

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPIRITO SANTO  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CÍNTIA NUNES BRAGA REGATTIERI

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE  
ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS  
ALTO CROMO E MOLIBDÊNIO**

VITÓRIA – ES

2006

CÍNTIA NUNES BRAGA REGATTIERI

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE  
ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS  
ALTO CROMO E MOLIBDÊNIO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para a obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Cherlio Scandian.

Co-Orientador: Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello.

Vitória  
Julho / 2006

Dados Internacionais de Catalogação-na-publicação (CIP)  
(Biblioteca Central da Universidade Federal do Espírito Santo, ES, Brasil)

---

R333e Regattieri, Cíntia Nunes Braga, 1975-  
Estudo da resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos  
alto cromo e molibdênio / Cíntia Nunes Braga Regattieri. – 2006.  
98 f. : il.

Orientador: Cherlio Scandian.  
Co-Orientador: José Daniel Biasoli de Mello.  
Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Espírito Santo,  
Centro Tecnológico.

1. Desgaste abrasivo. 2. Ferro fundido. 3. Molibdênio. I. Scandian,  
Cherlio. II. Mello, José Daniel Biasoli de. III. Universidade Federal do  
Espírito Santo. Centro Tecnológico. IV. Título.

CDU: 621

---

“Tu te tornas eternamente responsável por  
aquilo que cativas”

**Antoine de Saint - Exupéry**

## DEDICATÓRIA

*A Deus,  
Aos meus pais José (in memorian) e Solange,  
Ao Eric pelo amor, cumplicidade e paciência  
em todos os momentos,  
A Dona Sylvia,  
Às minhas tias Ângela e Edneth,  
Aos meus amigos.*

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu orientador professor Dr. Cherlio Scandian pela oportunidade, pelos seus ensinamentos e preciosa orientação para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao professor Dr. José Daniel Biasoli de Mello por suas discussões e pela colaboração e incentivo no Laboratório de Tribologia e Materiais durante o desenvolvimento do trabalho.

À CAPES, e à Cia. Siderúrgica de Tubarão, e em especial ao engenheiro Afonso Nasser, pelo apoio financeiro e ao Nishida pelo auxílio indispensável.

Ao Professor Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo pelas sugestões.

Aos meus amigos da UFES: Celina, Luciano, Marcos Paulo e Maria José pela de dedicação e amizade em todos os momentos.

Aos professores do LTM / UFU Alberto Arnaldo Raslan e Rafael Ariza Gonçalves pelas contribuições para a realização deste trabalho.

Às minhas queridas amigas Ângela e Eunice pela amizade, cumplicidade e ajuda para a realização deste trabalho.

Aos amigos do LTM / UFU: Flávio, João Luís, Júlio, Washington pelas sugestões e discussões durante a realização do trabalho experimental. Em especial ao Francisco pela colaboração, companheirismo e discussões em várias etapas deste trabalho.

Aos meus amigos do pensionato, e em especial, a Dona Teresa pela força e dedicação em todos os momentos durante a minha estada no LTM/UFU.

## RESUMO

O desempenho dos Ferros Fundidos Brancos Alto Cromo (FFBAC) no que tange ao desgaste abrasivo numa dada aplicação, é função não somente da microestrutura e propriedades do material, mas, também, de parâmetros do tribosistema. Assim, este trabalho tem como objetivo investigar os efeitos da composição química e do tribosistema sobre a resistência ao desgaste destas ligas contendo até 9% de molibdênio. Foram utilizadas 20 diferentes ligas com uma razão Cr/C igual a 10. Os teores de cromo empregados foram 16, 20 e 24%, em peso, para as hipoeutéticas, 28% para a eutética e 32% para as ligas hipereutéticas. Os teores de molibdênio para cada composição de cromo foram de 0, 3, 6 e 9%. Para avaliação da resistência ao desgaste abrasivo foram utilizados ensaios do tipo pino sobre disco nas configurações a dois e três corpos. Para a configuração a dois corpos, isto é, pino lixa, em geral todas as ligas com matrizes ferrito-perlíticas e ferríticas apresentaram maior taxa de desgaste. Já no que se refere à configuração a 3 corpos, as ligas sem molibdênio apresentaram um aumento na taxa de desgaste com o aumento do teor de cromo. Para as ligas com molibdênio, o comportamento foi semelhante para todas, exceto para as hipereutéticas que apresentaram uma taxa de desgaste maior. Analisaram-se os micromecanismos presentes, sendo que para o teste a dois corpos, isto é, pino/lixa, as superfícies de desgaste das amostras apresentaram o microcorte como micromecanismo predominante. A diferença entre as ligas se deu na intensidade, na profundidade de riscos e nas regiões inter-riscos. As indentações múltiplas e dúcteis perfazem a quase totalidade nas superfícies desgastadas no ensaio a três corpos. A exceção se faz nas ligas hipereutéticas com 6 e 9% em peso de molibdênio onde se verifica a presença do micromecanismo frágil evidenciado pelo trincamento e arrancamento de carbonetos.

## ABSTRACT

The performance of high chromium white cast iron (HCWCI) regarding abrasive wear is a function of both the materials microstructure and properties and the tribosystem parameters. Thus, this work intends to evaluate the effects of chemical composition and tribological conditions on the wear resistance of HCWCI with different molybdenum contents (0, 3, 6 and 9 wt%). Twenty different alloys were studied with a fixed Cr/C ratio of 10. The chromium contents were 16, 20 and 24 wt% for the hypoeutectic, 28 wt% for the eutectic and 32 wt% for the hypereutectic alloys. The abrasive wear resistance were evaluated by pin-on-disk (two-body configuration) and three-body abrasive wear tests. For the two-body configuration, the alloys with ferritic and perlitic matrix showed the highest wear rates. The wear rates of Mo free alloys tested with a in three-body configuration test increased with the chromium content. For the compositions with Mo alloying, the behavior abrasive was almost the same, except for the hypereutectic alloys with higher wear rates. The micro mechanisms involved were analyzed. For the two body tests (pin-on-disc), the worn samples surfaces showed micro cutting as prevailing micro mechanism. Differences between the alloys were detected by differences in both the intensity and depth of grooves and the inter groove region morphology. Multiple ductile indentations covered almost the totality of the worn surfaces in the three-body tests, except for the hypereutectic alloys (6 and 9 % Mo), which presented a brittle micromechanism detected by detachment and cracking of carbides.

## LISTA DE SÍMBOLOS

FFBAC	Ferro Fundido Branco Alto Cromo
$M_s$	Temperatura de início de formação da martensita
FVC	Fração Volumétrica de Carbonetos
AFS	American Foundry Society
Ha	Dureza do abrasivo
Hm	Dureza da matriz
EDM	Electrical Discharge Machining
Ton	Tempo ativo de descarga
Toff	Tempo inativo de descarga
$\Delta U$	Taxa de desgaste
$\Delta m$	Perda de massa
A	Área da superfície desgastada
t	Tempo de duração do ensaio abrasivo
LMF	Laboratório de Metalurgia Física
CST	Companhia Siderúrgica de Tubarão
LTM	Laboratório de Tribologia e Materiais

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Posição das ligas empregadas neste trabalho, em relação à superfície do líquido para o canto rico em ferro segundo Jackson (1970) e Thorpe e Chicco (1985) [Resende et alii, 1991]. **06**

Figura 2.2 – Relação entre a razão Cr/C, o teor de molibdênio e a microestrutura, para o estado bruto de fusão-moldagem em areia em corpos de provas cilíndricos de 25 mm de diâmetro [Maratray, 1970; Tabrett, 1996]. **09**

Figura 2.3 – Micrografias obtidas através de microscopia óptica das ligas com 16 e 20 % em peso de cromo e teores de molibdênio variando entre 0 e 6%, em peso (ataque químico reagente Murakami modificado) [Carvalho, 2005]. **12**

Figura 2.4 - Micrografias ópticas das ligas com 28 %Cr e teores iguais a 0, 3, 6 e 9% Mo (ataque químico reagente Murakami modificado) [Carvalho, 2005]. **14**

Figura 2.5 – Micrografias através de microscopia óptica das ligas com 32 %Cr, e teores iguais a 0, 3, 6 e 9% Mo (ataque químico reagente Murakami modificado) [Carvalho, 2005]. **15**

Figura 2.6 - Diagrama da distribuição das fases em função da quantidade de cromo e molibdênio [Carvalho, 2005]. **16**

Figura 2.7 - Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais no ensaio pino sobre disco com uma função da dureza [Zum Gahr, 1980]. **18**

Figura 2.8 - Resistência ao desgaste abrasivo *versus* dureza por ZUM GAHR em 1980. **19**

Figura 2.9 – Perda volumétrica por desgaste abrasivo (ensaio roda de borracha) e dureza de ferros como uma função do volume de carbonetos massivos: a) Matriz predominantemente austenítica; b) Matriz predominantemente martensítica [Zum Gahr e Eldis, 1980]. **21**

Figura 2.10 - Perda volumétrica por desgaste abrasivo (ensaio pino sobre disco em 150 mesh de granada e 180 mesh de SiC) de Ferros como função do volume de carbonetos massivos: a) Matriz predominantemente austenítica; b) Matriz predominantemente martensítica [Zum Gahr e Eldis, 1980]. **22**

Figura 2.11 – Influência da percentagem volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste [Santana e de Mello, 1993]. **29**

Figura 2.12 a) Efeito da FVC na taxa de desgaste b) Efeito da dureza na taxa de desgaste [Dogan et alii, 1997]. **31**

Figura 2.13 - Efeito da percentagem de carbonetos na taxa de desgaste. Ensaios de moagem em moinhos de bolas com hematita, rochas fosfáticas e quartzo [Albertin e Sinatora, 2001]. **36**

Figura 2.14 – Perda volumétrica das amostras como função do tempo de ensaio [Liu et alii, 2001]. **38**

Figura 3.1 – (a) Molde utilizado para fabricação dos blocos; (b) Peça bruta de Fundição com os canais e massalotes [Carvalho, 2005]. **41**

Figura 3.2 – Comparativo entre a composição química analisada e requerida das ligas [Carvalho, 2005].	<b>42</b>
Figura 3.3 - Dureza dos FFAC [Carvalho, 2005].	<b>44</b>
Figura 3.4 – Disposição das amostras nas seções. a) 4 amostras para o ensaio abrasivo a três corpos; b) 2 amostras par o ensaio abrasivo a três corpos e 6 amostras para o ensaio abrasivo a dois corpos.	<b>45</b>
Figura 3.5 - Foto da máquina de serra circular a base de CBN com a exposição dos cortes transversais no bloco fundido.	<b>46</b>
Figura 3.6 - Desenho esquemático da retirada das seções transversais.	<b>47</b>
Figura 3.7 - Equipamento EDM por penetração-Engemac 440 NC no Laboratório de Tribologia e Materiais – Uberlândia [Arantes, 2001].	<b>51</b>
Figura 3.8. a) Vista geral do abrasômetro; b) Vista superior em detalhe; c) Componentes: Dispositivo de aplicação de carga e porta - amostras.	<b>54</b>
Figura 3.9 - Representação esquemática do abrasômetro múltiplo por SILVA em 1999.	<b>59</b>
Figura 4.1 - Micrografia das ligas hipoeutéticas atacadas com reagente Kalling's: (a) 16Cr-0Mo, (b) 24Cr-3Mo, (c) 16Cr-6Mo, (d) 16Cr-9Mo.	<b>64</b>
Figura 4.2 - Caracterização dos grãos abrasivos ( $\text{SiO}_2$ ) novos no LTM.	<b>66</b>
Figura 4.3 – Distribuição granulométrica dos grãos de $\text{SiO}_2$ novos.	<b>67</b>

- Figura 4.4 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo no desgaste abrasivo a três corpos em todo o espectro de amostras. **68**
- Figura 4.5 - Influência dos elementos de liga no comportamento abrasivo do ferro fundido branco alto cromo. **69**
- Figura 4.6 - Influência do molibdênio no comportamento abrasivo a três corpos (o desvio estatístico é pequeno e as barras que o representa estão contidas no símbolo). **71**
- Figura 4.7 – Influência da fração volumétrica de  $M_7C_3$  na taxa de desgaste. **72**
- Figura 4.8 – Influência da fração volumétrica de  $M_6C$  na taxa de desgaste. **73**
- Figura 4.9 - Gráfico de dureza *versus* taxa de desgaste: Abrasão a três corpos. **75**
- Figura 4.10 - Aspectos típicos do desgaste presente na região de baixa severidade (região A) MEV. Esta micrografia pertence à liga 16% de cromo e 0% de molibdênio característica desta região: (a) - Região com ampliação de 500 vezes; (b) - Região com ampliação de 2000 vezes. **76**
- Figura 4.11 - Aspectos típicos de desgaste presente na região de alta severidade (região B). MEV: (a) Região com ampliação de 500 vezes; (b) – Detalhe do trincamento de carbonetos (TC) na mesma região C com ampliação de 2000 vezes. **77**
- Figura 4.12 - Caracterização dos grãos abrasivos novos do ensaio pino sobre disco. **79**
- Figura 4.13 - Distribuição granulométrica dos grãos de SiC novos. **80**

- Figura 4.14 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo de ensaio. **81**
- Figura 4.15 - Influência dos elementos de liga no comportamento abrasivo a dois corpos dos ferros fundido brancos alto cromo. **82**
- Figura 4.16 - Influência do molibdênio no comportamento abrasivo a dois corpos. **84**
- Figura 4.17 - Influência da fração volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste no ensaio pino sobre disco. **85**
- Figura 4.18 - Relação entre taxa de desgaste e fração volumétrica de carbonetos  $M_6C$  mais matriz. **86**
- Figura 4.19 - Gráfico da dureza *versus* taxa de desgaste no ensaio a dois corpos. **87**
- Figura 4.20 - Aspectos do desgaste na região de baixa severidade (região C). MEV. (a) - Região com ampliação de 100 vezes; (b) - Detalhe com ampliação de 1000 vezes. A letra I denota as interseções entre riscos. **88**
- Figura 4.21 - Aspectos típicos do desgaste presente na região de alta severidade (região D). MEV. a - Região com ampliação de 100 vezes; b - Região com ampliação de 1000 vezes com I e IR para denotar interseções entre riscos e regiões inter-riscos, respectivamente. **90**

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Frações volumétricas dos carbonetos tipo $M_7C_3$ , do eutético $M_6C$ + matriz e da matriz [CARVALHO, 2005].	11
Tabela 3.1 – Composição química nominal das amostras.	43
Tabela 3.2 – Parâmetros empregados nos testes definitivos do processo de eletroerosão.	52
Tabela 3.3 – Parâmetros dos ensaios abrasométricos a três corpos.	55
Tabela 3.4 – Composição química do contra-corpo de ferro fundido usado no ensaio LTM.	56
Tabela 3.5 – Principais características do protótipo: Abrasômetro múltiplo produzido por Franco, 1989.	59
Tabela 3.6 – Parâmetros dos ensaios abrasométricos a dois corpos.	61
Tabela 4.1 – Distribuição da frequência dos diâmetros médios.	67
Tabela 4.2 – Distribuição da frequência dos diâmetros médios.	80

# SUMÁRIO

<b>1-INTRODUÇÃO</b>	<b>01</b>
<b>2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>03</b>
<b>2.1 – Ferro fundido branco alto Cromo</b>	<b>03</b>
2.1.1 – Definição	03
2.1.2 – Aplicação	04
2.1.3 – Desenvolvimento microestrutural	04
2.1.3.1 - Efeito do Molibdênio na microestrutura dos FFBC	08
<b>2.2 - Desgaste abrasivo em FFBC</b>	<b>17</b>
<b>3 – PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS</b>	<b>41</b>
<b>3.1 – Fundição dos blocos</b>	<b>41</b>
<b>3.2 – Composição química</b>	<b>42</b>
<b>3.3 – Propriedades mecânicas: dureza</b>	<b>43</b>
<b>3.4 – Preparação da amostras</b>	<b>45</b>
<b>3.5 – Ensaio abrasivos</b>	<b>53</b>
3.5.1 – Ensaio de abrasão a três corpos: LTM	53
3.5.2 – Ensaio de abrasão a dois corpos (pino sobre disco)	58
<b>3.6 – Análise dos micromecanismos atuantes</b>	<b>62</b>
<b>4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>63</b>
<b>4.1 – Análise microestrutural: presença de porosidades e a homogeneidade das ligas.</b>	<b>63</b>
<b>4.2 – Ensaio abrasivos</b>	<b>65</b>
4.2.1 – Abrasão a três corpos (LTM)	65
4.2.1.1 – Caracterização do abrasivo	65
4.2.1.2 – Determinação do regime permanente	68
4.2.1.3 – Taxa de desgaste no ensaio abrasivo a três corpos	69
4.2.1.4 – Fração volumétrica de carbonetos e taxa de desgaste	71
4.2.1.5 – Análise dos micromecanismos atuantes	74

4.2.2 – Ensaio abrasivo a dois corpos: pino sobre disco	78
4.2.2.1 – Caracterização do abrasivo:	78
4.2.2.2 – Determinação do regime permanente	81
4.2.2.3 – Taxa de desgaste no ensaio abrasivo a dois corpos	83
4.2.2.4 – Fração volumétrica de carbonetos e Taxa de desgaste	84
4.2.2.5 – Análise dos micromecanismos atuantes	87
<b>4.3 – Comparação entre as taxas de desgaste nos ensaios abrasivos a dois e três corpos</b>	<b>91</b>
<b>5–CONCLUSÕES</b>	<b>92</b>
<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>94</b>

# CAPÍTULO I

## 1- INTRODUÇÃO

Tabrett et alii (1996) definiram Ferro fundido branco alto Cromo (FFBAC) como sendo ligas contendo, em geral, de 11 a 30% em peso de cromo e 1,8 a 3,6% em peso de carbono, podendo às vezes conter molibdênio, cobre e manganês como elementos adicionais de liga.

A microestrutura destas ligas assim definidas [MARATRAY, 1970; TABRETT et alii, 1996; DOGAN et alii 1997], consiste tipicamente de carbonetos primários duros e/ou eutéticos em uma matriz de austenita ou produtos de transformação deste microconstituente (austenita).

Os FFBAC são largamente utilizados em componentes industriais onde se requer elevada resistência ao desgaste abrasivo [ZUM GAHR e ELDIS, 1980; SANTANA e DE MELLO, 1993; TABRETT et alii, 1996]. Esta característica não é uma propriedade intrínseca do material, mas sim, do sistema tribológico [ZUM GAHR, 1987].

A adição de elementos de liga fortemente formadores de carbonetos influencia a microestrutura destas ligas (DE MELLO et alii, 1985, TABRETT et alii, 1996). Têm-se ainda outros elementos que alteram certas propriedades que são de interesse em aplicações em desgaste abrasivo de alta severidade, em particular o molibdênio que, além de aumentar a temperabilidade da matriz, suprime a formação da perlita (MARATRAY, 1970).

Esta dissertação está inserida num trabalho de pesquisa maior que é a investigação do comportamento em abrasão a quente dos FFBAC com percentuais importantes de molibdênio, pois a literatura sugere que altos teores (6 a 10%, em peso) a resistência ao desgaste a quente é melhorada.

Carvalho em 2005 analisou a microestrutura destas ligas numa razão Cr/C = 10 e com molibdênio até 9%, em peso. A partir destes resultados, nesta

dissertação, para a avaliação da resistência ao desgaste abrasivo, foram realizados testes de desgaste a dois e a três corpos a temperatura ambiente. Correlações entre o percentual de molibdênio e a taxa de desgaste foram estabelecidas. Foi ainda efetuada uma análise dos micromecanismos atuantes para explicar o comportamento abrasivo desta liga sob a influência do teor de molibdênio. Para análises futuras sugere-se uma análise do desgaste abrasivo a quente.

No próximo capítulo, apresenta-se a revisão bibliográfica sobre os assuntos pertinentes a essa dissertação. Assim, foi realizada uma abordagem sobre o material estudado e o comportamento abrasivo sob diversas situações tribológicas.

No capítulo 3, “Procedimentos experimentais”, apresentam-se os materiais analisados, a preparação das amostras, a metodologia dos ensaios e os equipamentos utilizados nos ensaios abrasivos e a metodologia utilizada na análise dos micromecanismos atuantes.

No capítulo 4, são apresentados os resultados e analisados e discutidos todos os resultados das análises da caracterização dos abrasivos, do comportamento e mecanismos de desgastes atuantes sob os ensaios abrasivos a dois e a três corpos.

No capítulo 5, são apresentadas as principais conclusões do trabalho e as sugestões para trabalhos futuros.

As referências citadas e consultadas durante todo o desenvolvimento do trabalho são apresentados no final deste trabalho.

## CAPÍTULO II

### 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 – Ferro fundido branco alto cromo

Inicialmente, no tópico 2.1, far-se-á uma abordagem contextual do ferro fundido branco alto cromo e no tópico 2.2 o seu respectivo comportamento abrasivo em diferentes sistemas tribológicos sob a óptica de diversos autores.

##### 2.1.1 – Definição

Os ferros fundidos brancos alto cromo (FFBAC) são ligas que contêm normalmente, cromo (11 a 30%) e carbono (1,8 a 3,6% em peso), apresentando uma reação eutética durante a solidificação e com elementos adicionais de liga como, por exemplo, molibdênio, cobre e manganês [TABRETT et alii, 1996].

Estas ligas apresentam microestrutura [MARATRAY, 1970; TABRETT et alii, 1996; DOGAN et alii, 1997], carbonetos primários duros e/ou eutéticos em uma matriz de austenita ou produtos de transformação deste microconstituente.

Os FFBAC são baseados no sistema ternário Fe-Cr-C, sempre com a adição de um elemento a mais como molibdênio, níquel, cobre, manganês, nióbio, tungstênio, vanádio, cobalto, titânio, etc..., sendo que alguns destes elementos formam carbonetos especiais próprios ou são incorporados ao carboneto de Cromo [DE MELLO et alii, 1985; TABRETT et alii, 1996].

Como o molibdênio tem o efeito mais pronunciado na temperabilidade, é o elemento preferido para ser adicionado a esta liga [MARATRAY, 1970].

### 2.1.2 Aplicação

FFBAC são utilizados em aplicações industriais onde se requer elevada resistência ao desgaste abrasivo [ZUM GAHR, 1980; SANTANA e DE MELLO, 1993; SINATORA et alii, 1995; TABRETT et alii, 1996]. Esta característica não é uma propriedade intrínseca do material, mas sim do sistema tribológico [ZUM GAHR 1980; ZUM GAHR e ELDIS, 1980; TURENNE et alii, 1989].

