o mecanismo microsulcamento e o microtrincamento.

Conforme ilustrado na Figura 56, o mecanismo controlado por fratura frágil é favorecido por abrasivos de menor raio.

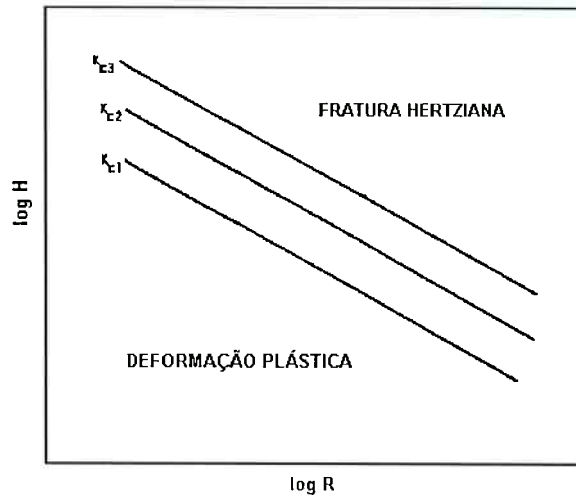


Figura 56 - Variação do comportamento mecânico de um material de dureza  $H$  em contato com um penetrador esférico de raio  $R$ , segundo modelo proposto por EVANS; WILSHAW (1976).  $K_c$ : valores de tenacidade à fratura, sendo  $K_{c3} > K_{c2} > K_{c1}$ .

Para valores altos de relação  $H_A/H$  os valores de perda de massa associados ao mecanismo controlado por fratura frágil são da ordem de 10 vezes maiores do que aqueles associados aos mecanismos de deformação plástica (Figura 57). Além disso, nota-se que a faixa de valores de taxas de desgaste abrasivo para as cerâmicas é significativamente mais ampla do que aquela referente aos metais. Nota-se ainda que a variação da taxa de desgaste relativa em função da relação  $H_A/H$  das cerâmicas é significativamente maior que a dos metais.



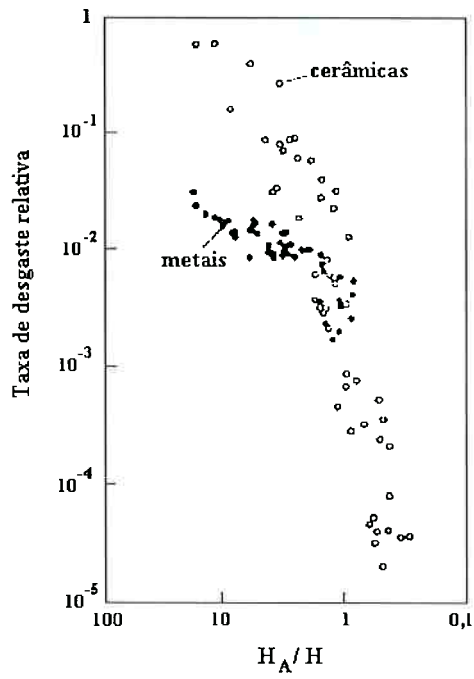


Figura 57 - Variação da taxa de desgaste relativa em ensaios pino contra lixa com a razão  $H_A/H$  (MOORE; KING, 1980).

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBERTIN, E.; SINATORA, A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill, **Wear**, v. 250, p. 492-501, 2001.

ASM HANDBOOK: **friction, lubrication and wear technology**,. v. 18, p.710-724, 1992.

ASTM - American Standard for Testing Materials. G40-01 - **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. Annual Book of Standards Volume 03.02: Wear and Erosion; Metal Corrosion. Philadelphia, USA, 2001.

AVERY, H. S. Work hardening in relation to abrasion resistance, In: Materials for the Mining Industry, Vail, Colorado, 1974. **Proceedings**. Barr, R. Q., ed. Climax Molybdenum, pp. 43–77.

AVIENT, B. W. E.; GODDARD, J.; WILMAN, H. An experimental of friction and wear during abrasion of metals, **Proc. R. Soc. (London)**, Ser. A, 258, pp. 159-179, 1960.