Assim, estas ligas são empregadas nas indústrias de mineração (bombas, britadores, moinho de bolas, etc...), equipamentos para movimentação de terra (agricultura) e plantas siderúrgicas, ou em outras indústrias como a de cimento, cerâmica, papel. [MARATRAY, 1971; ZUM GAHR 1980; TURENNE et alii, 1989; TABRETT et alii, 1996; HUAN et alii, 2001].

Desde sua introdução perto do início do século XX, uma gradual compreensão da relação entre composição química, processamento e as propriedades destas ligas tem conduzido a uma evolução de várias gerações de FFBAC [TABRETT et alii, 1996].

### 2.1.3 – Desenvolvimento microestrutural

O conhecimento referente às fases do sistema ternário Fe-Cr-C engloba uma série de estudos desenvolvidos há bastante tempo. Estas ligas começaram a ser estudadas por *F. Osmond* em 1892, que assinalou a existência de carbonetos complexos neste sistema. Mas somente após os trabalhos de *A. Westgren, G. Pharagmén e T. Negresco*, em 1925, que se começou a entender o comportamento destas ligas. O primeiro estudo sistemático foi efetuado por *W. Tofaute et alii* e, posteriormente, por *K. Bungardt, E. Kunze e E. Horn*, além do clássico trabalho de *Maratray* (1970).

Através de trabalhos mais recentes, a superfície líquida, para a região rica em Ferro, foi estudada por *Jackson* (1970) e, posteriormente, por *Thorpe e Chicco* (1985), que utilizaram técnicas experimentais mais apuradas e materiais de alta

pureza.

De acordo com a literatura, por exemplo, Albertin (1993), os estudos efetuados por Jackson, Thorpe e Chicco constituem ferramentas fundamentais tanto para o planejamento experimental como para se prever e interpretar as microestruturas que se formam na solidificação e em decorrência de transformações no estado sólido.

As diferenças básicas entre os diagramas de Jackson (1970) e Thorpe e Chicco (1985), apresentados na figura 2.1, estão na extensão do campo da austenita e na forma do campo  $M_3C$ .

Embora haja boa concordância quanto ao traçado da linha eutética, a composição do vale eutético  $\gamma \rightarrow M_7C_3$  apresenta uma diferença, entre os dois diagramas, de aproximadamente 0,5% C [THORPE e CHICCO, 1985; RESENDE e DE MELLO, 1991].

A alta resistência ao desgaste é devida, principalmente, à presença de carbonetos primários e/ou eutéticos do tipo  $(Fe, Cr)_7C_3$  numa matriz predominantemente austenítica ou martensítica [ZUM GAHR, 1980].

Esses carbonetos, do tipo  $M_7C_3$ , têm a letra M representando um complexo metálico formado por Fe e Cr, em proporções que variam de acordo com a relação Cr/C e alguns outros elementos que estiverem, eventualmente, presentes na liga considerada [SINATORA e ALBERTIN, 1991; TABRETT, 1996].

A dureza destes carbonetos (1500 a 1880 HV<sub>25</sub>) é substancialmente maior que a dureza da matriz e, também, do que a dureza do quartzo, que é o mais prevalente abrasivo encontrado na natureza e, conseqüentemente, em mineração e operações de terraplenagem [ZUM GAHR e ELDIS, 1980].

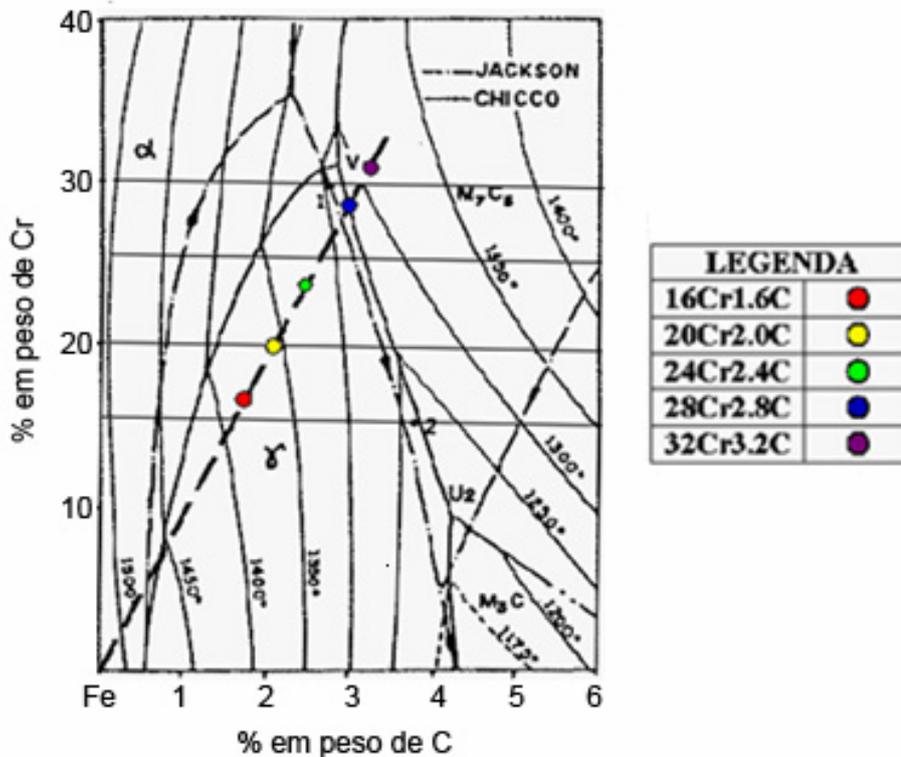


Figura 2.1 – Posição das ligas empregadas neste trabalho, em relação à superfície do líquido para o canto rico em ferro segundo Jackson (1970) e Thorpe e Chicco (1985) [RESENDE et alii, 1991].

A superfície líquidus do sistema ternário descrito por Thorpe e Chicco (1985) mostra que a maioria dos FFBC comerciais (composição entre 11 a 30% de cromo e 2 a 3,3 % de carbono) solidifica dentro do campo da austenita primária. A quantidade da fase austenítica, formada durante a solidificação, influencia na morfologia do eutético. O cromo sendo um forte formador de carbonetos influencia fortemente a estrutura do carboneto eutético, assim se a quantidade de cromo aumenta acima de 10 a 12%, o tipo de carboneto formado muda de  $M_3C$  para  $M_7C_3$  [MARATRAY, 1971; TABRETT et alii, 1996].

O cromo e o carbono combinados aumentam a temperabilidade na medida em que a relação Cr/C se eleva. O efeito do aumento desta relação se deve ao aumento da quantidade de cromo em solução e se faz sentir tanto nas

transformações isotérmicas quanto no resfriamento contínuo. *Rozhkova e Romanov* indicam a necessidade de se balancear os teores de Cromo e Carbono para evitar a formação de ferrita devido à austenização dentro do campo ferrita + austenita, o que levaria a dureza baixas [SINATORA e ALBERTIN, 1991].

Vários estudos foram realizados visando uma melhor compreensão da solidificação do sistema ternário Fe-Cr-C, para diferentes composições. Dentre estes estudos, destacam-se os trabalhos de Maratray (1971) e de Mello (1983), que caracterizaram ligas com esta mesma relação e quantidades de molibdênio com até 3%.

No estudo realizado por Maratray (1971), os carbonetos primários e eutéticos destas ligas são do tipo  $M_7C_3$ , sendo que as ligas com molibdênio contêm além doutros, carbonetos  $Mo_2C$  sob uma forma eutética. A estrutura eutética depende da quantidade de austenita formada no começo da solidificação. Quando, após a solidificação, o volume residual da fase austenita é pequeno, os carbonetos têm uma tendência de formar agregados interdendríticos. Com uma fração volumétrica de carbonetos entre 20 e 30 %, o agregado eutético é constituído por lamelas radiais de carbonetos. A partir de pontos situados nos centros dos espaços interdendríticos o agregado deixa de ser “radial” e assume um aspecto lamelar quando a fase austenítica não constitui mais um obstáculo para a formação do eutético. Finalmente, entre 35 a 40%, os carbonetos primários aparecem sobre a forma de grandes cristais hexagonais e são envolvidos por uma rede eutética.

Já os estudos realizados por de Mello (1983) e Carvalho (2005) mostraram que o carboneto  $M_2C$  aparece para baixas razões ( $Cr/C \cong 5$ ) e  $M_6C$  para altas razões ( $Cr/C \cong 10$ ) contrariando Maratray (1971).

Como abordado anteriormente, o molibdênio é um dos principais elementos de liga adicionados ao FFAC, aumentando a temperabilidade destas ligas e

formando carbonetos especiais que irão influenciar na microestrutura e, posteriormente, no sistema tribológico imposto. Assim, torna-se necessário um estudo sistemático da adição deste elemento de liga ao FFBC.

### **2.1.3.1 – Efeito do molibdênio na microestrutura dos FFBC**

A adição de molibdênio aos ferros fundidos brancos fixou-se como solução clássica para superar as limitações de temperabilidade destes materiais. O uso deste elemento generalizou-se nas décadas de 50 e 60 como fruto do trabalho de pesquisadores da Climax Molybdenum Co., *Maratray* e *Usglio Nannot*, os quais evidenciaram o aumento da temperabilidade com a adição de molibdênio ao mesmo tempo em que ressaltaram o pequeno abaixamento da temperatura  $M_s$  devido a este elemento, enquanto a maioria dos outros elementos de liga tende a diminuir a temperatura  $M_s$  [SINATORA e ALBERTIN, 1991], possivelmente conduzindo a uma completa estabilização da austenita [MARATRAY, 1971; TABRETT et alii, 1996].

De acordo com Tabrett et alii (1996), o molibdênio age suprimindo a formação da perlita e aumentando a temperabilidade por uma efetiva inibição da precipitação dos carbonetos secundários durante o resfriamento. Esta efetividade do molibdênio que melhora a temperabilidade pode ser vista na Figura 2.2.

O molibdênio influencia na obtenção da matriz austenítica no estado bruto de fusão. Esta figura mostra que a estrutura austenítica pode ser obtida sem a adição de molibdênio com  $Cr/C > 7,2$ . Em presença de molibdênio, o valor de  $Cr/C$  que assegura a matriz austenítica decresce para 4,5 com 3% de molibdênio. Assim, para um dado teor de cromo, podemos evitar a decomposição da austenita desde que o teor de carbono seja elevado, contando com a presença de molibdênio [MARATRAY, 1970].

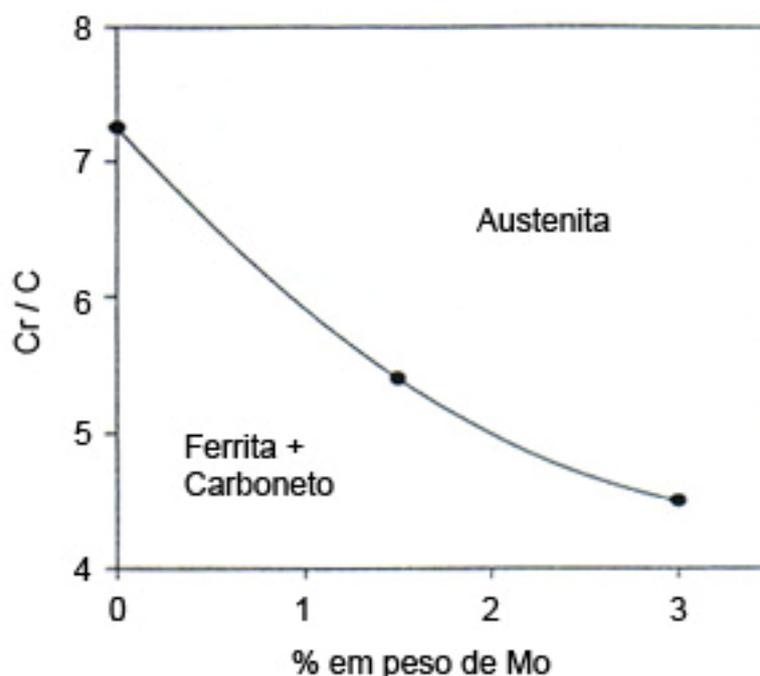


Figura 2.2 - Relação entre a razão Cr/C, o teor de molibdênio e a microestrutura, para o estado bruto de fusão-moldagem em areia em corpos de provas cilíndricos de 25 mm de diâmetro [MARATRAY, 1970; TABRETT et alii, 1996].

De fato, como já observado, o cromo e molibdênio dissolvidos na matriz retardam o processo difusivo inerente na transformação eutetóide, diminuindo ou inibindo a presença de perlita no resfriamento, como visto na figura 2.2 [MARATRAY, 1970].

A relação Cr/C também pode definir que tipo de carboneto de molibdênio será formado nos sistemas Fe-Cr-C-Mo e, conseqüentemente, a matriz resultante no fim do processo de solidificação, determinando também os tipos de reações isotérmicas presentes, onde o molibdênio só atua no fim da cristalização [SANTANA e DE MELLO, 1993; CARVALHO, 2005].

De Mello (1983) mostrou que nestas ligas, depois da reação eutética, o molibdênio que é segregado para o líquido remanescente nos interstícios das dendritas forma carbonetos eutéticos enriquecidos deste elemento, o que

depende da relação Cr/C, como visto anteriormente. Carbonetos  $\text{Mo}_2\text{C}$  formam - se nas ligas de Cr/C igual a cinco e mostram-se como estruturas muito finas. Os  $\text{M}_6\text{C}$  surgem nas ligas de Cr/C igual a dez e sua aparência é do tipo “espinha de peixe”. Também, foi observada em todas as ligas a presença de cementita na periferia dos grãos e carbonetos  $\text{M}_6\text{C}$  no centro da dendritas.

As ligas estudadas neste trabalho têm relação Cr/C  $\cong$  10 e teores de molibdênio variando de 0 a 9 %, em peso. A figura 2.1 mostra a posição das ligas estudadas na superfície do “líquidus” do diagrama Fe-Cr-C, segundo Jackson (1970) e Thorpe e Chicco (1985). Admitindo-se que o teor de molibdênio não altere a seqüência de solidificação, observa-se pelos diagramas citados, que as ligas com 28 % de cromo e 2,8% de carbono apresentam-se eutéticas, segundo Thorpe e Chicco (1985) e ligeiramente hipereutética segundo Jackson (1970).

As ligas aqui empregadas foram caracterizadas por Carvalho (2005). Após o ataque químico com o reagente Murakami modificado, foi observado através de microscopia óptica nas ligas hipoeutéticas uma microestrutura consistindo de dendritas mais carbonetos  $\text{M}_7\text{C}_3$  para as ligas sem molibdênio e, para as ligas com molibdênio, dendritas mais carbonetos eutéticos  $\text{M}_7\text{C}_3$  e  $\text{M}_6\text{C}$ .

Esse autor constatou tabela 2.1, que para uma mesma quantidade de molibdênio, a fração volumétrica de carbonetos aumenta proporcionalmente com os teores de cromo e carbono, seguindo a fórmula empírica sugerida por *Maratray* [MARATRAY, 1971; TABRETT et alii, 1996] para determinar o volume de carboneto eutético baseado na composição de cromo e de carbono, assim:

$$\% \text{ carbonetos} = 12,33 (\% \text{C}) + 0,55 (\% \text{Cr}) - 15,2 \quad (\text{Equação 2.1})$$

Foram mensuradas a fração volumétrica dos carbonetos  $\text{M}_7\text{C}_3$  e a quantidade do eutético  $\text{M}_6\text{C} + \text{Matriz}$ . A fração volumétrica do carboneto  $\text{M}_6\text{C}$  não foi efetuada isoladamente devido ao fato deste carboneto somente ser visualizado

em magnitudes acima de 5.000x. A porcentagem de matriz foi obtida matematicamente.

Na liga 16 - 9 não foi possível fazer a contagem porque esta se encontrava segregada. Nas ligas 28 - 3 e 32 - 3 não foi possível, através dos meios adotados, fazer-se a contagem da matriz ou do eutético de  $M_6C$  + Matriz, porque a microestrutura era lamelar muito fina, não sendo factível, para a magnitude adotada, fazer a contagem das mesmas.

Tabela 2.1 - Frações volumétricas dos carbonetos tipo  $M_7C_3$ , do eutético  $M_6C$  + matriz e da matriz [CARVALHO, 2005].

Cr	% Volumétrica										
	$M_7C_3$				Matriz				Eutético $M_6C$ + Matriz		
	% Mo				% Mo				%Mo		
	0	3	6	9	0	3	6	9	3	6	9
16	9,9	13,3	14,5	-	90,1	85,7	75,9	-	1,0	9,6	-
20	19,1	19,4	19,6	14,1	80,9	77,8	70,5	59,1	3,4	10,0	26,8
24	26,2	27,1	26,8	15,9	73,8	67,6	58,8	38,3	5,3	14,5	45,8
28	33,3	34,4	35,8	22,1	66,7	-	53,0	33,1	-	11,2	44,8
32	38,4	43,5	35,8	32,1	61,6	-	40,6	27,7	-	23,6	40,2

(não determinado -).

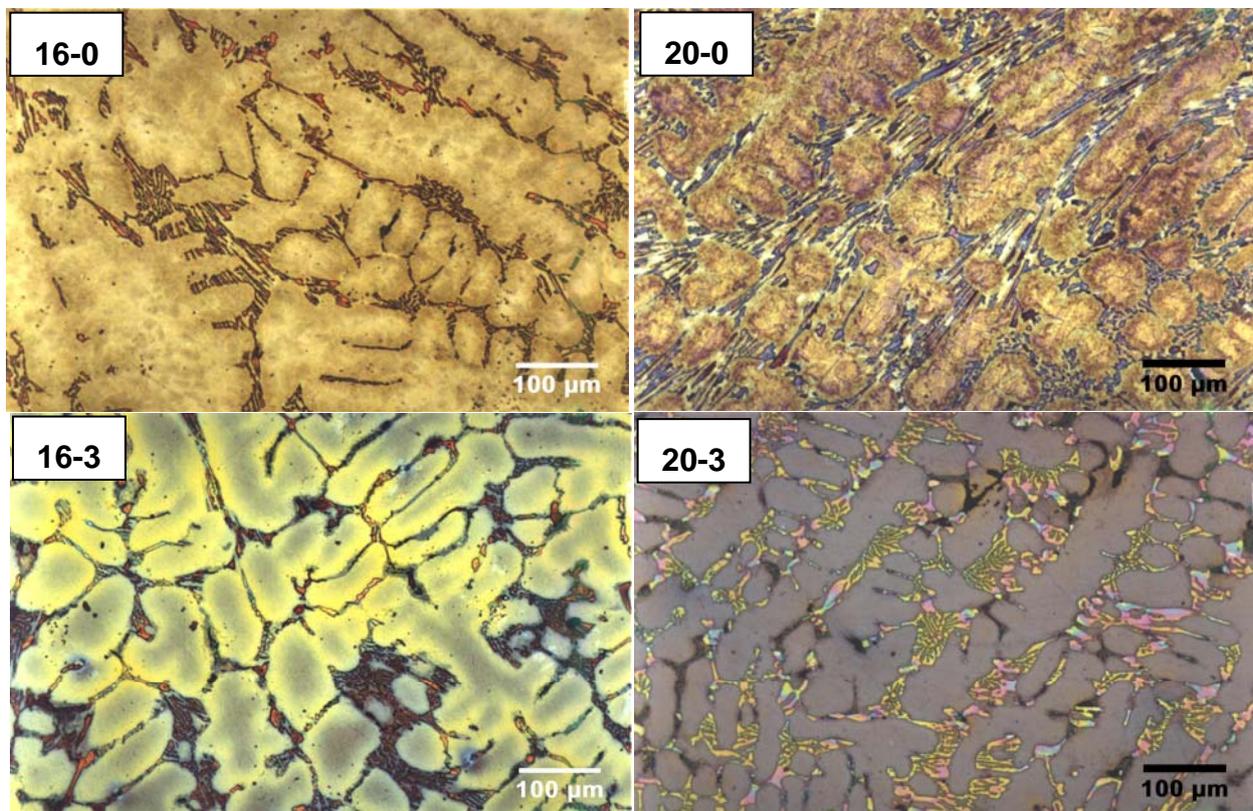
As ligas com 9%, em peso, de molibdênio não seguiram esta relação proposta por Maratray [MARATRAY, 1971; TABRETT et alii, 1996].

O estudo das fases detectadas por Carvalho (2005) mostrou que para as ligas sem molibdênio, nas hipoeutéticas, foram identificadas somente duas fases nas ligas 16 - 0 e 20 - 0 (Figura 2.3), carbonetos do tipo  $M_7C_3$  e ferrita, onde apresentaram uma estrutura de dendritas com ferrita no centro e uma estrutura tipo lamelar bem refinada nas bordas constituídas de carbonetos  $M_7C_3$  + ferrita.

Já a liga 24 - 0 (Figura 2.3), também hipoeutética, apresentou duas fases, porém sua dureza sugere uma matriz martensítica e, provavelmente, alguma perlita [CARVALHO, 2005].

O molibdênio, para as ligas hipoeutéticas, favorece o surgimento de carbonetos eutéticos  $M_6C$  e de fase  $\gamma$ , o que acarreta um aumento de dureza, referenciado no capítulo 3. O carboneto  $M_6C$  apresenta uma morfologia do tipo lamelar que pode ser chamada de celular, uma vez que é formado por células descontínuas de lamelas alternadas e se localiza nos espaços interdendríticos [DE MELLO, 1983].

Nessas ligas, a quantidade de fase  $\gamma$  aumenta até 6% de molibdênio, para 9% é observada uma queda desta fase chegando até o desaparecimento da mesma no caso da liga 24 - 9, o que é confirmado pela queda de dureza desta liga [CARVALHO, 2005].



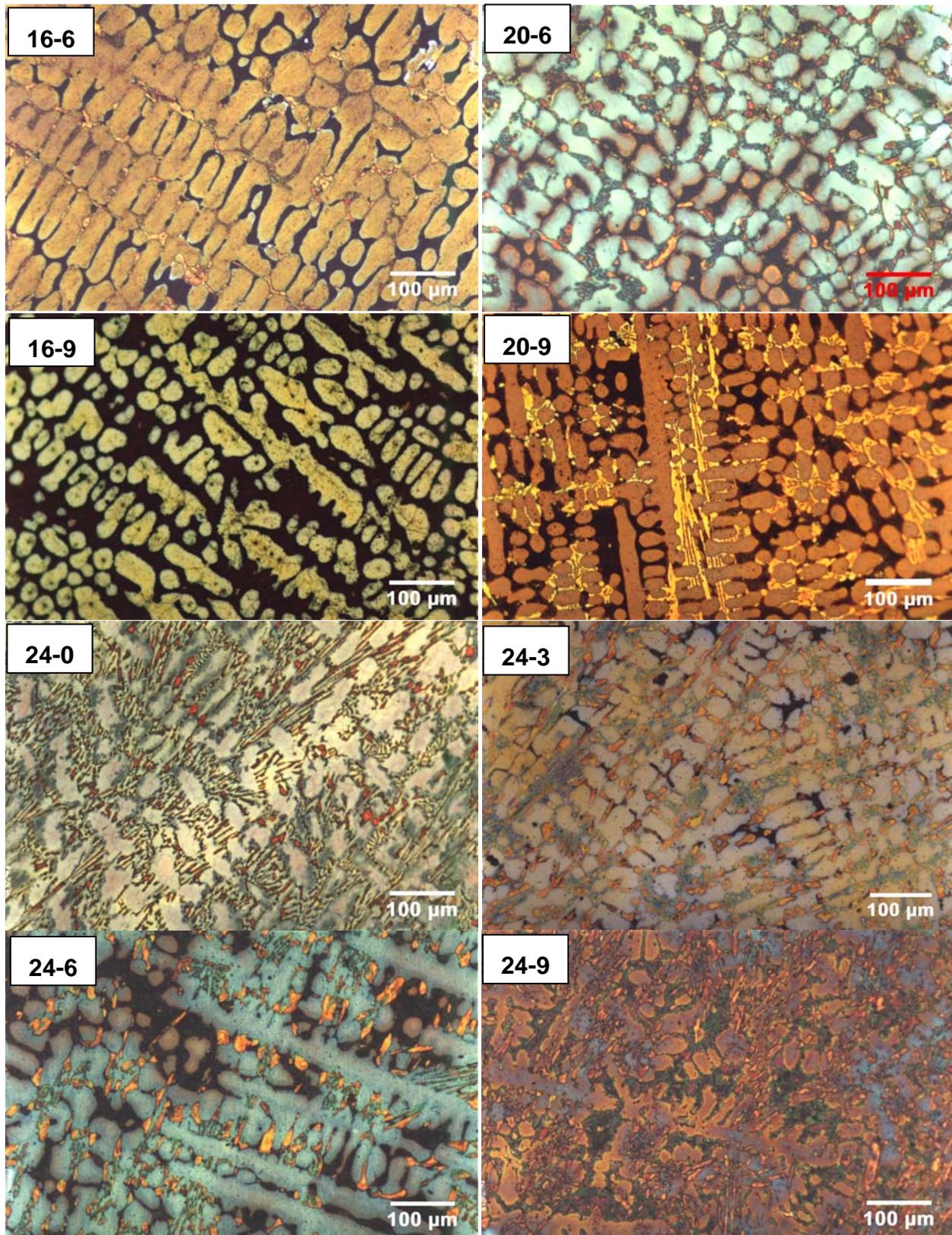


Figura 2.3 - Micrografias obtidas através de microscopia óptica das ligas com 16 e 20 %, em peso, de cromo e teores de molibdênio variando entre 0 e 6%, em peso (ataque químico reagente Murakami modificado) [CARVALHO, 2005].

A liga eutética 28 - 0 (Figura 2.4) apresentou um eutético de aspecto lamelar de carbonetos  $M_7C_3$  e ferrita, provavelmente, originária da decomposição da austenita. A microestrutura das ligas com molibdênio apresenta, entre as lamelas de  $M_7C_3$  e a ferrita, um aspecto celular e descontínuo, carbonetos eutéticos do tipo  $M_6C$ . De Mello (1983) investigou uma liga similar a 28 - 3 com 2,74 % C, 26,6 % Cr e 2,94 % Mo e verificou que as fases presentes eram austenita primária, carbonetos do tipo  $M_7C_3$  e  $M_6C$ . Assim, a ferrita verificada através de difração de raios-X é, provavelmente, resultante da transformação desta austenita primária.

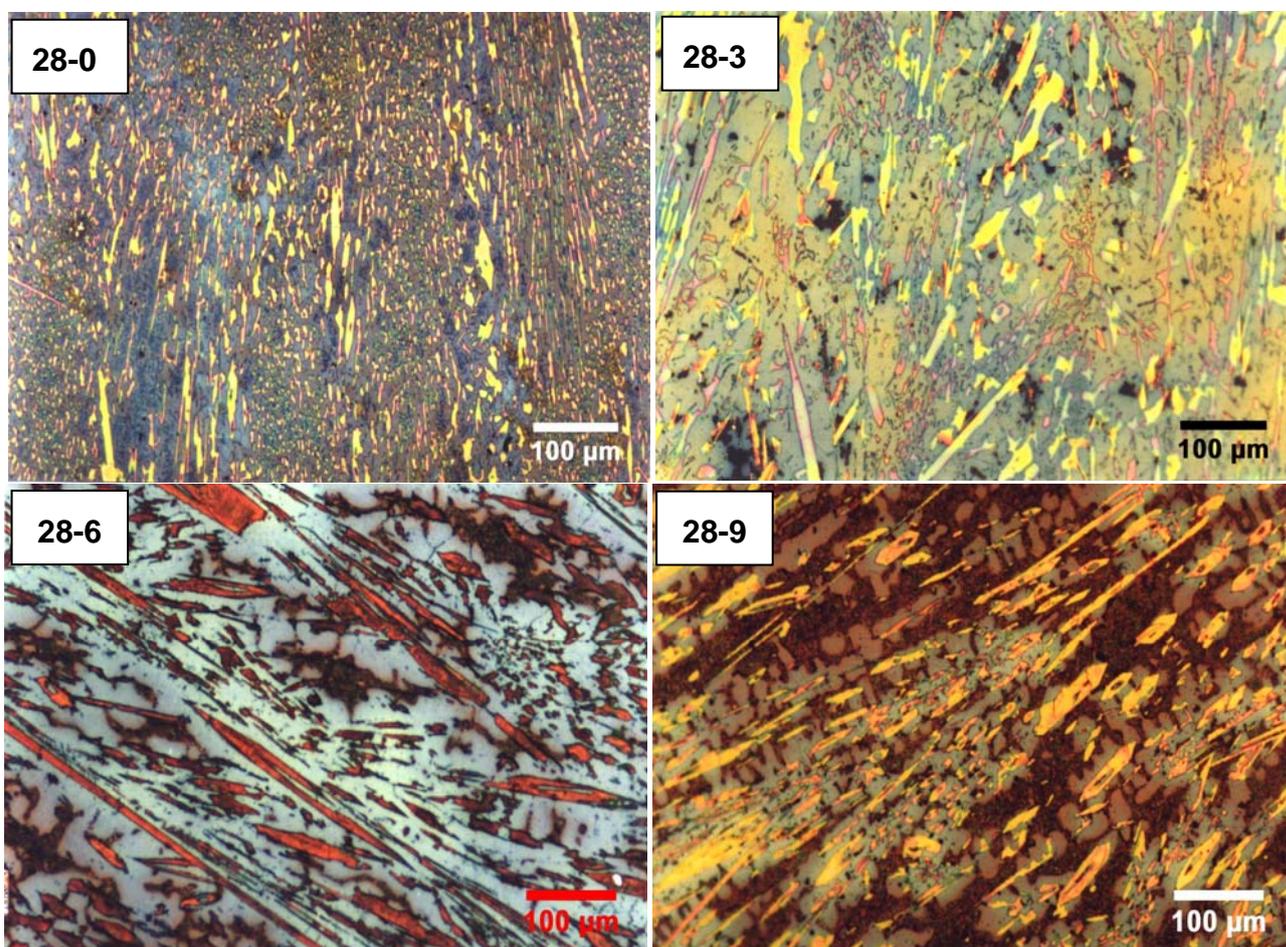


Figura 2.4 - Micrografias através de microscopia óptica das ligas com 28 % Cr e teores iguais a 0, 3, 6 e 9% Mo (ataque químico reagente Murakami modificado) [CARVALHO, 2005].

Nas ligas hipereutéticas (32 %, em peso de Cr), caracterizadas na figura 2.5, foi observado em sua microestrutura uma grande quantidade de carbonetos hexagonais primários do tipo  $M_7C_3$ , um eutético de  $M_7C_3$  e ferrita para as ligas sem molibdênio. Para as ligas com molibdênio, verifica-se a presença do carboneto eutético  $M_6C$  no espaço entre as lamelas do eutético.

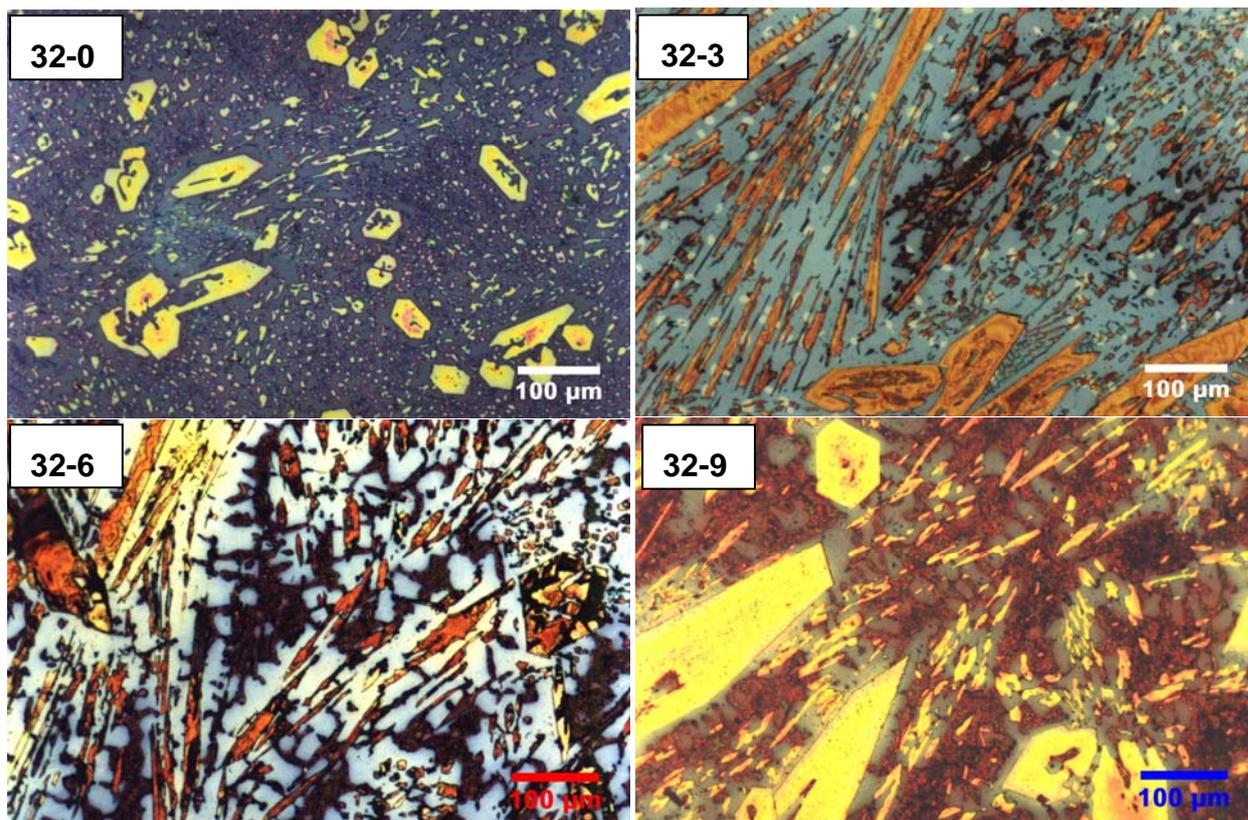


Figura 2.5 - Micrografias através de microscopia óptica das ligas com 32 % Cr, e teores iguais a 0, 3, 6 e 9% Mo (ataque químico reagente Murakami modificado) [CARVALHO, 2005].

Difratogramas de raios-X das ligas eutéticas e hipereutéticas apresentaram picos de ferrita ou martensita e de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , porém as durezas medidas tendem a confirmar uma matriz ferrítica, possivelmente de ferrita  $\delta$  devido à proximidade com o campo desta fase no diagrama Fe-Cr-C [DE MELLO, 1983]. A adição de molibdênio também favoreceu o surgimento de carbonetos eutéticos do tipo  $M_6C$ , porém não estimulou a presença da fase  $\gamma$

[CARVALHO, 2005].

O diagrama abaixo em forma de ábaco mostra de uma forma esquemática as fases presentes nas ligas empregadas neste estudo.

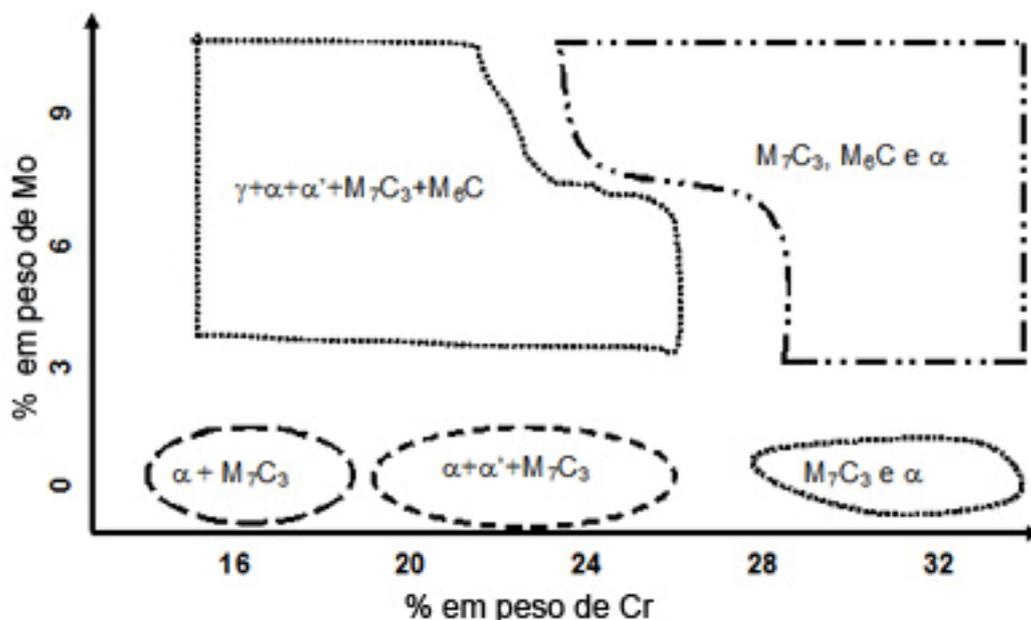


Figura 2.6 - Diagrama da distribuição das fases em função das quantidades de cromo e molibdênio [CARVALHO, 2005].

Uma das dificuldades encontradas pelas fundições e usuários é a escolha de uma composição e microestruturas otimizadas no que se refere à resistência ao desgaste abrasivo. Como os FFBC com molibdênio são muito utilizados em aplicações que requerem um bom comportamento à abrasão, é necessário um estudo (revisão), sobre este que é o principal tipo de desgaste ocorrente nas indústrias.

## **2.2 - Desgaste abrasivo em FFBC**

A seleção de materiais resistentes à abrasão baseia-se, principalmente, segundo de Mello (1983) em suas características mecânicas. A dureza é geralmente considerada uma propriedade importante para aplicações que requeiram elevada resistência à abrasão.

No entanto, apenas para materiais monofásicos e alguns tipos de aços esta correlação entre dureza e resistência a abrasão é verificada, pois para estruturas polifásicas, como os aços e ferros fundidos ligados, os fatores determinantes são, por exemplo, o teor de carbono e a microestrutura, como mostra a figura 2.7 [ZUM GAHR, 1980].

Podem existir grandes diferenças na resistência à abrasão, para um mesmo valor de dureza. A resistência ao desgaste dos ferros fundidos e dos aços muito duros pode diminuir com o aumento excessivo da dureza. Nestes casos, a tenacidade à fratura é uma propriedade que deve ser considerada. Além disso, a tenacidade à fratura deve ser acoplada à carga normal, tamanho e angulosidade das partículas abrasivas. [ZUM GAHR, 1980]. Os FFBC aparecem como representantes de uma classe de materiais altamente resistentes à abrasão, apresentando, ainda um razoável grau de tenacidade [RESENDE et alii, 1991].

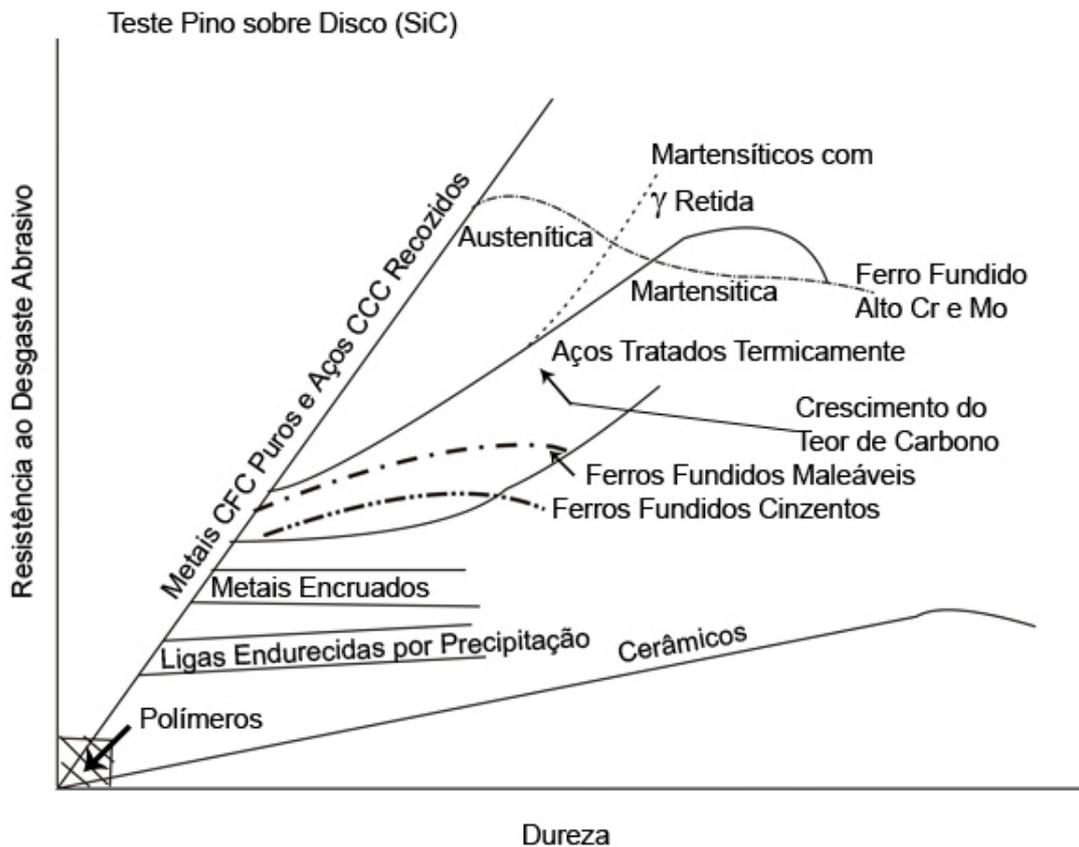


Figura 2.7 - Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais no ensaio pino sobre disco com uma função da dureza [ZUM GAHR, 1980].

A figura 2.8 relaciona ferros fundidos brancos austeníticos (bruto de fusão e revenido por 2 horas a 200° C) e martensíticos (bruto de fusão e recozido por 5 horas a 900° C, temperado ao ar, duplamente refrigerado a -70° C e revenido por 2 horas a 200° C) com volume de carbonetos entre 7 e 45 % no ensaio pino sobre disco (SiC de 180 mesh) a uma pressão de 2,12 MPa [ZUM GAHR, 1980]. Fica muito claro que a dureza não pode descrever a resistência à abrasão de ferros fundidos brancos sob estas condições de ensaio, pois a resistência à abrasão diminui com o aumento da dureza nos ferros fundidos brancos austeníticos devido ao aumento da quantidade de austenita quando o volume de carboneto foi reduzido, sendo que a resistência à abrasão dos

martensíticos depende da tenacidade à fratura [ZUM GAHR, 1980].

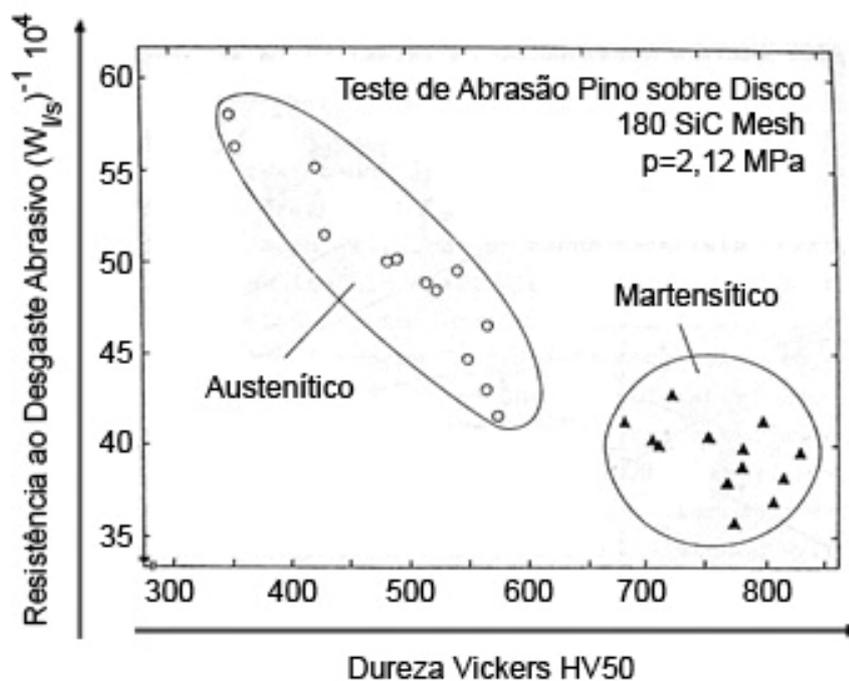


Figura 2.8 – Resistência ao desgaste abrasivo *versus* dureza [ZUM GAHR, 1980].

A microestrutura, por exemplo, é uma característica crítica do material na determinação do desempenho quanto ao desgaste abrasivo.