BLAU, P. J. The significance and use of the friction coefficient, **Tribology International**, 34, 585-591, 2001

BOCCALINI JR., M.; C.L. SERANTONI, A. SINATORA., Y. MATSUBARA, in **Proceedings** of PROCEEDINGS OF THE SCIENCE OF CASTING AND

SOLIDIFICATION, Brasov, May 2001, edited by D.M. Stefanescu (Lux Libris, Brasov, 2001) 393.

BOCCALINI, JR. M.; SINATORA, A. Microstructure and wear resistance of high speed steel for rolling mill roll, in **Proceedings** of International Trolling Conference, Sweden, 2002, p. 426-437.

BOZZI, A. C.; DE MELLO, J.D.B. Wear resistance and wear mechanisms of WC-12%Co thermal sprayed coatings in three-body abrasion, **Wear**, v. 233-235, p. 575-87, 1999.

BOZZI, A. C.; SANTANA, S. A.; DE MELLO, J.D.B. Comparação da performance de recobrimentos de WC-12%Co depositados por "spray" térmico e a de ferros fundidos brancos de alto cromo em ensaios de abrasão a três corpos, In: IV Seminário de Desgaste (Desgaste e Proteção), **Anais**, ABM, São Paulo, 1998, p. 1-13.

CAITHNESS, L.; COX, S. X.; EMERY S. Surface behaviour of HSS in hot strip mills, in **Proceedings** of ROLLS 2000 CONFERENCE OF INSTITUTE OF MATERIALS AT BIRMINGHAM, U.K., April, 1999.

DOYLE, E. D.; SAMUELS, L. E., Further development of the model of grinding, in **Proceedings** of. INT. CONF. ON PRODUCTION ENGINEERING, Japan Society of Precision Engeneering, Tokyo, 1974, p. 45.

EVANS, A.G.; WILSHAW, T.R. Quasi-static solid particle damage in brittle solids - I. Observations, analysis and implications, **Acta Metallurgica**, v. 24, p. 939-56, 1976.

FARIAS, M.C.M. **Desgaste por deslizamento de aços inoxidáveis austeníticos**. São Paulo. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1999.

FRANCO, S.D.; SINATORA, A. Determinação da tenacidade à fratura de carbonetos M7C3 usando o método da indentação, XI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Águas de São Pedro, 1994, **Anais**, p. 247-50.

GÅHLIN, R.; JACOBSON, S. The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces, **Wear**, v. 224, p. 118-125, 1999.

HIBBS, M.K.; SINCLAIR, R. Room-temperature deformation mechanisms and the defect structure of tungsten carbide, **Acta Metallurgica**, v. 29, p. 1645-54, 1981.

HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K.; LI, Z.Z. The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels, **Wear**, v. 123, p. 241-51, 1987.

HOMLBERG, K. Reability aspects of tribology, *Tribology International*, **Wear**, vol. 34, 801-808, 2001.

HORNBOGEN, E., Description and wear of materials with heterogeneous and anisotropic microstructure, **Wear**, v. 111, p. 391 – 402, 1986.

HUTCHINGS, I.M. Tribology - **Friction and Wear of Engineering Materials**, London, Edward Arnold, 1992.

JACOBSSON, S.; OLSSON, M.; HEDENQVIST, P.; VINGSBO, O. Scratch Testing, In: ASM Handbook v. 18. **Friction, Lubrication and Wear Technology**, 1992. ASM International, p. 430-7.

JOST, H. P. Tribology - Origin and Future, **Wear**, 136, 1-17, 1990

KALS, H.J.J., Preface, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 103, p. ix, 2000.

KANG, Y. J.; OH, J. C.; LEE, H. C.; LEE, S., Effects of carbon and Chromium Additions on the Wear Resistance and Surface Roughness of Cast High-Speed Steel Rolls, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, pp. 2515-2525, oct. 2001.

KATO, K.; HOKKIRIGAWA, K., Abrasive wear diagram, in **Proceedings of EUROTRIB '85**, Elsevier, Amsterdam, Ecully, sept. 9-12, 1985.