Santana e de Mello (1994) descreveram os principais aspectos microestruturais que implicam no desempenho dos FFBC no que se refere à resistência ao desgaste:

- A morfologia do eutético, que permite obter uma boa tenacidade;
- A elevada dureza do carboneto  $M_7C_3$ , favorável a resistência à abrasão;
- Possibilidade de obter-se estrutura martensítica em seções espessas com elevada dureza;
- Capacidade de retenção da austenita, o que permite a obtenção de peças austeníticas brutas de fusão ou a aplicação de tratamentos

subcríticos para evitar a têmpera;

- Grande resistência ao revenido, tornando possível altas temperaturas de revenimento, obtendo-se boa tenacidade e boa resistência a quente.

Nos FFBAC o estudo da influência dos carbonetos e da matriz no comportamento abrasivo é necessário. O tipo, a forma e a fração volumétrica de carbonetos podem variar consideravelmente. O volume de carbonetos atinge 18% nos aços-ferramenta comerciais e podem chegar até 45% nos ferros fundidos brancos ligados ao cromo. A dureza destes carbonetos é pelo menos três ou quatro vezes a dureza dos compostos intermetálicos [ZUM GAHR, 1980].

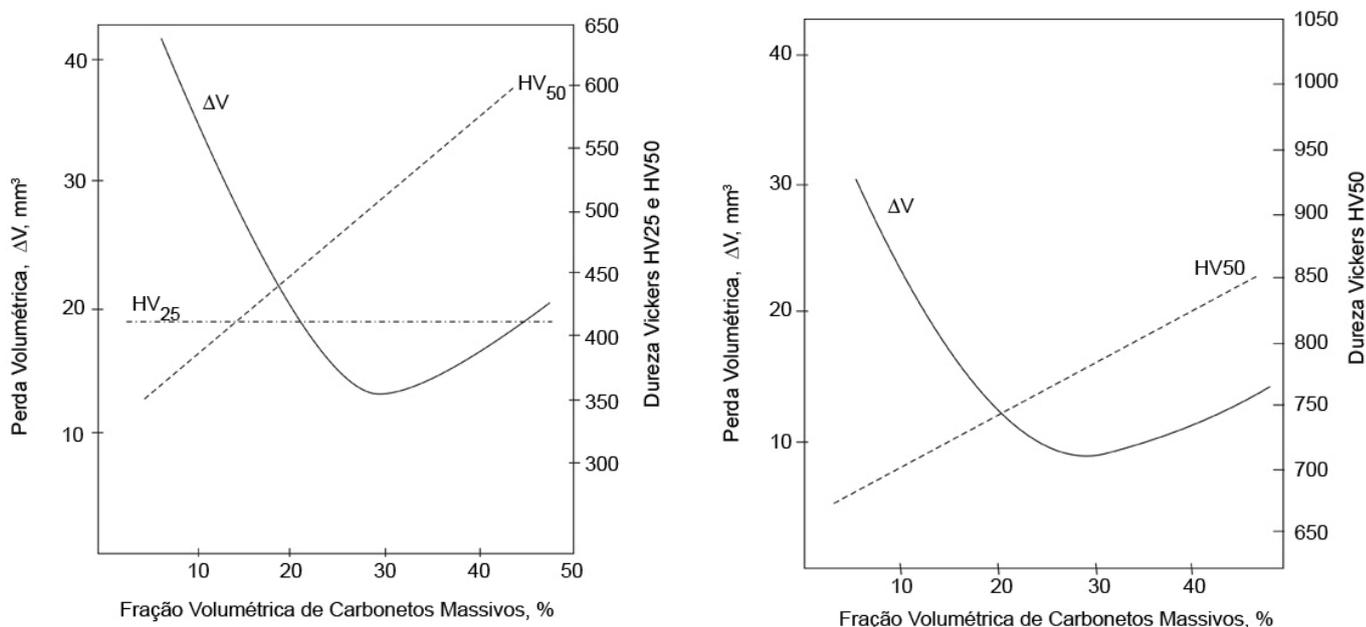
Em geral, a forma, o tamanho e a ligação dos carbonetos com a matriz têm grande influência sobre a resistência ao desgaste abrasivo. Dependendo da dureza relativa de um minério abrasivo, por exemplo, e dos carbonetos fortemente ligados à matriz, estes podem ser cortados pelas partículas abrasivas deslizantes, ou atuarem como uma barreira. Os carbonetos embebidos numa matriz macia, cuja dureza é muito menor que a dureza dos carbonetos, podem reduzir substancialmente as perdas por desgaste abrasivo [ZUM GAHR, 1980].

Vários estudos foram realizados nestas ligas visando uma melhor compreensão do comportamento abrasivo em relação aos vários tribosistemas. Agora, far-se-á um apanhado da literatura, em ordem cronológica, de alguns artigos científicos explicitando esta relação.

### **Zum Gahr e Eldis (1980)**

Executaram ensaios abrasivos em 13 tipos de FFBAC com molibdênio, apresentando composição química variando de 11 a 26% de cromo, 1,4 a 3,8% de carbono e com molibdênio até 2,4%, em peso. A fração volumétrica de carbonetos varia de 7 a 45%.

Os ensaios abrasivos foram executados usando configuração a dois corpos (pino sobre disco) com abrasivos granada e SiC e, na configuração a três corpos (roda de borracha), com abrasivo sílica, via úmida, produzindo uma lama abrasiva. A dureza do mineral quartzo encontrado nas operações de mineração e terraplenagem é comparável com a dureza do granada e da sílica. A variação da composição química destes ferros fundidos brancos influenciou a resistência ao desgaste destes materiais para cada sistema abrasivo. No ensaio roda de borracha, a perda volumétrica devido ao desgaste abrasivo e a dureza são mostradas (figura 2.9) como função da fração volumétrica de carbonetos em estruturas austeníticas e martensíticas.



(a)

(b)

Figura 2.9 - Perda volumétrica por desgaste abrasivo (ensaio roda de borracha) e dureza de ferros como uma função do volume de carbonetos massivos: a) Matriz predominantemente austenítica; b) matriz predominantemente martensítica [ZUM GAHR e ELDIS, 1980].

A perda por desgaste abrasivo diminuiu até cerca de 30% de volume de carbonetos e, acima deste valor, há um aumento na perda por desgaste

abrasivo em ambas as estruturas, mas com perda de massa maior na estrutura austenítica do que na estrutura martensítica, sendo, também, comprovado pela examinação das superfícies desgastadas onde o riscamento foi mais profundo na estrutura austenítica.

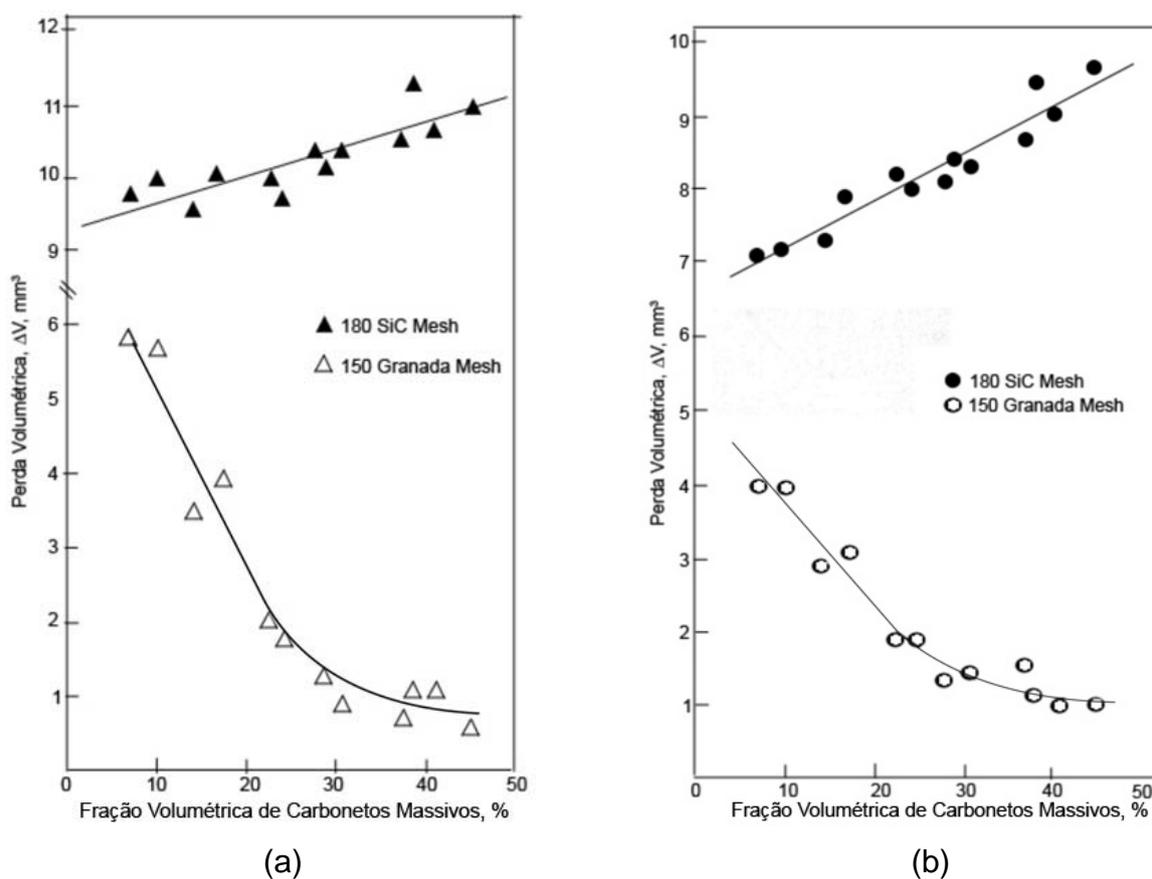


Figura 2.10 - Perda volumétrica por desgaste abrasivo (ensaio pino sobre disco em 150 mesh de granada e 180 mesh de SiC) de ferros fundidos brancos como função do volume de carbonetos massivos: a) Matriz predominantemente austenítica; b) matriz predominantemente martensítica [ZUM GAHR e ELDIS, 1980].

Neste ensaio, a perda por desgaste abrasivo diminuiu com o aumento da fração volumétrica em ambas as estruturas, quando foi usado como abrasivo granada de 150 mesh, sendo que o mínimo foi atingido em estruturas com mais

de 45% de fração volumétrica de carbonetos. Em contraste, quando foi usado SiC 180 mesh a perda abrasiva aumentou com o aumento da fração volumétrica de carbonetos em ambas as estruturas, sendo que para mesma fração volumétrica, a perda por desgaste abrasivo foi maior com SiC, sendo demonstrada na análise das superfícies desgastadas que mostra um menor sulcamento ocorrido quando a granada foi utilizada.

Analisando a influência do sistema de desgaste, comparando a perda por desgaste abrasivo no ensaio roda de borracha e no ensaio pino usando 150 mesh de granada, fica aparente que não somente a quantidade de desgaste, mas também o mecanismo de desgaste abrasivo mudou. Foi verificado que para uma dada perda por desgaste abrasivo no ensaio pino, estruturas com uma matriz predominantemente austenítica mostraram maior perda de massa no ensaio roda de borracha do que estrutura com uma matriz martensítica. De modo inverso, para uma dada perda de massa no ensaio roda de borracha, a estrutura martensítica exibiu uma maior perda por desgaste no ensaio pino do que a estrutura austenítica.

Para o ensaio roda de borracha a perda de massa da matriz martensítica foi diminuída pela presença da austenita retida. Já no que se refere ao ensaio pino sobre disco, o melhor desempenho da liga austenítica quando usado SiC, foi devida à alta capacidade de encruamento e ductilidade da austenita.

### **Watson et alii (1980)**

Estudaram o comportamento abrasivo de quatro tipos de ferros fundidos brancos com composição até 28% de cromo, 3,5% de carbono e 3% de molibdênio e 5,5% de níquel, em peso. Os ensaios abrasivos foram efetuados na configuração a dois corpos pino sobre tambor tendo como abrasivos alumina e granada, e na configuração a três corpos (roda de borracha) utilizando como abrasivo areia via úmida, e na condição (goivamento) usando britador de mandíbula.

A perda de massa foi maior usando alumina do que granada. A melhor performance foi obtida pelas ligas 15Cr - 3Mo no ensaio de alta tensão para ambos abrasivos, mas esta liga é mais resistente na condição martensítica quando testada com granada devido ao encruamento que tem um efeito benéfico, em contraste com a sua performance na alumina. Sob condições de goivamento, o melhor resultado foi também obtido pela liga 15Cr - 3Mo. Ao contrário dos resultados abrasivos de alta tensão, a resistência pareceu melhorar quando a dureza das ligas foi aumentada por tratamentos térmicos, ou seja, sendo ligeiramente favorecido pela presença de martensita. Já no que tange ao ensaio abrasivo de baixa tensão, a posição dos materiais na condição austenítica foi invertida, e o Ni - Cr pareceu ter uma performance melhor. O encruamento diminuiu a resistência à abrasão das ligas Ni - Cr e aumentou a resistência nas ligas 15Cr - 3Mo.

#### **Fulcher et alii (1983)**

Analisaram o efeito da fração volumétrica dos carbonetos na resistência ao desgaste em FFBC com molibdênio, com fração volumétrica variando de 10 a 45% de carbonetos, sendo que o carbono varia de 1,5 a 4%, o cromo varia de 13 a 26% e o molibdênio com, aproximadamente, 2,5% em peso. Neste estudo, ensaios de desgaste foram conduzidos na configuração a três corpos (roda de borracha) de baixa tensão, usando abrasivos  $\text{SiO}_2$  AFS 50 - 70 e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Os resultados mostraram que usando  $\text{SiO}_2$  obteve-se uma mínima perda por desgaste abrasivo para 30% de fração volumétrica de carbonetos que corresponde a uma liga com composição eutética. Já no que tange ao abrasivo  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , a perda por desgaste abrasivo diminuiu monotonicamente com o aumento da fração volumétrica de carbonetos.

Como visto, para ambos abrasivos, a resistência ao desgaste aumenta com a fração volumétrica de carbonetos nas ligas hipoeutéticas e os carbonetos eutéticos não trincam. Mas quando usado quartzo, para ligas hipereutéticas, a resistência ao desgaste diminuiu com o aumento da fração volumétrica, porque os carbonetos  $\text{M}_7\text{C}_3$  afloram da superfície e tornam-se vulneráveis ao

trincamento. Já com a alumina este trincamento não acontece, aumentando assim a resistência ao desgaste com o aumento da fração volumétrica.

### **Jiatong et alii (1983)**

Investigaram uma série de ligas com diferentes frações volumétricas de carbonetos  $M_7C_3$  variando de 9 a 42%, em ensaios abrasivos na configuração a dois corpos (pino sobre disco) e na configuração a três corpos, trabalho baseado em Boyes em 1969, com três diferentes abrasivos SiC ( $\cong 2600$  HV),  $Al_2O_3$  ( $\cong 2020$  HV) e granada ( $\cong 1360$  HV). A faixa de composição destas ligas situa-se entre 2 a 4% carbono, 15 a 16% de cromo e 1,5 a 2% de molibdênio, em peso, sendo que estas foram submetidas a diferentes tratamentos térmicos, obtendo-se matrizes normalmente perlítica, martensítica, austenítica bruta de fusão e austenítica.

No ensaio abrasivo pino sobre disco, um aumento no volume de carbonetos aumentou a resistência ao desgaste. Mas quando testados contra granada que possui dureza menor do que o carboneto  $M_7C_3$ , um aumento no volume de carbonetos aumentou consideravelmente a resistência ao desgaste. O carboneto  $M_7C_3$  é um constituinte muito frágil nos FFBAC e neste trabalho, foi visto ter pequena ou nenhuma deformação plástica durante o desgaste abrasivo.

Quanto ao ensaio abrasivo a três corpos, a resistência ao desgaste relativa diminuiu com o aumento da fração volumétrica de carbonetos. O motivo é que as partículas abrasivas indentaram estes carbonetos e produziram o lascamento anteriormente ao desgaste da matriz. No caso da granada, sua dureza é menor que a dos carbonetos, logo não poderá indentá-los. Assim, os carbonetos duros aumentam a resistência ao desgaste. Mas, agora, os carbonetos podem estar salientes na matriz e o adequado suporte da matriz vem a ser muito importante.

**De Mello et alii (1985)**

Analisaram o comportamento abrasivo de famílias de ferros fundidos brancos ao cromo com molibdênio e ao cromo com vanádio, sendo que a faixa de composição das ligas ao cromo-molibdênio situa-se entre 0,9 a 3,9% de carbono, 6,8 a 32,1% de cromo e 3% de molibdênio. Foi utilizado um teste abrasivo clássico a três corpos, mono camada, via úmido e abrasivo  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Os FFBC com molibdênio apresentaram uma diminuição na perda por desgaste abrasivo com aumento da fração volumétrica até 30%. Esta percentagem corresponde a uma liga eutética, e a partir desta percentagem um aumento da perda por desgaste abrasivo.

Notou-se que a percentagem relativa sulco / indentação varia de uma liga a outra. Quanto maior a taxa de desgaste, maior a percentagem relativa dos sulcos. Observa-se, ainda, que o fluxo plástico ocorre de forma diferenciada em função das fases presentes e que existe um nítido efeito protetor dos carbonetos em relação à matriz eutética. Foi mostrado o intervalo de variação dos parâmetros característicos da morfologia da superfície. A etapa inicial do processo abrasivo caracteriza-se por uma variação mais acentuada destes parâmetros. Para as ligas apresentando menor resistência à abrasão, a amplitude desta variação aumenta. Pode-se, também, correlacionar a extensão do domínio característico de cada liga, no plano morfológico, com a resistência à abrasão. Quanto maior a resistência à abrasão de uma liga, mais restrito será o seu domínio no plano morfológico.

**Turenne et alii (1989)**

Avaliaram o efeito da microestrutura da matriz na resistência ao desgaste abrasivo de FFBC com diferentes matrizes: martensítica, austenítica, ferrítico-perlítica e fração volumétrica de carbonetos que se situa em torno de 30%. Ensaio na configuração abrasiva pino sobre disco foram efetuados com três abrasivos diferentes: Alumina, granada e SiC de 150  $\mu\text{m}$  e sob aplicação de diferentes cargas.

Verificou-se que para todos os tipos de ferros fundidos, o desgaste aumenta com a carga. O ferro fundido branco austenítico apresentou a melhor resistência ao desgaste sob todas as condições de carga e dureza dos abrasivos, devido ao encruamento da sua matriz. A ordem crescente de resistência ao desgaste abrasivo para os vários ferros fundidos ficou, assim, estabelecida: ferrítico-perlítico, martensítico e austenítico. A boa resistência à abrasão é devida ao forte encruamento da matriz austenítica resultando em uma dureza que excede a das outras estruturas. Microcorte e sulcamento são os mecanismos de desgastes presentes para todos os ferros fundidos. A proporção de sulcamento aumenta com a ductilidade da matriz. Decoção na interface entre a matriz ferrítica e carbonetos e fratura sob a superfície desgastada resultaram em altas taxas de desgaste comparadas a outras microestruturas investigadas.

#### **Fan et alii (1990)**

Estudaram o comportamento abrasivo e a resistência à fadiga por impacto do FFBC com 12% de cromo e 2,6% de carbono. As amostras foram tratadas termicamente, obtendo-se, predominantemente, matrizes martensíticas com carbonetos  $M_7C_3$ . Foi utilizada uma configuração a três corpos, baseados no trabalho de Boyes em 1969, e um abrasivo utilizado com dureza de 550 HV e de tamanho 315  $\mu\text{m}$ .

Foi verificado que a resistência à abrasão aumenta com o aumento do teor de carbono na martensita e diminui com o aumento da austenita retida. Alta quantidade de carbono na martensita induz um maior suporte dos carbonetos e a matriz propriamente dita é mais resistente. Portanto, o alto teor de carbono na martensita melhora a resistência à abrasão do ferro fundido branco alto cromo. O efeito prejudicial da austenita retida pode ser explicado em termos da redução da dureza da matriz. A segunda razão pode ser a alta tendência de lascamento e trincamento nas superfícies desgastadas causados pelas tensões adicionais desenvolvidas no processo de encruamento da austenita retida.

**Santana e de Mello (1993)**

Reportaram a influência da morfologia dos carbonetos do tipo  $M_7C_3$  na abrasão a dois corpos de ferros fundidos brancos em duas ligas eutéicas: 30% cromo e 2,7% carbono e 15% cromo e 3,7% carbono. A microestrutura obtida é formada por carbonetos massivos do tipo  $M_7C_3$  suportados por uma matriz metálica predominantemente martensítica. Foram empregados dois tipos de abrasivos  $Al_2O_3$  e SiC com granulometrias de 600 e 80 Mesh. Os resultados mostraram que independente da liga o desgaste abrasivo é cerca de 100% maior para o SiC. A liga com 15% de cromo e 3,7% de carbono teve um desempenho em relação ao desgaste abrasivo ligeiramente superior ao da liga com 30% de cromo e 2,7% de carbono, na situação tribológica considerada, em particular, para os abrasivos grandes.

Observou-se que a dureza global, da mesma forma que a microdureza da matriz, apresenta-se, também, homogênea e que, praticamente, não influencia o comportamento em abrasão. Nota - se ainda que a liga de maior dureza (30% cromo e 2,7% de carbono; 849 HV) apresenta um desempenho ligeiramente inferior ao da liga de menor dureza (15% cromo e 3,7% de carbono; 839 HV). Novamente, a granulometria e natureza dos abrasivos influenciaram o desgaste: abrasivos de menor dureza ( $Al_2O_3$ ) e de menor granulometria (600 Mesh) desgastam menos as ligas em questão.

A figura 2.11 mostra o efeito da porcentagem volumétrica dos carbonetos das duas ligas no comportamento abrasivo, onde nenhum efeito sobre a taxa de desgaste pôde ser observado. De um modo geral, a liga que apresentou menor quantidade de carbonetos (30% cromo e 2,7% de carbono; FVC = 30%) teve pior desempenho que a liga com maior quantidade de carbonetos (15% cromo e 3,7% de carbono; FVC = 32%).

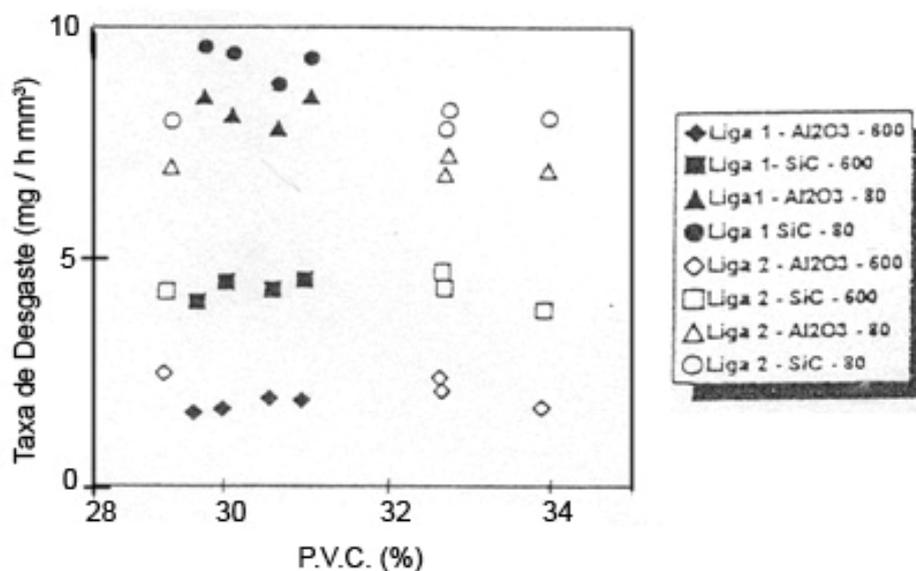


Figura 2.11 - Influência da porcentagem volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste [SANTANA e DE MELLO, 1993].

Verificou-se, também, que a morfologia dos carbonetos exerce forte influência no desempenho destas ligas, ou seja, valores elevados de espaçamento entre carbonetos e tamanho relativo levam a um acréscimo considerável da taxa de desgaste. O microsulcamento foi o micromecanismo predominante na remoção da matéria.

### Dogan et alii (1995)

Analisaram a resistência ao desgaste abrasivo da zona colunar do FFBC. A liga apresenta composição química de 3% de carbono e 25% de cromo, em peso. Foi utilizada a configuração abrasiva a dois corpos (pino sobre disco) usando granada de 150 mesh como abrasivo. As amostras foram tratadas termicamente, inclusive, com tratamento sub-zero e obtidas diferentes microestruturas.

Para todos os tratamentos térmicos, as amostras longitudinais têm uma menor taxa de desgaste do que as amostras transversais. A orientação dos carbonetos eutéticos com respeito à superfície de desgaste representa um

papel importante na determinação da resistência ao desgaste abrasivo dos FFBC. Quando as direções dos eixos [0001] dos carbonetos são paralelas à superfície de desgaste, esse material tem uma maior resistência à abrasão do que quando estes eixos são perpendiculares à superfície de desgaste. Evidências sugerem que a fratura sub-superficial dos planos perpendiculares às estas direções dos eixos dos carbonetos eutéticos é o principal responsável por essa diferença. As taxas de desgaste das amostras com matrizes predominantes ou completamente martensíticas aumentam com a diminuição da dureza das amostras em ambas as direções transversal e longitudinal. Comparada com a amostra de matriz completamente martensítica, a amostra com alguma martensita não revenida tem uma performance inferior em termos de resistência ao desgaste em ambas às direções longitudinal e transversal. A matriz que contém uma mistura de austenita e martensita estabelece a melhor resistência ao desgaste abrasivo. Uma matriz completamente martensítica, por sua vez, desgasta mais rápido, com deformação plástica intensa e trincamento das superfícies desgastadas.

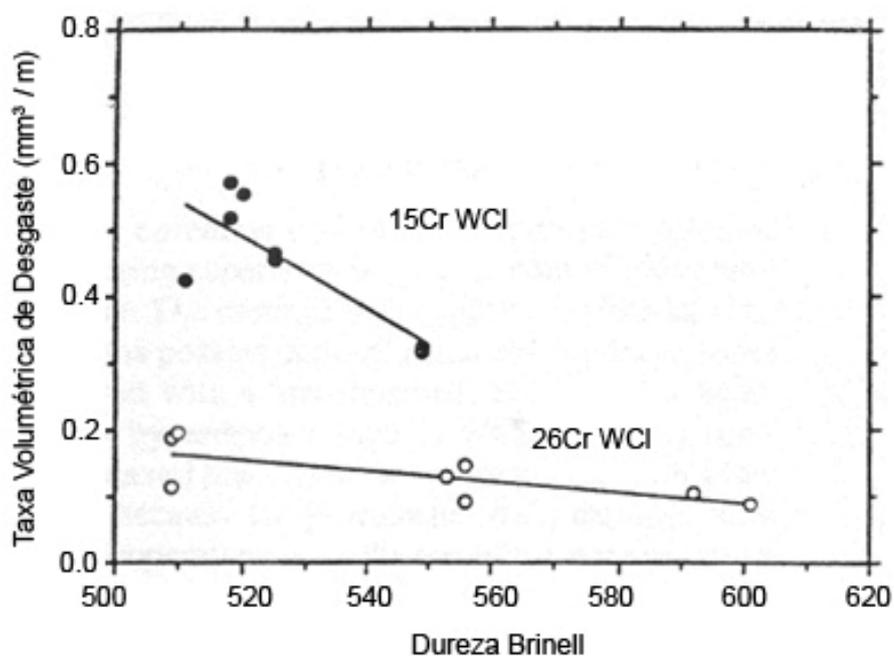
### **Dogan et alii (1997)**

Estudaram a estrutura de solidificação e resistência ao desgaste de FFBC com composição entre 15 e 26% de cromo, sendo que estas foram submetidas a diferentes superaquecimentos resultando, posteriormente, em diferentes microestruturas. Ligas hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas foram obtidas. Foi utilizada configuração a dois corpos (pino sobre cilindro) com abrasivo granada de 150 mesh e sob carga de 66,7 N. Em geral, a liga com 26% de cromo é composta de uma matriz austenítica e carbonetos  $M_7C_3$  com uma camada de martensita na vizinhança dos mesmos. A liga com 15 % de cromo apresenta matriz bainítica com alguma perlita e carbonetos do tipo  $M_7C_3$  e  $M_3C$ . As ligas com composição hipoeutética e eutética possuem ambas as zonas colunares e equiaxiais quando vazadas com um baixo superaquecimento. As ligas ligeiramente hipereutéticas desenvolveram uma macroestrutura completamente equiaxial, devido ao carboneto proeutético  $M_7C_3$  que forma em temperaturas mais altas do que o resto da microestrutura e dissolve bastante

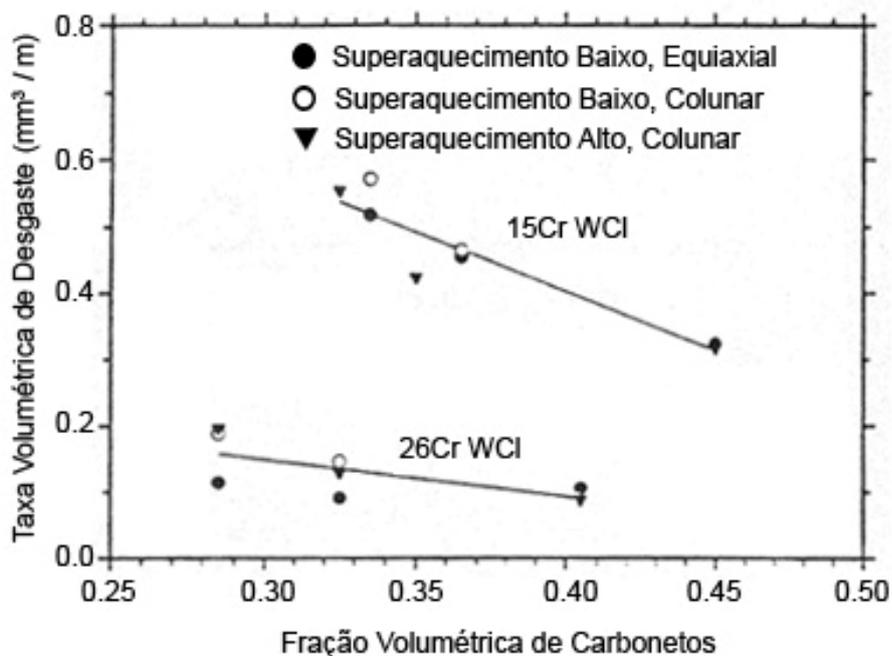
lentamente no banho de metal líquido ao aquecer. Para amostras de FFBC com condições equivalentes de composição e superaquecimento, uma estrutura equiaxial leva a um menor volume de taxa de desgaste do que uma estrutura colunar. Este efeito é mais pronunciado nas ligas austeníticas.

Uma matriz austenítica tem uma melhor resistência ao desgaste quando comparada com uma matriz composta de perlita e bainita, pois se transforma em martensita e suporta os carbonetos mais efetivamente. Neste estudo dos ferros fundidos brancos alto cromo com 15% e 26% de cromo, a dureza e a fração volumétrica proporcionam uma boa indicação da taxa de volume de desgaste. Como a dureza global em uma classe particular aumenta, o volume de desgaste diminui.

Em geral, a taxa de desgaste do ferro fundido branco alto cromo com 26% de cromo é, aproximadamente, 3,5 vezes menor do que a liga com 15% de cromo para uma fração volumétrica de carbonetos (FVC) equivalente ou uma dureza Brinell equivalente, como demonstrado na figura 2.12.



(a)



(b)

Figura 2.12 - a) Efeito da FVC na taxa de desgaste b) Efeito da dureza na taxa de desgaste [Dogan et alii, 1997].

### Huang e Wu (1998)

Analisaram a corrosão e os desgastes abrasivo e erosivo quanto à estrutura de FFBC com molibdênio contendo, aproximadamente, 28% de cromo, 2,8% de carbono e 1% de molibdênio. As amostras foram aquecidas a várias temperaturas e resfriadas ao ar. O ensaio abrasivo foi conduzido em uma configuração a três corpos (roda de borracha), utilizando como abrasivo a  $\text{SiO}_2$  (via úmida). Os resultados mostraram que a estrutura da liga bruta de fusão é austenita e carbonetos eutéticos  $\text{M}_7\text{C}_3$ . Quando tratada a  $800\text{ }^\circ\text{C}$  existiu uma precipitação de segunda fase na matriz e a transformação da austenita em martensita com posterior resfriamento ao ar em temperaturas superiores. A distribuição de elementos de liga dos FFBC com molibdênio é mudada com a condição de tratamento térmico. A matriz original de ferro fundido possui muito mais cromo e molibdênio do que após o tratamento térmico. Foi mostrado que

quanto mais alta a temperatura de tratamento, maior é a dureza do FFBC.

A partir do efeito do tratamento térmico na dureza e na taxa de desgaste, a curva da resistência à corrosão e resistência ao desgaste mostram um pico a 850 °C e um ponto de vale para a corrosão entre 900 a 950 °C e para o desgaste abrasivo entre 1000 e 1050 °C. A dureza rapidamente aumenta entre 850 a 1050 °C devido ao aumento de precipitação das fases secundárias. Logo, a 850 °C o desgaste de abrasão e erosão é muito maior devido à precipitação da fase secundária ao longo dos contornos. Isto leva à diminuição do cromo ao redor do eutético  $M_7C_3$  e que podem ser facilmente corroídas, logo a resistência do eutético  $M_7C_3$  combinada com a matriz austenítica diminui. Tudo isto resulta em pobre resistência ao desgaste.

Para a abrasão, a resistência ao desgaste é muito boa entre as temperaturas de 1000 e 1050 °C, desde que o encruamento seja maior nesta faixa. Boa resistência à erosão poderá ser obtida dependendo não somente da boa resistência abrasiva do material, mas, também, da resistência à corrosão da matriz. Se a resistência à corrosão da matriz for pobre, os carbonetos  $M_7C_3$  poderão perder o suporte da matriz e facilmente trincar-se, ocasionando desgaste severo. Logo, a boa resistência à corrosão é atingida quando o teor de cromo passa de 11,7%. Quando o FFBC é tratado entre 900 e 950°C, a matriz contém, aproximadamente, 15% de cromo fornecendo uma boa resistência à corrosão. Ao mesmo tempo há muitos precipitados de segunda fase e a dureza do ferro aumenta notavelmente.

### **Pintaude et alii (2001)**

Estudaram o efeito do tamanho da partícula no desgaste abrasivo do ferro fundido branco alto cromo em moinhos de bolas em uma liga com composição aproximada de 3% de carbono e 18% de cromo, em peso. Foram realizados ensaios de moagem em granito, sob duas condições, a seco e a úmido. As bolas de moagem apresentavam 50 mm de diâmetro e foram austenitizadas e temperadas, seguidos por revenido. A microestrutura final é uma matriz

martensítica com 29 % de fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$  e menos que 5% de fração volumétrica de perlita. A distribuição do tamanho das partículas de granito usadas, no ensaio de moagem, após peneiramento do granito bruto em partículas grossas e finas. A distribuição de tamanho das partículas após os ensaios de moagem, para cada condição de ensaio, foi também determinada.

Alta taxa desgaste das bolas foi observada para partículas de granito finas sob condições a seco e a úmido. A menor taxa de desgaste foi observada para partículas grosseiras de granito (a seco e a úmido). Durante a moagem (via úmida) de granitos brutos as taxas de desgaste das bolas foram duas vezes maiores do que sob a moagem a seco. Para este tribosistema, isto é, moagem em moinho de bolas, quando o mecanismo preliminar de cominuição é “esfregação”, a presença de partículas maiores do que os espaços intersticiais entre as bolas reduz a quantidade de partículas em contato com as mesmas, resultando, assim, em menor taxa de desgaste abrasivo e menor eficiência na cominuição. Para moagem úmida de granitos brutos, os constituintes minerais presentes no material podem influenciar significativamente no comportamento abrasivo. Durante o processo de cominuição, feldspato pode agir como um agente de união, unindo partículas finas de quartzo ao granito grosseiro e às superfícies das bolas, mudando o comportamento abrasivo do corpo de moagem e tornando a dependência da relação de tamanho relativo menos importante para o processo abrasivo.

### **Albertin e Sinatora (2001)**

Analisaram o efeito da fração volumétrica de carbonetos e da microestrutura da matriz no desgaste de bolas de FFBC testadas em laboratório num moinho de bolas. As bolas usadas no ensaio tinham 50 mm de diâmetro. Foram selecionados 5 tipos de composições químicas de ferros fundidos brancos alto cromo. O carbono varia de 1,5 a 3,5% e o cromo de 12 a 25% e com fração volumétrica variando de 13 a 40% e um “aço ferramenta” foi incluído para produzir uma composição com 0% de carbonetos. Uma matriz martensítica foi obtida para todas as ligas. O efeito do tipo da matriz foi estudado no ferro

fundido branco contendo 30% de fração de carbonetos. Foram obtidas matrizes perlítica e austenítica (80% de austenita com martensita nas vizinhanças dos carbonetos) na condição bruta de fusão.

Foram utilizados três tipos de abrasivos: minério de ferro, rochas fosfáticas e areia. A areia é classificada como AFS 90/100. Os ensaios de desgaste foram conduzidos em um moinho de bolas e a moagem úmida foi processada em até 200 horas a 53 rpm. Ensaios de pinos sobre disco, cujos corpos de prova foram extraídos das bolas testadas, foram ensaiados com abrasivo SiC 80 mesh, sob aplicação de uma carga de 19,65 N ou com alumina 400 mesh, com uma carga de 9,85 N. O quartzo, que não é recomendado como abrasivo padrão nos ensaios de moinho de bolas para esta utilização em particular, produz uma condição severa de desgaste. Já com os abrasivos ideais para este ensaio o comportamento abrasivo é menos severo do que o quartzo, sendo que a hematita a partir de 50 horas produz um desgaste maior. A figura 2.13 mostra uma função da taxa de desgaste com a fração volumétrica de carbonetos de todas as ligas com matrizes martensíticas com a utilização dos 3 abrasivos.

O quartzo produz um regime severo de desgaste, o que leva a um aumento na taxa de desgaste com o aumento da percentagem de carbonetos. Isto ocorre por um mecanismo que combina a remoção rápida da matriz metálica seguida por microtrincamento dos carbonetos. A liga eutética propõe uma dificuldade ao processo abrasivo dificultando o corte, embora a quebra e a remoção dos carbonetos persistam. Em condições menos severas (demais abrasivos) os carbonetos são efetivos na proteção da matriz metálica contra o mecanismo de microcorte, e a taxa de desgaste diminui quando a percentagem de carbonetos aumenta, até a composição eutética.

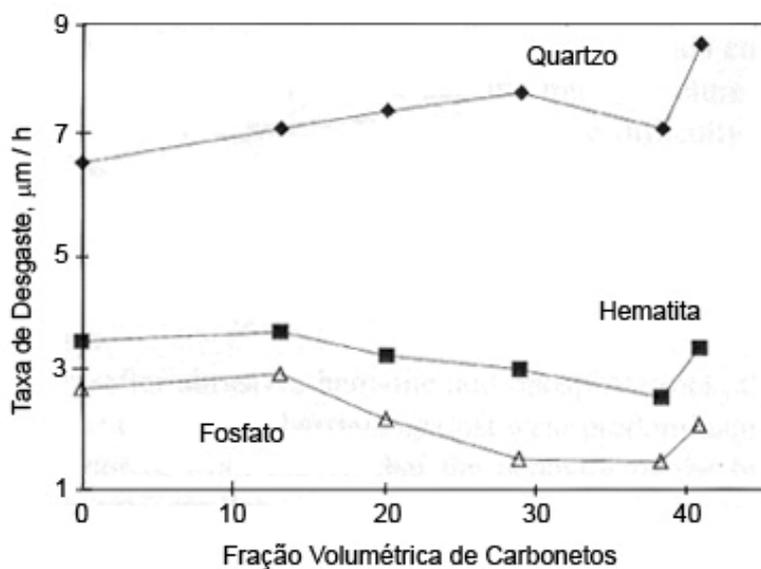


Figura 2.13 - Efeito da porcentagem de carbonetos na taxa de desgaste. Ensaios de moagem em moinhos de bolas com hematita, rochas fosfáticas e quartzo [ALBERTIN e SINATORA, 2001].

Os resultados, quanto ao efeito da matriz metálica (30% de fração volumétrica), mostram que a razão  $H_a/H_m$ , ( $H_a$ = dureza do abrasivo e  $H_m$ = dureza da matriz), foi um fator determinante das taxas de desgaste. Matrizes com baixa resistência, tais como, perlíticas e austeníticas, resultaram em trincamentos sub-superficiais do carboneto e baixa resistência ao desgaste no ensaio moinho de bolas devido os carbonetos ficarem expostos na superfície resultando em altas taxas de desgaste.

Quanto ao ensaio abrasivo pino sobre disco, a liga austenítica teve uma performance melhor do que no ensaio de moinho de bolas, e a matriz martensítica um resultado similar, usando SiC. O resultado da liga austenítica é melhor (as interações são mais restritas à superfície), pois o consumo de energia para a deformação plástica e o encruamento da austenita faz com que o mecanismo de microcorte seja menos efetivo e o microtrincamento dos

carbonetos não é promovido. A taxa de desgaste foi menor para o ensaio com alumina, não mostrando o microtrincamento como mecanismo determinante na presença de carbonetos grosseiros, ou seja, a liga hipereutética mostrou uma boa resistência ao desgaste nesta particular situação.

### **Liu et alii (2001)**

Reportaram a resistência ao desgaste de dois tipos de FFBC em temperaturas elevadas, uma liga hipoeutética com 25% Cr-2,9% C - 0,5% Mo-0,5% Ni utilizada em aplicações de altas temperaturas e outra liga desenvolvida hipereutética com 40% Cr - 4,5% C - 5% Mo - 8% Ni - 9% Nb. O ensaio de dureza mostrou que a liga desenvolvida possui maior dureza do que a liga convencional 25% de cromo para todas as temperaturas de ensaio. Para a realização de um ensaio de abrasão suave em altas temperaturas, foi utilizado um novo equipamento que permitiu o aquecimento da areia abrasiva em um depósito de aço inoxidável. As amostras foram colocadas através de um dispositivo com rotação de 200 rpm e numa temperatura de ensaio 650 °C e o tempo par cada medida de perda de massa foi 20 horas.

Os experimentos adicionais quanto à oxidação a 650 °C revelaram para ambas as ligas, que o ganho de peso foi desprezível, comparado com a perda de massa por abrasão. Logo, a influência da oxidação foi ignorada. Os resultados de abrasão foram dados por volume desgastado das amostras em função do tempo, como mostra a figura 2.14.

Esta figura mostra que a taxa média de desgaste para a liga desenvolvida foi somente 36% da liga padrão, indicando excelente resistência ao desgaste em altas temperaturas. Na liga padrão (25% de cromo), riscamento e deformação foram considerados os mecanismos de desgaste dominantes da fase austenítica primária, enquanto a fratura frágil foi considerada o processo de desgaste dos carbonetos eutéticos. Já para a liga hipereutética, a superfície desgastada mostrou-se mais suave, indicando que os carbonetos primários e as fases eutéticas foram resistentes ao abrasivo areia na temperatura de

ensaio.

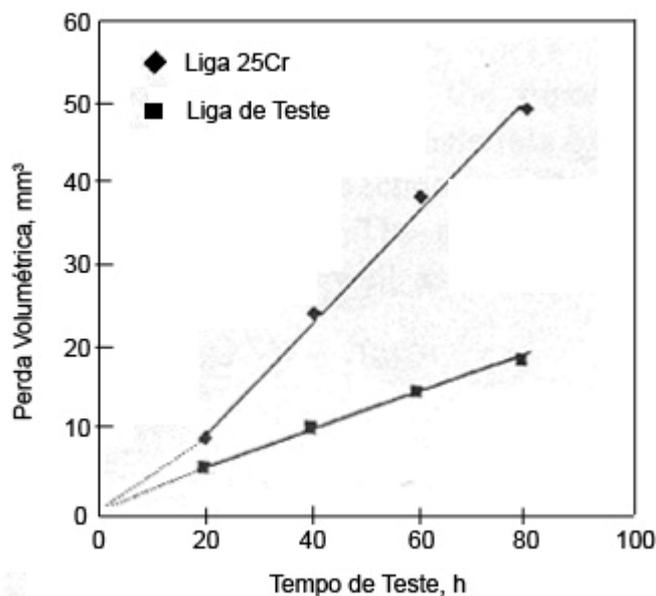


Figura 2.14 - Perda volumétrica das amostras como função do tempo de ensaio [Liu et alii, 2001].