KAYABA, T.; HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K. Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope, **Wear**, v. 110, p. 419-30, 1986.

KERR, E. J., High Speed Steel work roll at Dofasco, **Iron and Steel Maker (USA)**, vol. 27, no. 1, pp. 27-30, Jan. 2000.

KRUSCHOV, M.M. Resistance of metals to wear by abrasion as related to hardness, in **Proceedings** of CONFERENCE ON LUBRICATION AND WEAR, London, Proceedings, Institution of Mechanical Engineering, p. 655-9, 1957.

KULIK, T.; KOSEL, T. H.; XU, Y. Effect of second-phase particle size and edge microfracture on abrasion of model alloys. in **Proceedings** of WOM (1989).

LARSEN-BASSE, J. Abrasion mechanism - delamination to machining, in **Proceedings** of CONFERENCE ON FUNDAMENTALS OF TRIBOLOGY; Massachusetts, 1978.

LARSEN-BASSE, J. Abrasion mechanism - delamination to machining, in **Proceedings** of Conference on Fundamentals of Tribology; Massachusetts, 1978.

LAWN, B. R.; MARSHALL, D.B. Hardness, toughness and brittleness: an indentation analysis, **J. of American Ceramic Soc.**, v. 62, p. 347-350, 1979.

LI, C. S.; LIU. X. H.; WANG G. D.; YANG, G., Experimental investigation on thermal wear of high speed steel rolls in hot strip rolling, **Materials Science and Technology**, v. 18, pp. 1581-1584, dec. 2002.

MATSUBARA, Y.; HASIMOTO, M., Metallurgical aspect of multi-component white cast irons for hot rolling mill roll, in **Proceedings** of 44th MWSP Conference, Vol. XL, 2002

McCOLM, I. J.; **Ceramic hardness**, Plenum Press, New York, 1990.

MOORE, M. A.; KING, F. S. Abrasive wear of brittle solids, **Wear**, v. 60, p. 123-40, 1980.

NORMA DIN 50320: Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste. **Metalurgia & Materiais**, 53, p.619-622, 1997.

PINTAÚDE, G. **Análise dos Regimes Moderado e Severo de Desgaste Abrasivo utilizando Ensaio Instrumentados de Dureza**. São Paulo. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2002.

PINTAÚDE, G., FARIAS, M.C.M., KOHNLEIN, M., TANAKA, D.K., SINATORA, A., Desgaste abrasivo de ferramentas de corte na indústria madeireira - Estudo de caso, CONEM2000 - Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 07 a 11 de agosto de 2000, Natal - RN, **Anais** (CD).

PINTAÚDE, G.; SINATORA, A.; TANAKA, D. K. Effect of indentation size and microhardness calculation on abrasive wear severity. **Scripta Materialia**, v. 44, p. 659-663, 2001.

RICHARDSON, R.C.D. The wear of metals by relatively soft abrasives, **Wear**, v. 11, p. 245-75, 1968.

SANTOS, M. M. **Estudo da influência de lubrificante nos regimes de desgaste abrasivo (moderado e severo) de aços e ferros fundidos**. São Paulo. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2005.

SARE, I.R., ARNOLD, B. K. Gouging abrasion of wear-resistant alloy white cast irons, **Wear**, v.131, p. 15-38, 1989. SIN, H.; SAKA, N.; SUH, N. P. Abrasive wear mechanisms and the grit size effect, **Wear**, v. 55, p. 163-190, 1979.

SILVA, C.R.S. **Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multi-componentes**. São Paulo, 2003. 131p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2003.

SIN, H.; SAKA, N.; SUH, N. P. Abrasive wear mechanisms and the grit size effect, **Wear**, v. 55, p. 163-190, 1979.

SPIKES, H. Tribology Research in the twenty-first century, **Tribology International**, v. 34, p. 789-799, 2001.

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

ZUM GAHR, K. H. Abrasive wear of white cast irons, **Wear**, v. 64, p. 175-194, 1980.



ZUM GAHR, K. H., Modelling of two-body abrasive wear, **Wear**, v. 124, p. 87-103, 1988.