### **Matsubara et alii (2001)**

Estudaram a solidificação e desgaste por abrasão em três diferentes ferros fundidos brancos com composições: 10% de cromo, 3% de carbono, 5% de molibdênio, 5% de tungstênio (liga 1); 3% de carbono, 10% de vanádio, 5% de molibdênio, 5% de tungstênio (liga 2); 3,5% de carbono, 17% de cromo e 3% de vanádio (liga 3). A liga 1 possui carbonetos do tipo  $M_7C_3$  e  $M_6C$ , enquanto a 2 e a 3 apresentam  $(MC$  e  $M_2C)$  e  $(M_7C_3)$ , respectivamente. Após endurecimento ao ar e revenido, as amostras foram homogeneizadas a  $950^\circ C$  por 5 horas sob atmosfera a vácuo e seguido por revenido a  $300^\circ C$  por 3 horas. Foi utilizado um ensaio abrasivo específico (SUGA) que consiste em uma roda coberta com papel abrasivo de SiC de 120 mesh sob a atuação de uma carga de 10 N. Os resultados mostraram que para todas as amostras, o desgaste abrasivo diminuiu respeitando a seguinte seqüência: ligas homogeneizadas, bruto de fusão, revenidas e endurecidas ao ar.

No estado bruto de fusão, a perda por desgaste abrasivo foi menor na liga 2 que consiste de carbonetos MC proeutéticos, carbonetos MC e  $M_2C$  e matriz perlítica, e mais alto na liga 3 que tem carbonetos  $M_7C_3$  proeutéticos, carbonetos eutéticos  $M_7C_3$  e matriz perlítica. No estado homogeneizado, a ordem das ligas na perda por desgaste abrasivo é a mesma do estado bruto de fusão. Mas, o desgaste abrasivo de cada liga foi maior do que as ligas pertencentes ao estado bruto de fusão, devido as matrizes homogeneizadas serem compostas de perlita grosseira e finos carbonetos secundários.

Nos estados endurecidos ao ar e revenido, a perda por desgaste abrasivo foi menor na liga 2, como era o caso dos estados bruto de fusão e homogeneizada e maior na liga 1, que tem carbonetos  $M_7C_3$  e  $M_6C$  e alta quantidade de austenita retida na matriz. Devido à baixa carga aplicada (10 N), a austenita não se transformou em martensita durante o ensaio abrasivo que poderia responder pela maior resistência ao desgaste abrasivo da liga 1. Outra razão vem do fato de que os carbonetos massivos de  $M_7C_3$  grandes não só faz a liga ficar frágil, mas, também, são trincados. A menor perda por desgaste abrasivo da liga 2 pode ser atribuída ao fato de que o principal tipo de carboneto é o MC que tem a maior dureza entre os carbonetos nas ligas de ferros fundidos brancos e  $M_2C$  com considerável quantidade de W, ficando mais próximo, em nível de dureza, ao carboneto MC.

### **Xing et alii (2002)**

Relataram o efeito da oxidação no desgaste de ferros fundidos brancos em elevadas temperaturas (800 °C). Foram utilizadas ligas com carbono igual a 2,2%, 21 a 23% de Cr, 9% de Ni, 0 a 4,3% de Mo e 0 a 4,2% de W. O ensaio abrasivo a três corpos em altas temperaturas foi executado usando areia sendo que, sob a aplicação de uma carga, um anel é pressionado contra um disco e os abrasivos novos agem constantemente sobre as superfícies desgastadas. Foi encontrado que a resistência ao desgaste de todas as ligas testadas em argônio são as mesmas.

A estabilidade quanto à oxidação do carboneto influenciou extensivamente na resistência ao desgaste em altas temperaturas. Assim, aumentando a estabilidade oxidativa do carboneto e sua conseqüente influência positiva junto à matriz a mesma pode suportar os carbonetos efetivamente e uma boa resistência ao desgaste, em temperaturas importantes, pode ser obtida.

Após a revisão bibliográfica efetuada neste capítulo, torna-se imperativo ratificar o objetivo deste trabalho, qual seja: Analisar a influência do molibdênio no comportamento abrasivo dos ferros fundidos brancos alto cromo, com relação  $Cr/C = 10$  e contendo até 9% de molibdênio, em ensaio abrasivos a dois corpos (pino sobre disco) e a três corpos (LTM).

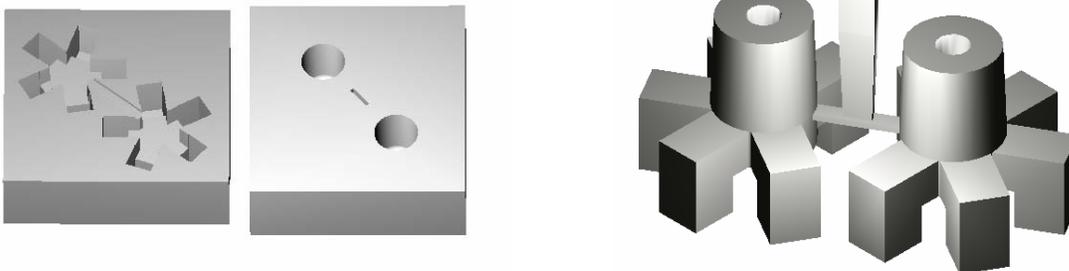
## CAPÍTULO III

### 3 - PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

As amostras cilíndricas de Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC) para a realização dos ensaios abrasivos a dois corpos (pino sobre disco) e a três corpos (LTM), visando verificar a influência do molibdênio na resistência ao desgaste abrasivo, foram produzidas conforme metodologia descrita na seqüência:

#### 3.1 Fundição dos blocos

Os blocos foram fundidos pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo (IPT) em um forno de indução com capacidade de 30 kg. Estes blocos foram produzidos pelo processo de moldagem conhecido como resina furânica de acordo com a figura 3.1:



(a)

(b)

Figura 3.1 - (a) Molde utilizado para fabricação dos blocos; (b) Peça bruta de fundição com os canais e massalotes [CARVALHO, 2005].

Definido o processo, foram produzidos 20 tipos diferentes de FFBAC com diferentes teores de carbono, cromo e molibdênio.

Foi utilizado um total de 20 moldes de areia (um para cada liga), sendo vinte corridas de 28,5 kg para produzir 200 blocos com dimensões 40 x 40 x 70 mm [CARVALHO, 2005].

### 3.2 Composição química

Foram utilizados 20 tipos diferentes de FFBC numa relação Cr/C = 10 e com o molibdênio variando de 0 a 9%, em peso.

A análise da composição química foi realizada usando as técnicas de espectrometria de raios-X e para os elementos C e S foi utilizada uma análise por combustão direta no Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi (CETEF), em Itaúna-MG. A composição química nominal e as suas denominações estão caracterizadas na tabela 3.1, enquanto que a comparação entre as composições nominais e efetivas está apresentada na figura 3.2.

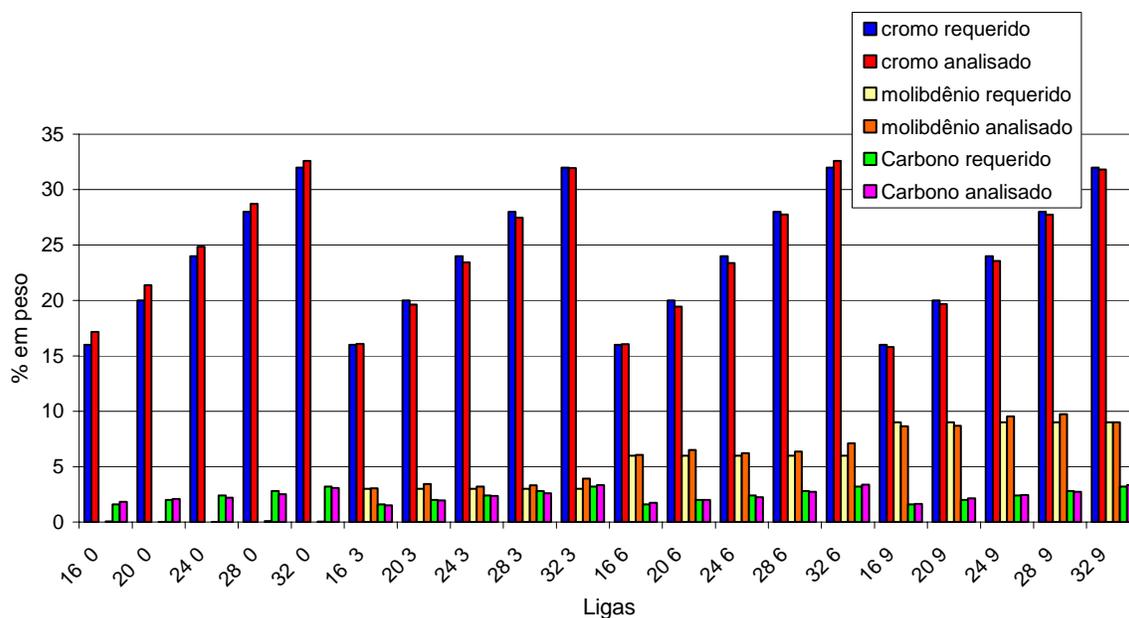


Figura 3.2 - Comparativo entre a composição química analisada e requerida das ligas [CARVALHO, 2005].

Tabela 3.1 - Composição química nominal das amostras.

Ligas	Composição Química Nominal (% em peso)		
	Cr	C	Mo
16-0	16	1,6	0
20-0	20	2,0	0
24-0	24	2,4	0
28-0	28	2,8	0
32-0	32	3,2	0
16-3	16	1,6	3
20-3	20	2,0	3
24-3	24	2,4	3
28-3	28	2,8	3
32-3	32	3,2	3
16-6	16	1,6	6
20-6	20	2,0	6
24-6	24	2,4	6
28-6	28	2,8	6
32-6	32	3,2	6
16-9	16	1,6	9
20-9	20	2,0	9
24-9	24	2,4	9
28-9	28	2,8	9
32-9	32	3,2	9

A análise da composição química das ligas mostra uma boa correlação entre os valores nominais e os analisados dos elementos cromo, carbono e molibdênio, destacando que a razão Cr/C = 10 foi obedecida, como mostra a figura 3.2.

### 3.3 Propriedade mecânica: dureza

A dureza das ligas foi obtida por um durômetro universal, usando um penetrador tipo Vickers com carga de 10 kgf e os valores de dureza foram obtidos a partir de uma média de 15 medições. Obteve-se um perfil de dureza em cada liga

buscando verificar a homogeneidade. Os resultados obtidos por Carvalho (2005) estão sintetizados na figura 3.3.

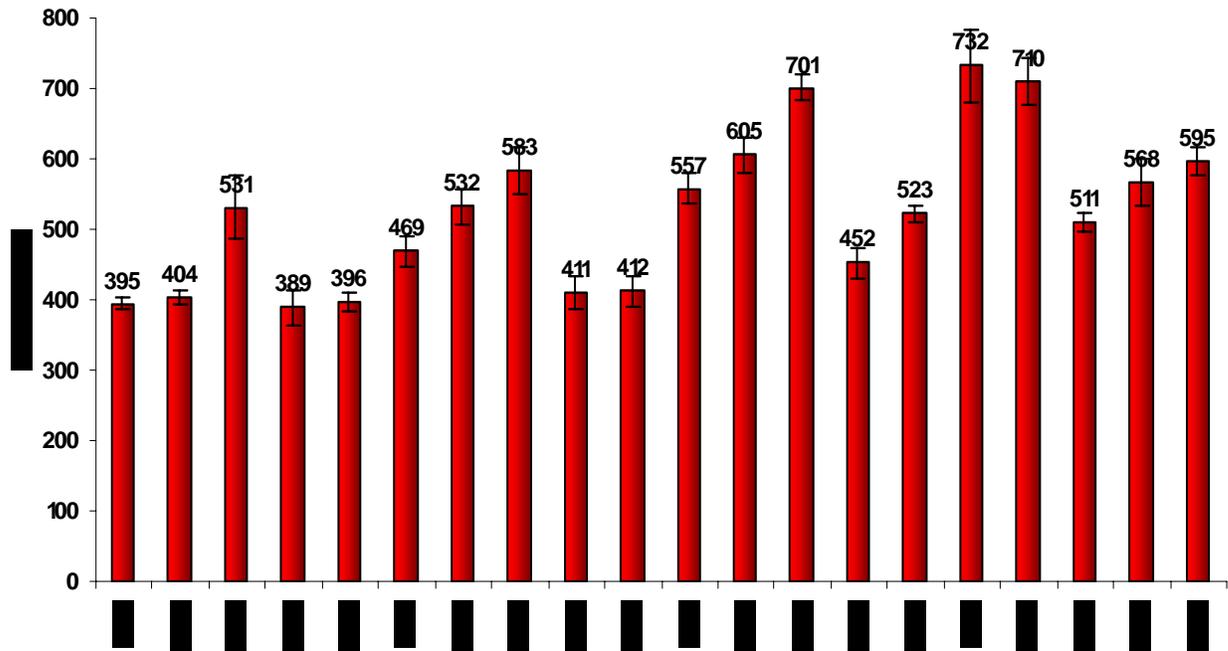


Figura 3.3 - Dureza dos FFBAC [CARVALHO, 2005].

Quanto à dureza verifica-se que para uma mesma quantidade de molibdênio, aumentando a razão Cr/C há um aumento da dureza nas ligas hipoeutéticas (16, 20 e 24% de Cr) e um decréscimo nas ligas eutéticas (28% de Cr) e hipereutéticas (32% de Cr), devido à presença de uma matriz ferrítica. A alta dureza da liga 24-0 foi devido à matriz martensítica, provavelmente, com alguma perlita [Carvalho, 2005].

Aumentando-se a porcentagem de molibdênio, aumenta-se a dureza, possivelmente pelo endurecimento por solução sólida da matriz causado pelo molibdênio na ferrita e/ou pelo aumento da fração volumétrica dos carbonetos.

Para as ligas com 9% de molibdênio, observou-se uma queda da dureza na liga hipoeutética 24-9 devido ao desaparecimento da fase  $\gamma$  [CARVALHO, 2005].

### 3.4 Preparação das amostras

As amostras cilíndricas para os ensaios de abrasão a dois corpos e a três corpos foram obtidas, a partir dos blocos descritos anteriormente, no Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da Universidade Federal de Uberlândia (UFU).

Para os ensaios abrasivos foi necessária a retirada de 6 amostras por cada liga, para que os resultados tivessem uma boa confiabilidade. Como apresentado na tabela 3.1 têm-se 20 ligas, logo, foi necessária a produção de 120 amostras para o ensaio abrasivo a dois corpos e 120 amostras para o ensaio abrasivo a três corpos. Para um melhor aproveitamento de material e do tempo, foi conveniente um projeto para retirada das amostras de acordo com a disposição da figura 3.4.

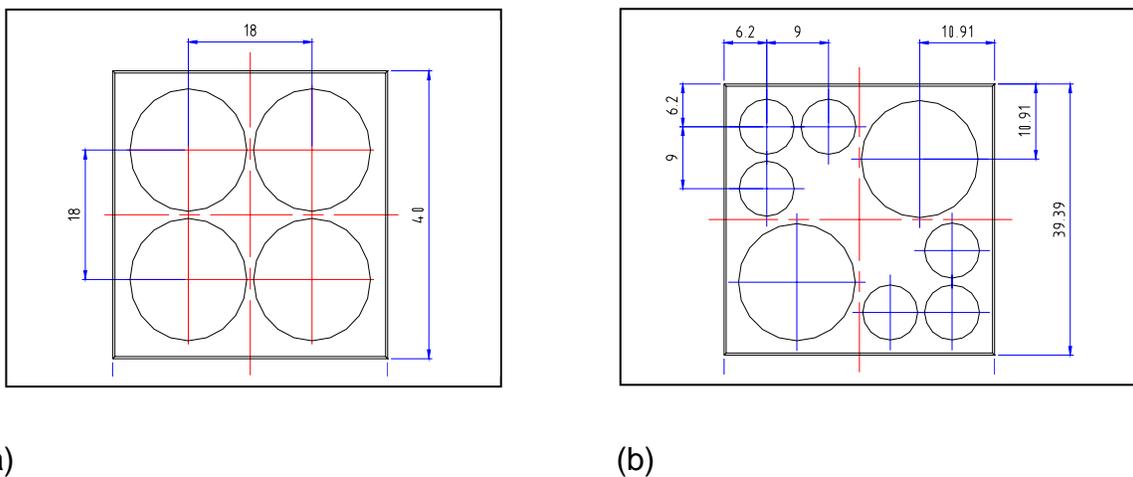


Figura 3.4 - Disposição das amostras nas seções. a) 4 amostras para o ensaio abrasivo a três corpos; b) 2 amostras para o ensaio abrasivo a três corpos e 6 amostras para o ensaio abrasivo a dois corpos.

Numa primeira tentativa tentou-se cortar os blocos com um equipamento discotom tradicional e disco 01 TRE (disco característico para corte deste tipo de material), mas devido ao tamanho da seção transversal em conjunto com a dureza do material, o disco emperrava e deteriorava-se. Utilizou-se uma máquina de serra circular à base de CBN, com especificação, Meyer & Burger S.A., fabrique de machine, Steffisburg-Station, Suisse, tipo: T53 Nº: 4-160. Este equipamento possui controle hidráulico-pneumático e um sistema de refrigeração, que mantêm uma velocidade de corte constante (0,006 mm/s). Utilizou-se um disco de CBN, uma vez que não foi possível usar disco de diamante, pois este reagiria quimicamente com o carbono da liga provocando a sua deterioração.

A figura 3.5 mostra a foto da máquina de serra circular a base de CBN:



Figura 3.5 - Foto da máquina de serra circular a base de CBN com a exposição dos cortes transversais no bloco fundido.

Três cortes transversais em cada bloco foram feitos, sendo que cada corte, demorava cerca de 4 a 7 horas dependendo do estado do disco. Procurou-se sempre cortar na mesma secção de corte, onde teoricamente, a microestrutura do fundido não varia muito.

Foram então retiradas deste bloco, de acordo com os três cortes, duas secções com dimensões de 40 x 40 x 20 mm e 40 x 40 x 12 mm, para os ensaios abrasivos a dois e a três corpos, respectivamente.

A figura 3.6 mostra o desenho esquemático da retirada destas secções utilizadas para os ensaios abrasivos:

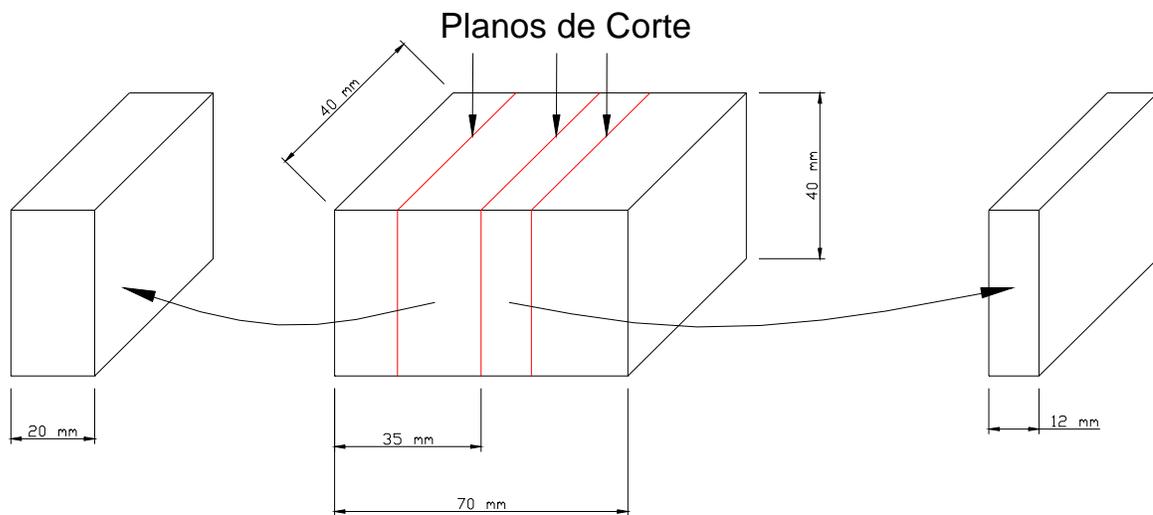


Figura 3.6 - Desenho esquemático da retirada das secções transversais.

Após a retirada, estas secções foram retificadas para garantir o paralelismo necessário para os ensaios abrasivos e foi usado um rebolo de CBN, devido aos característicos do material. Como o material não era muito magnético, a base magnética utilizada na retífica não conseguiu fixar as secções. Assim, foi necessária a fabricação de um dispositivo mecânico.

Após a retífica das seções, para analisar a presença de porosidades e a homogeneidade das ligas, foi efetuada uma análise microestrutural. Como foi descrito anteriormente, procurava-se sempre analisar a mesma seção para todas as ligas, onde por ventura, serão efetuados os ensaios abrasivos.

Assim, as ligas foram lixadas com lixas d'água SiC até 1000 mesh. À medida que se passava de uma lixa para outra, a direção de orientação do corpo de prova em relação à lixa era alterada em 90°.

Em seguida, as amostras foram polidas em uma politriz com pasta de diamante de granulometrias 6 e 3  $\mu\text{m}$ . Após o polimento, com pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$ , foi adotado um procedimento de limpeza: as amostras eram lavadas em água abundante, e em seguida eram colocadas em um becker contendo acetona e após colocadas no ultra-som por cerca de 1 minuto, para a retirada de resíduos, que poderiam contaminar o posterior polimento.

Então, poliam-se as amostras com pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$ , e os mesmos procedimentos de limpeza foram realizados. Após a limpeza, a secagem era feita com ar quente utilizando um secador convencional.

As amostras, ainda não atacadas, foram visualizadas em um analisador de imagens Neophot 21 do LTM/UFU, com diferentes ampliações, para verificar a presença de porosidades.

Logo após, foi feita uma análise microestrutural, visando verificar a homogeneidade das ligas. Os ataques foram feitos com reativo de Kalling (2g  $\text{CuCl}_2$ , 40 ml HCl, 40 ml ethanol (95%) e 40 ml de  $\text{H}_2\text{O}$ ), durante cerca de 10 segundos, e em seguida foram feitas fotos das microestruturas no analisador de imagens com diferentes magnitudes.

As secções foram lapidadas em uma lapidadora do tipo Lapmaster-John Crane Brasil utilizando abrasivo SiC de 220 mesh numa proporção de 142 g de abrasivo para 2,5 l de fluido (56,8 g / l). A lapidação foi somente na superfície onde serão feitos os ensaios abrasivos, garantindo assim uma mesma condição inicial, e reduzindo o tempo para se atingir o regime permanente nestes ensaios. As amostras foram colocadas dentro de um alvéolo feito de uma placa de material isolante (celeron), dispostas a 90 mm do centro do alvéolo e equidistantes de 120°, permitindo uma boa homogeneidade na lapidação, onde são pressionadas por um peso morto contra um disco de aço e colocadas no interior de um cilindro, onde as seções são deslizadas contra o disco e uma lama abrasiva descrita na proporção acima.

Como as amostras para estes ensaios abrasivos foram cilíndricas, de elevada dureza, para a retirada destas, optou-se pelo processo de usinagem via eletroerosão. Este processo não interfere na integridade dos corpos de prova produzidos, e é um recurso valioso para usinagem de peças extremamente frágeis sem nenhum risco de fratura.

O princípio fundamental do processo de eletroerosão é a remoção de material da peça pelo efeito térmico das descargas provocadas pela abertura de arco de plasma (ionização do dielétrico), ou seja, aplicando-se uma diferença de potencial (em corrente contínua) entre duas placas condutoras de eletricidade, chamadas de eletrodo e peça, separadas por uma pequena distância (de 0,012 mm a 0,050 mm) denominada “gap”, ocorrem descargas elétricas entre elas. Na verdade, neste espaço entre a peça e o eletrodo, circula o fluido dielétrico que se torna eletrolítico na forma gasosa [MEDEIROS, 1981; MCGEOUGH, 1988; ARANTES, 2001]. No instante da descarga elétrica, o eletrodo e a peça não estão em contato devido ao meio dielétrico que os envolve. Ao iniciar o ciclo de erosão, na pequena região de descarga elétrica, a potência despendida por unidade de área pode chegar até  $1000 \text{ w} / \text{m}^2$ , a temperatura até  $15.000^\circ\text{C}$ , assim o fluido dielétrico

evaporará, tornando-se eletrolítico e no meio gasoso a pressão poderá alcançar as marcas de até 200 atm. O calor gerado em cada descarga funde e até vaporiza partes micrométricas dos materiais mais próximos à região do *gap*, ou seja, da peça e da própria ferramenta. Dentre os parâmetros a serem definidos para a utilização deste processo de usinagem estão: o equipamento EDM (electrical discharge machining) usado com suas principais características e variáveis de usinagem, o material e a geometria da peça a ser usinada, o projeto e fabricação do ferramental necessário [ARANTES, 2001].

As amostras foram retiradas por um equipamento de usinagem por descargas elétricas, ou eletroerosão, ou EDM, por penetração, uma Engemac 440 NC, fabricado pela Engemaq Eletroerosão S/A e fluido dielétrico Tutela Meca Fluid 90EE (hidrocarboneto). Este maquinário é um equipamento com gerador de controle de pulso, sem CNC, operando automaticamente após seleção dos níveis de operações possíveis, mediante seleção prévia das funções disponíveis no painel gerador. Os ciclos de cada descarga são o balanço entre os tempos ativo- $T_{on}$  (duração do tempo de descarga) e inativo ou simplesmente intervalo- $T_{off}$  (duração do tempo de pausa entre duas descargas consecutivas). Portanto, inúmeros regimes de trabalhos podem ser selecionados variando-se a intensidade de corrente, a tensão, o  $T_{on}$  e o  $T_{off}$  isoladamente. Este equipamento está mostrado na figura 3.7.



Figura 3.7 - Equipamento EDM por penetração-Engemac 440 NC no Laboratório de Tribologia e Materiais – Uberlândia [ARANTES, 2001].

As amostras foram retiradas com diâmetro de 15 mm e altura de 12 mm para o ensaio abrasivo “LTM” e 6 mm de diâmetro e altura de 20 mm para o ensaio abrasivo pino sobre disco, conforme a necessidade de cada ensaio abrasivo. Foi utilizada uma ferramenta de cobre eletrolítico vazada.

Foram realizados testes para fazer a seleção mais adequada dos parâmetros de usinagem, onde o regime escolhido foi de semi-acabamento, devido a particularidade de usinagem por eletroerosão de FFAC. Não se consegue usinar com altas potências (o que aumentaria a velocidade de usinagem) dos FFAC, pois o processo praticamente fica estagnado, sem avanço da ferramenta, desgastando somente a ferramenta.

Isso, possivelmente, se deve à grande quantidade de carbono associada ao ferro em forma de carboneto, pois seu ponto de fusão é bem alto, e devido às altas temperaturas geradas pelo processo, o carbono se desprende do composto formando na superfície usinada um acúmulo de “carbono”, que age como camada “passivadora”, impedindo que descargas uniformes ocorram [RASLAN et alii, 2004].

Portanto, os parâmetros escolhidos para usinagem via-eletroerosão, são bem específicos e não permitem grande margem de variação.

Assim, de acordo com os testes preliminares feitos, a melhor concordância entre os parâmetros foi conseguida pelo regime de semi-acabamento com os parâmetros descritos na tabela 3.2:

Tabela 3.2 - Parâmetros empregados nos testes definitivos do processo de eletroerosão.

<b>Regime</b>	<b>Ton [ s ]</b>	<b>DT [%]</b>	<b>TS</b>	<b>Corrente [A]</b>	<b>Tensão [V]</b>
Semi -acabamento	70	55	4,5	~ 5	~ 15

Como já mencionado anteriormente, foram retiradas para cada liga 6 amostras para cada ensaio, num total de 240 amostras, com diâmetro de 6 mm e 15 mm, para os ensaios abrasivos a dois e a três corpos, respectivamente.

O tempo médio para retirada de cada amostra foi de 1:30 h e uma média de quatro amostras foram retiradas por ferramenta de cobre.

Foi efetuado um estudo sobre as modificações superficiais ocorridas durante o processo de retirada das amostras (eletroerosão) de ferros fundidos brancos alto Cromo (Cr/C = 10) e com molibdênio com 0, 3 e, 6 e 9 %, em peso. Foi utilizada uma ferramenta de cobre vazada e calculada a taxa de remoção de material para

cada liga que permaneceu praticamente a mesma para todas as ligas e ferramenta. A análise superficial foi realizada pelo microscópio óptico (nº de trincas, comprimento de trincas e espessura da camada refundida), interferômetro laser (rugosidade), macrodurômetro (dureza). Houve uma clara relação entre o nº de trincas na camada refundida e a percentagem de molibdênio, ou seja, quanto maior o teor de molibdênio, maior a quantidade de trincas em uma mesma área de análise. A maior possibilidade de ocorrer trincamento por solidificação da camada refundida não implica em sensível mudança do comprimento das trincas. Não há grande influência da quantidade de molibdênio na rugosidade Ra das quatro ligas testadas [Regattieri et alii, 2004].

Após a obtenção das amostras, as secções restantes foram polidas no lado onde iriam ser realizados os ensaios para serem caracterizadas quanto à dureza (perfil de dureza).

As amostras obtidas foram utilizadas em ensaios de desgaste abrasivo usando-se uma abordagem global.

### **3.5 Ensaios abrasivos**

Para estudar o comportamento abrasivo dos FFAC, como já mencionado no início deste capítulo, foram realizados ensaios abrasométricos a dois corpos (pino sobre disco) e a três corpos (LTM). Nesta seção far-se-á um estudo abrangente sobre estes ensaios.

#### **3.5.1 Ensaio de abrasão a três corpos: LTM**

Os ensaios de desgaste de abrasão a três corpos foram efetuados em um abrasômetro não-padronizado desenvolvido no Laboratório de Tribologia e Materiais de Uberlândia. De Mello (1983), em sua tese de doutorado com base em

uma lapidadora, propôs um novo teste, 3 corpos, altas tensões,  $D \approx d$ . Este teste permite ensaiar três pequenos corpos de prova simultaneamente, tempo e ensaio reduzido e apresenta excelente reprodutibilidade [SANTANA e DE MELLO, 1994; BOZZI e DE MELLO, 1999]. O novo abrasômetro proposto recebeu o nome abrasômetro “LTM” e foi projetado e montado sobre a estrutura de um misturador de areia de fundição. [COSTA e DE MELLO, 2001].

O acionamento é realizado por um motor trifásico de 370 W acoplado a um sistema de redução do tipo coroa / sem fim. Não existe possibilidade de variação da velocidade de ensaio, com 25 rpm, uma vez que o motor é de corrente alternada (AC). O suporte do disco de ensaio (diâmetro 200 mm) e o disco de ensaio (diâmetro de 300 mm) são fixados à saída do redutor através de uma ligação flangeada. As três amostras cilíndricas são colocadas dentro do sistema porta amostra, sobre o disco de ensaio e a carga aplicada sobre as mesmas é através de pesos mortos e para evitar sobrecarga nos rolamentos e facilitar a execução dos ensaios, foi adotado o valor máximo de 50 N [COSTA e DE MELLO, 2001]. A foto deste equipamento está mostrada na figura 3.8.



Figura 3.8. a) Vista geral do abrasômetro; b) Vista superior em detalhe; c) Componentes: Dispositivo de aplicação de carga e porta – amostra.

Neste abrasômetro (a) as amostras são pressionadas por pesos mortos contra um disco, e colocadas no interior de um cilindro que gira livremente em função do atrito com o disco de 300 mm de diâmetro, onde as partículas abrasivas estão livres, com os parâmetros dos ensaios realizados mostrados na tabela 3.3.

Os corpos de prova de 15 mm são colocados dentro de um alvéolo feito de uma placa de material isolante (celeron usado pra confecção de circuitos impressos ou como isolantes) com furos de aproximadamente de 16 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento, dispostos a 90 mm do centro do alvéolo e eqüidistantes de 120° permitindo deste modo, o ensaio de três corpos de prova simultaneamente.

Buscou-se obter um ensaio abrasivo suave para confrontar com o ensaio abrasivo a dois corpos (severo). Numa primeira tentativa utilizou-se um disco de borracha, mas os resultados obtidos ficaram na última casa da balança, logo os resultados não ficaram dentro da tolerância significativa o que gerou resultados não confiáveis. Para esta configuração a três corpos utilizaram-se então os parâmetros descritos na tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Parâmetros dos ensaios abrasométricos a três corpos.

<b>PARÂMETROS</b>	
Disco de ensaio	ferro fundido
Rotação do disco (rpm)	25
Pressão específica (N/mm <sup>2</sup> )	0,02 MPa
Dimensão da amostra (mm)	Cilíndrica: 15 x 12
Tipo de abrasivo	SiO <sub>2</sub> (areia normal/IPT)
Granulometria do grão abrasivo (#)	100 (0,15 mm)
Tempo de ensaio (min)	Variável

O disco utilizado no ensaio LTM é de ferro fundido com 300 mm de diâmetro, e de acordo com a norma (ASTM 532IIIA) foi temperado e revenido a 250°C por 1h e apresenta dureza de 751 (HV). A composição química do disco encontra-se na tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Composição química do contra-corpo de ferro fundido usado no ensaio LTM.

Composição química							
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
2.0 - 3.0	1.5	1.0	0.08	0.05	23-30	1.5	1.5

A taxa de desgaste foi avaliada pelo método gravimétrico interrompido (medição da massa antes e após o ensaio), após limpeza ultrasonora (40khz, 10 minutos) antes e após cada ensaio em banho de acetona para se eliminar partículas abrasivas e detritos provenientes da abrasão. Em seguida, os corpos de prova foram secos a quente durante cerca de 30 segundos. Após secagem, os corpos de prova foram desmagnetizados por 30 segundos em um desmagnetizador da marca Sartorius em função da sensibilidade da balança em relação a materiais magnetizados.

O teste abrasométrico utilizado permite determinar a taxa de desgaste, definida da seguinte forma:

$$\Delta U = \frac{\Delta m}{A.t} \quad \text{(Equação 3.1)}$$

Onde,  $\Delta U$ = Taxa de desgaste;  $\Delta m$ = perda de massa;  $A$ = Área da superfície desgastada e  $t$ = tempo de duração do teste.

Para as medições de massa, utilizou-se uma balança com precisão de 0,1 mg (marca Ohaus AS120S), onde as amostras eram colocadas no centro da balança e após a estabilização era feita a medição após 15 segundos.

As áreas das superfícies desgastadas foram calculadas com auxílio de um scanner e por um analisador de imagens “Scion Image”, e o tempo medido através de um cronômetro.

As taxas de desgaste para cada condição tribológica foram avaliadas somente após se atingir o regime permanente de desgaste.

O aspecto dos grãos abrasivos antes do ensaio foram observados no microscópico eletrônico de varredura (marca: Leica-Oxford S4401) no Laboratório de Metalurgia Física (LMF) da Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST).

A distribuição granulométrica da areia foi obtida através de um sistema de análise de imagens por microscopia ótica composto de um analisador de imagens acoplado a um banco metalográfico Neophot 21 da Carl Zeiss.

Para estas análises, amostras representativas dos grãos abrasivos foram coletadas especialmente para isto e espalhadas em uma placa de vidro impregnado com uma cola incolor.

Os grãos abrasivos foram espalhados ao máximo sobre esta placa de vidro para evitar a sobreposição / contato de um grão com outro grão adjacente e assim facilitar a automação da análise de imagens e também sua melhor visualização no MEV, obtendo-se assim a curva granulométrica do  $\text{SiO}_2$ . Assim, a distribuição granulométrica foi caracterizada através do diâmetro médio, onde o programa de

análise de imagens calcula o comprimento médio de vários diâmetros que passam pelo centróide do abrasivo sendo medido, em intervalos de 5° em volta deste.

### **3.5.2 Ensaio de abrasão a dois corpos (pino sobre disco)**

Na realização dos testes de abrasão a dois corpos, foi utilizado um abrasômetro múltiplo do tipo pino sobre disco, projetado e construído no LTM/UFU.

O ensaio pino sobre disco possibilita reproduzir uma configuração a dois corpos, onde o corpo de prova atua sempre sobre papel abrasivo e pode girar em torno do seu próprio eixo [PACCA et alii, 1991].

Em função da complexidade do fenômeno abrasivo, não existe um dispositivo universal para o estudo do processo, logo Franco et alii (1989), propuseram e construíram um abrasômetro múltiplo, que permite a realização de testes abrasométricos a dois e três corpos. Além disso, o aparelho foi informatizado para permitir a aquisição e o tratamento estatísticos dos dados relativos ao atrito.

A figura 3.9 esquematiza o abrasômetro múltiplo idealizado, onde se destaca, além do abrasômetro propriamente dito e seu módulo de comando, um sistema de alimentação em circuito fechado do fluxo abrasivo, o condicionador de extensometria e um micro-computador compatível com IBM PC / XT. Estes dois últimos acessórios garantem a monitoração, registro e tratamento estatístico do atrito aparente, o qual é definido como relação entre os esforços tangenciais e normais na configuração a dois corpos. Um único motor de corrente contínua assegura o acionamento de todas as partes móveis do conjunto [FRANCO et alii, 1989].

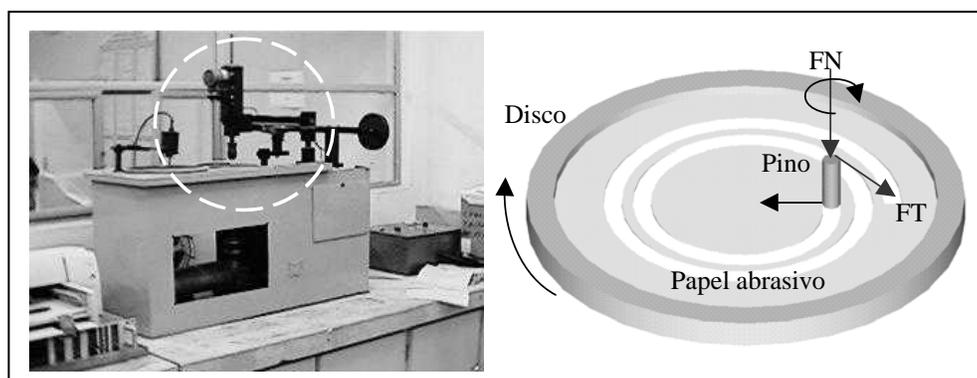


Figura 3.9 - Representação esquemática do abrasômetro múltiplo [SILVA, 1999].

As características dos ensaios estão listadas na tabela abaixo:

Tabela 3.5 - Principais características do protótipo produzido por FRANCO et alii em 1989.

<b>Características</b>	<b>Configuração a dois corpos</b>
Velocidade de rotação do prato (rpm)	9 - 90
Carga (N)	Até 50
Velocidade de rotação da amostra (rpm)	0,16 - 38
Comprimento de desgaste (m)	Até 3,3
Amostra	Cilíndrica (5 x 20 mm)
Abrasivo	Lixas

Este abrasômetro múltiplo foi utilizado neste trabalho para a realização dos ensaios abrasivos a dois corpos. Ressalta-se ainda que o protótipo dispõe de um dispositivo de interrupção instantânea do teste, com inversão automática do sentido de rotação dos pratos, existindo ainda a possibilidade, na configuração dois corpos, ensaios via úmida ou seca [FRANCO et alii., 1989]. Acoplados ao abrasômetro estão a célula de carga que mede as forças tangenciais às quais são transmitidas para um microcomputador com “software” específico. Ao final de cada teste obtém-se então a força tangencial média.

Uma carga (peso morto) de massa conhecida é colocada sobre o pino. O “software” permite quantificar, além das forças tangenciais, o coeficiente de atrito e os desvios padrão dos dados [PACCA et alii, 1991].

Neste ensaio, a amostra além de rotacionar, translada sobre a lixa descrevendo uma espiral de Arquimedes (comprimento médio total de 3,2 m), assegurando, desta forma, a presença de abrasivo novo no processo (figura 3.9).

Os valores de velocidades do pino e do disco foram mantidos constantes durante todos os ensaios: 25 rpm (no sentido horário) e a velocidade linear média do pino sobre o disco era de 110 mm/s.

Para todos os testes utilizou-se uma carga (peso morto) 5,0 N sobre o pino.

Com o objetivo de remover todas as partículas oriundas ou não do processo abrasivo, as amostras foram limpas com acetona, em um aparelho de ultra-som, por cerca de 10 minutos, e depois secas a quente em um secador universal. Logo após foram desmagnetizadas e para se quantificar a perda de massa, utilizando o método gravimétrico interrompido. As amostras foram pesadas em uma balança analítica de precisão com a mesma resolução de 0,1 mg usando o mesmo procedimento adotado no ensaio abrasivo a três corpos. Os parâmetros do ensaio encontram-se na tabela abaixo e foram escolhidos para produzirem um ensaio abrasivo severo.

Tabela 3.6 - Parâmetros dos ensaios abrasométricos a dois corpos.

<b>PARÂMETROS</b>	
Rotação do disco (rpm)	25
Rotação da amostra (rpm)	25
Pressão específica (N/mm <sup>2</sup> )	0,177 MPa
Dimensão da amostra (mm)	Cilíndrica: 6 X 20
Tipo de abrasivo	SiC
Granulometria do grão abrasivo (#)	150
Tempo de ensaio (s)	30 ± 2

Para cada amostra foram realizados pré-testes para atingir o regime permanente de desgaste.

A partir deste tempo de estabilização, a taxa de desgaste foi determinada dividindo-se a variação de massa pela área da seção reta do pino e pelo tempo da amostragem.

O teste abrasométrico utilizado permite determinar a taxa de desgaste que foi definida da maneira similar ao usado no ensaio abrasivo a três corpos.

As áreas das superfícies desgastadas foram também calculadas com auxílio de um scanner e por um analisador de imagens "Scion Image", sendo que estas foram calculadas em cada passe das amostras nas lixas, para evidenciar se estava tendo diferenças de áreas das amostras entre os passes nas lixas.

O tempo foi medido através de um cronômetro, sendo que permaneceu constante para todo o ensaio.

O atrito aparente foi determinado dividindo-se a força tangencial pela força normal média. A força normal foi calculada em função da carga aplicada sobre o pino. A força tangencial média foi adquirida e tratada estaticamente pelo micro-computador.

O abrasivo utilizado no ensaio 2 corpos como já mencionado, foram do tipo lixa d'água de 150 mesh, onde os grãos abrasivos foram extraídos e recuperados segundo procedimentos estabelecidos pela norma ABNT-MB 481.

As características do abrasivo foram avaliadas e o tamanho médio das partículas foi medido de forma aleatória utilizando - se um banco metalográfico Carl Zeiss Jena modelo Neophot 21, logo foi obtida a curva granulométrica da lixa SiC 150 mesh, usando o mesmo método de contagem que adotado para os grãos abrasivos de SiO<sub>2</sub> no ensaio abrasivo a três corpos.

### **3.6 - Análise dos Micromecanismos Atuantes**

Uma ampla investigação dos mecanismos de desgaste de todo o espectro de amostras foi realizada através do microscópio eletrônico de varredura (MEV), de marca Leica-Oxford S4401 no laboratório de metalurgia física (LMF) da Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST), com ampliações entre 50 e 2000 vezes. As amostras foram inclinadas em torno de 35° usando elétrons secundários que permitem uma melhor averiguação das superfícies de desgaste, isto é, um maior destaque de suas topografias.

## CAPÍTULO IV

### 4- RESULTADOS E DISCUSSÕES

Inicialmente, serão discutidos os resultados da composição química, dureza e taxa de desgaste à luz da microestrutura dos ferros fundidos branco alto cromo. Posteriormente, a discussão será pautada em cima dos micromecanismos analisados nas ligas estudadas neste trabalho. Assim, 4 ligas foram tomadas como representativas de todos os micromecanismos atuantes: as ligas com 16% de cromo e 0% de molibdênio (menor taxa de desgaste) e a liga hipereutética com 32% de cromo e 9% de molibdênio (maior taxa de desgaste) para o ensaio abrasivo a três corpos e as ligas com 16% de cromo e 3% de molibdênio (menor taxa de desgaste) e com 28% de cromo e 0% de molibdênio (maior taxa de desgaste) para os ensaios abrasivos a dois corpos.

#### **4.1 - Análise microestrutural: presença de porosidades e a homogeneidade das ligas.**

Após o ataque químico com reativo Kalling's, verificou-se através de análise metalográfica, que as amostras apresentaram uma microestrutura homogênea e que não possuem quantidade significativa de porosidades que influenciariam no comportamento abrasivo (ver Figura 4.1).

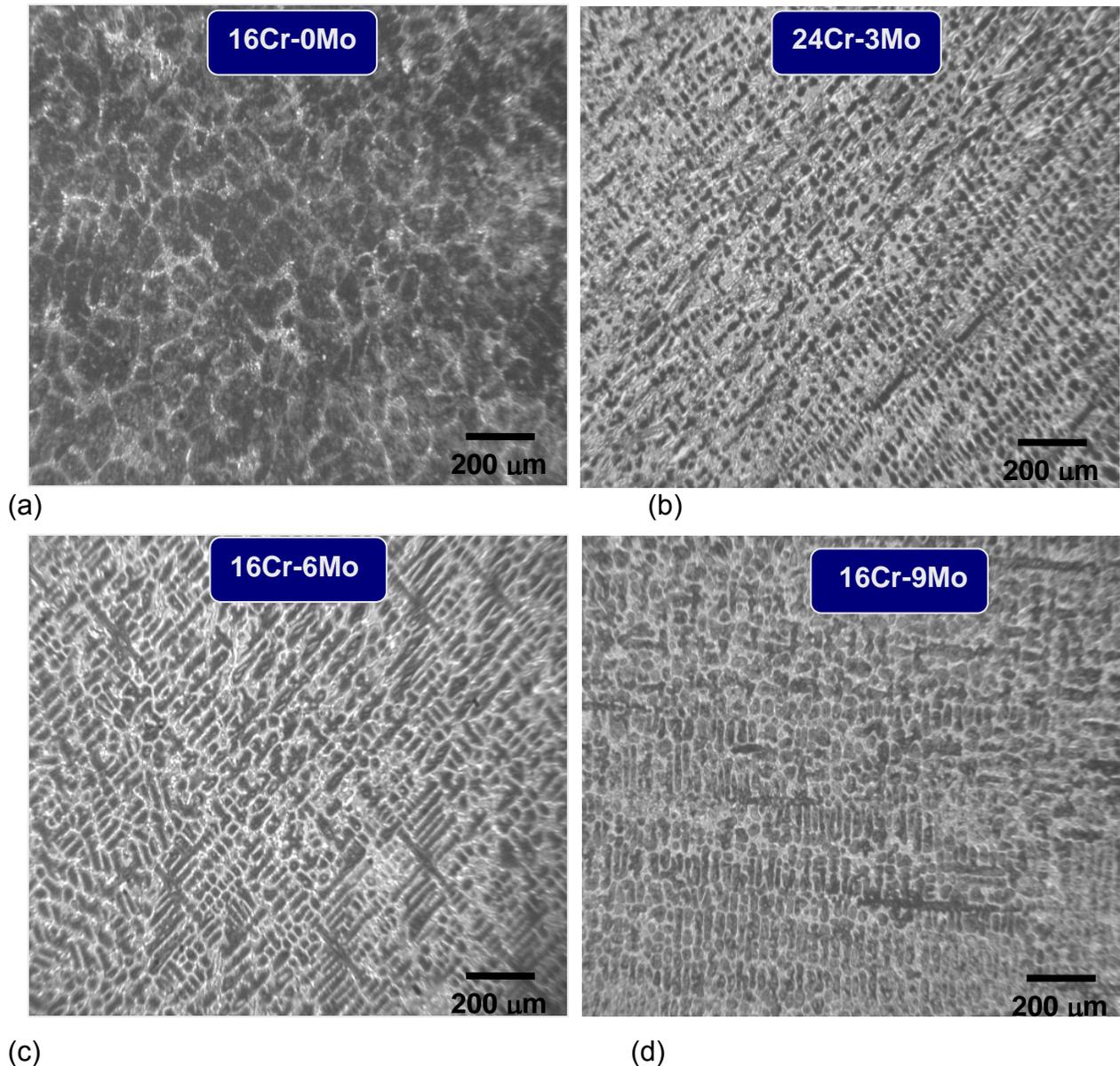


Figura 4.1 - Micrografia das ligas hipoeutéticas atacadas com reagente Kalling's: (a) 16Cr-0Mo, (b) 24Cr-3Mo, (c) 16Cr-6Mo, (d) 16Cr-9Mo.

Conforme já descrito, as ligas utilizadas neste trabalho contêm alto teor de cromo e diferentes teores de molibdênio consistindo, assim, de 3 ligas hipoeutéticas (16, 20 e 24%, em peso de cromo), 1 liga eutética (28%, em peso de cromo) e 1 liga hipereutética (32%, em peso de cromo).

Para cada liga foram adicionados 0, 3, 6 e 9%, em peso, de molibdênio perfazendo, assim, 20 ligas diferentes com uma razão Cr/C = 10.

Carvalho (2005) caracterizou a microestrutura destas 20 ligas e o resultado das fases presentes foi sintetizado na figura 2.5.

Far-se-á um estudo dos ensaios abrasivos de acordo com a microestrutura, destacando a influência do molibdênio e, também, da influência da dureza e dos carbonetos nos ensaios abrasivos a dois e a três corpos.

## **4.2 - Ensaios abrasivos**

Neste trabalho o fenômeno de desgaste é estudado de maneira global [COSTA e DE MELLO, 2001] e para investigar esta relação foram executados ensaios abrasivos a dois corpos (pino sobre disco) e a três corpos (LTM).

### **4.2.1 Abrasão a três corpos (LTM)**

#### **4.2.1.1 Caracterização do abrasivo:**

No ensaio abrasivo a três corpos utilizou-se como abrasivo areia normal brasileira ( $\text{SiO}_2$ ) de granulometria 0,15 mm. A figura 4.2 mostra a caracterização granulométrica e morfológica dos abrasivos novos utilizando-se a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

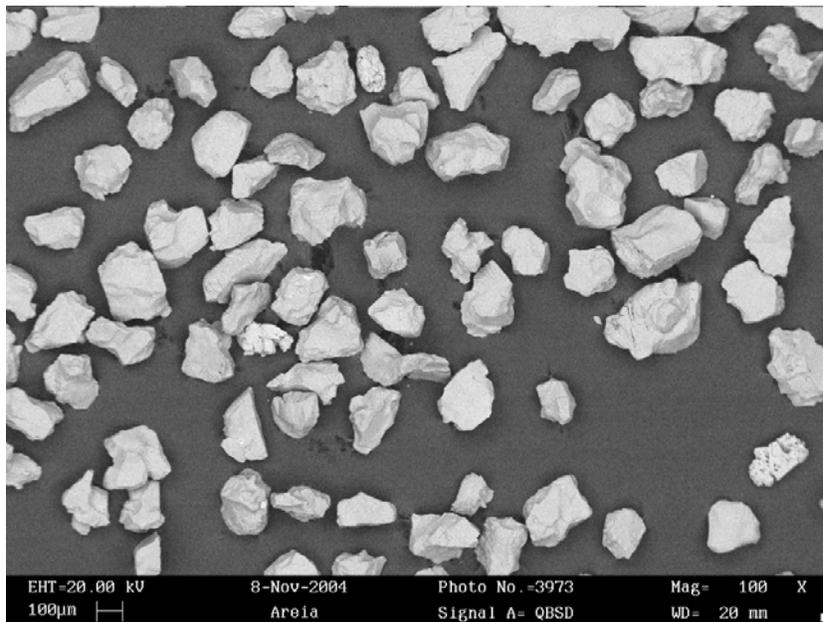


Figura 4.2 - Caracterização dos grãos abrasivos ( $\text{SiO}_2$ ) novos no LTM.

Quanto à morfologia, os abrasivos novos apresentam uma forma que se pode caracterizar como não esférica e semi-angulosa.

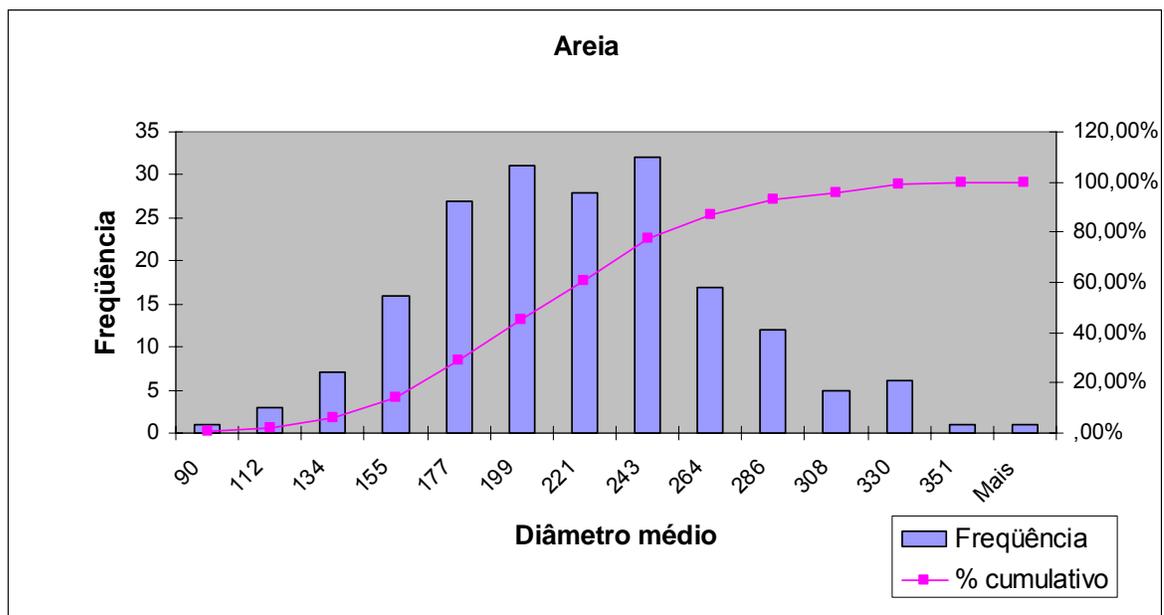
Os resultados da distribuição granulométrica dos abrasivos são mostrados na figura 4.3 e tabela 4.1, que mostra a distribuição de frequência dos diâmetros médios da  $\text{SiO}_2$ .

Podemos observar desta figura que o abrasivo novo apresenta uma distribuição granulométrica bastante próxima da distribuição normal.

Tabela 4.1 - Distribuição da freqüência dos diâmetros médios.

<i>Bloco</i>	<i>Freqüência</i>	<i>% cumulativo</i>
90	1	0,53%
112	3	2,14%
134	7	5,88%
155	16	14,44%
177	27	28,88%
199	31	45,45%
221	28	60,43%
243	32	77,54%
264	17	86,63%
286	12	93,05%
308	5	95,72%
330	6	98,93%
351	1	99,47%
Mais	1	100,00%

O diâmetro médio da areia encontrado foi de 206  $\mu\text{m}$  e desvio padrão de 85  $\mu\text{m}$ .

Figura 4.3 - Distribuição granulométrica dos grãos de  $\text{SiO}_2$  novos.

#### 4.2.1.2 - Determinação do regime permanente

Devido às instabilidades iniciais, características do processo de desgaste, onde o período inicial é caracterizado por intensa flutuação, não se observa uma lei geral de formação que correlacione taxa de desgaste e tempo de ensaio.

Após algum tempo, verifica-se uma certa dependência entre estes parâmetros, a partir do qual se garante a planicidade da face de teste e a obtenção do regime permanente de desgaste das amostras.

A taxa de desgaste foi calculada para cada condição tribológica a partir dos 35 minutos, tempo no qual se obteve a estabilização. Os resultados apresentados na seqüência representam a média de 18 ensaios (Cada tempo ensaia-se 6 amostras) em um ciclo total de ensaio de 75 minutos. Em todos os ensaios foram utilizados abrasivos novos. A figura 4.4 mostra a evolução da taxa de desgaste na configuração de abrasão a três corpos.

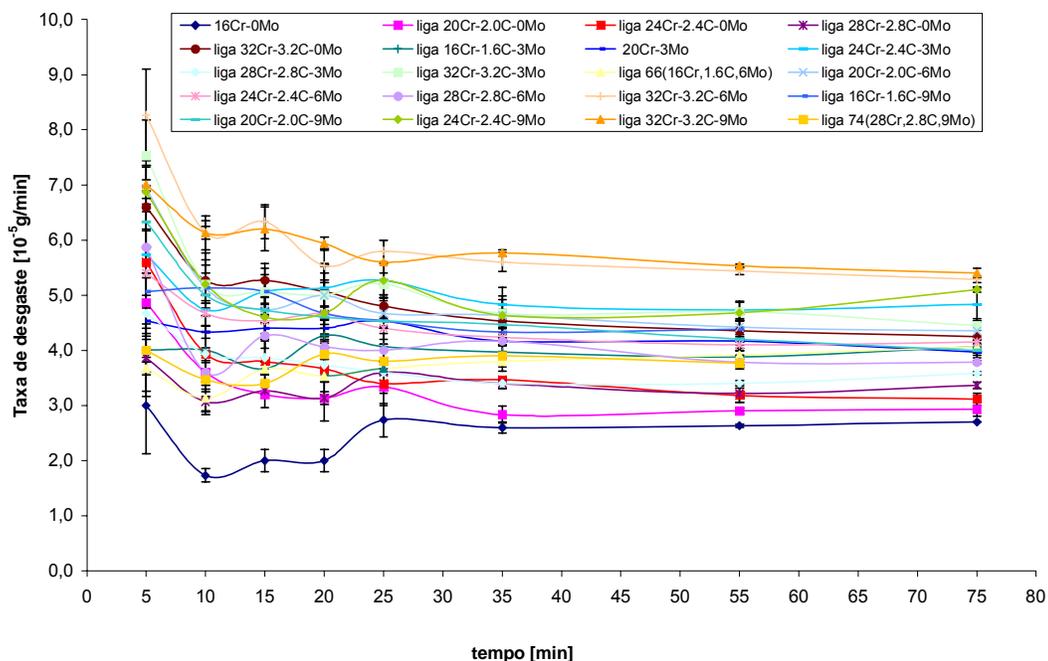


Figura 4.4 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo no desgaste abrasivo a três corpos em todo o espectro de amostras.

#### 4.2.1.3 - Taxa de desgaste no ensaio abrasivo a três corpos

A figura 4.5 mostra, em um gráfico tridimensional, o efeito da composição química das ligas estudadas na configuração LTM.

Para os ensaios a três corpos (menos severo) não há uma correlação direta entre dureza e taxa de desgaste. De modo geral, a adição de molibdênio foi prejudicial à resistência ao desgaste abrasivo.

Nas ligas isentas de molibdênio, quanto maior o teor de cromo maior a taxa de desgaste.

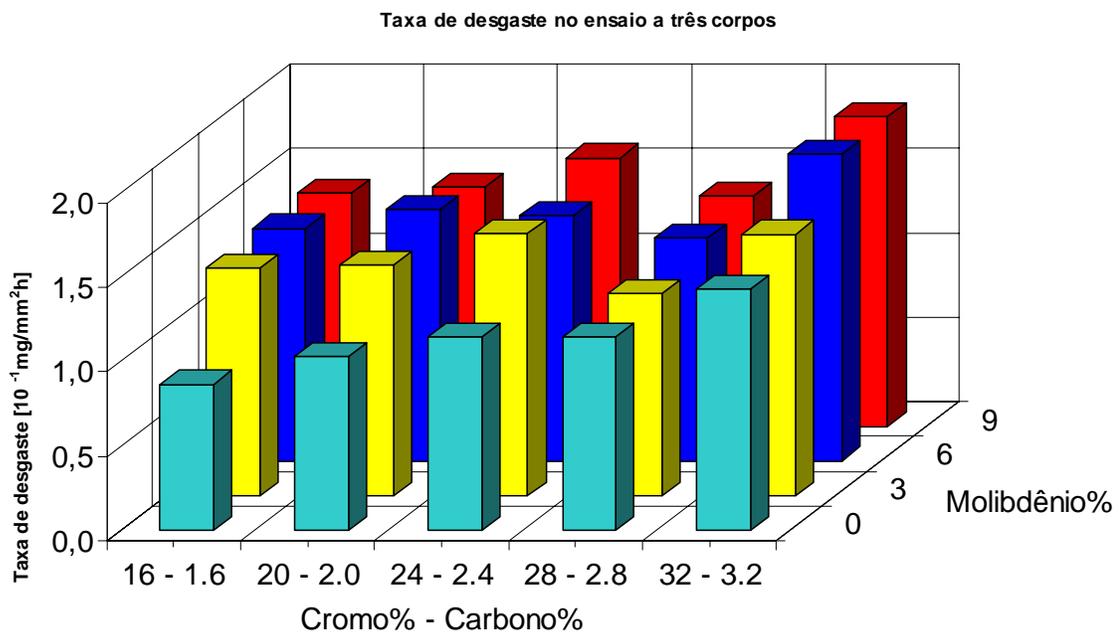


Figura 4.5 - Influência dos elementos de liga no comportamento abrasivo do ferro fundido branco alto cromo.

A figura 4.6 mostra de uma forma mais clara a influência do molibdênio na taxa de desgaste e, também, evidencia a boa resistência ao desgaste das ligas eutéticas com molibdênio.

As ligas contendo molibdênio apresentaram valores próximos para a taxa de desgaste, exceto para as ligas hipereutéticas que têm marcadamente, as maiores taxas de desgaste devido, possivelmente, à presença de carbonetos primários grosseiros ( $M_7C_3$ ), além do carboneto  $M_6C$  de acordo com a literatura, (CARVALHO, 2005).

As ligas eutéticas apresentaram os melhores resultados, possivelmente devido ao tamanho, forma e distribuição do carboneto  $M_7C_3$ . Conforme já relatado na literatura (Zum Gahr e Eldis, 1980; Fulcher et alii, 1983 e De Mello et alii, 1985) a melhor performance foi obtida anteriormente também pela liga eutética. Inclusive, a melhor resistência ao desgaste foi verificada neste trabalho para uma taxa de fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$  em torno de 30% (tabela 2.1) como, também, na literatura.

Observa-se que nas ligas hipoeutéticas, que apresentam em geral austenita, ferrita ou martensita,  $M_7C_3$  e  $M_6C$ , quando se aumenta o teor de cromo aumenta-se a taxa de desgaste e o porquê será visto adiante.

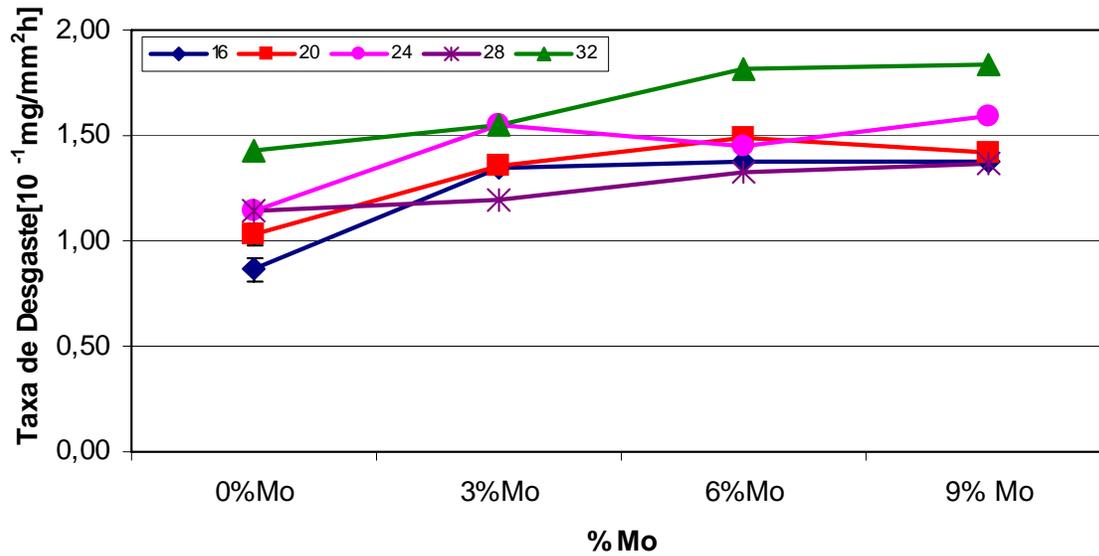


Figura 4.6 - Influência do molibdênio no comportamento abrasivo a três corpos (o desvio estatístico é pequeno e as barras que o representa estão contidas no símbolo).

#### 4.2.1.4 - Fração volumétrica de carbonetos e taxa de desgaste

A figura 4.7 mostra a relação entre a fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$  e a taxa de desgaste. Em primeira análise, para cada teor de cromo, far-se-à uma abordagem sobre a influência do molibdênio na fração volumétrica dos carbonetos  $M_7C_3$  e, em seguida, o estudo do efeito desta fração na taxa de desgaste.

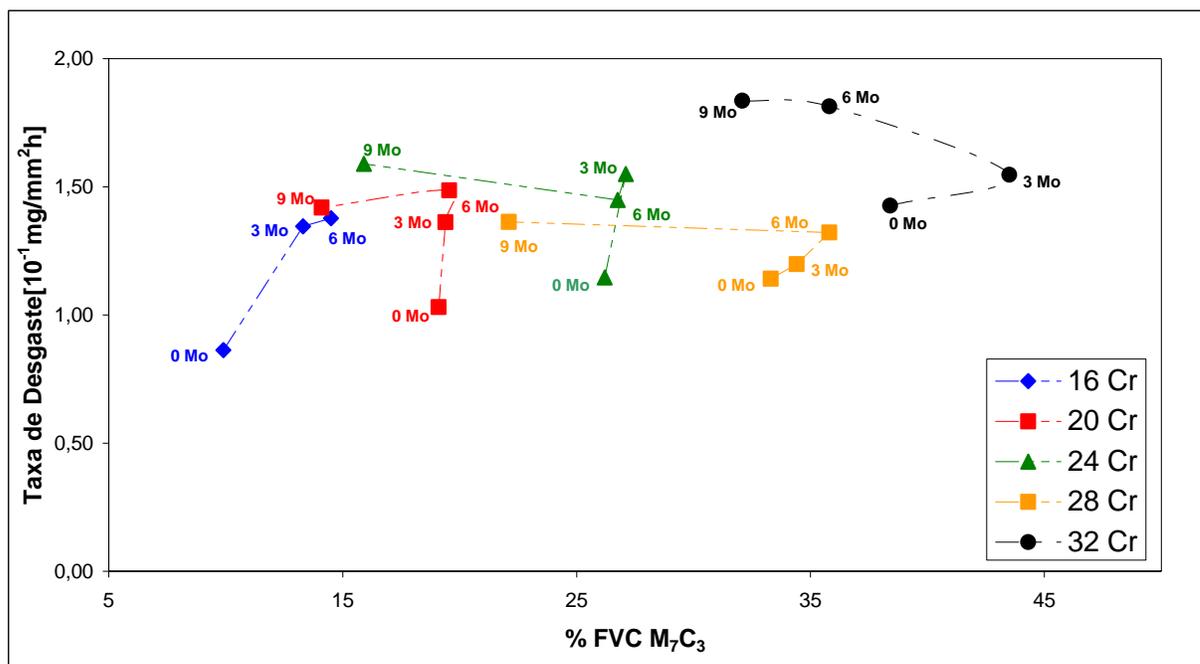


Figura 4.7 – Influência da fração volumétrica de  $M_7C_3$  na taxa de desgaste.

Análise das ligas hipoeutéticas - Para a liga com 16% de cromo, aumentando-se o teor de molibdênio aumenta-se a fração volumétrica de  $M_7C_3$  aumentando, assim, a taxa de desgaste. Na liga com 20% e 24% de cromo, o aumento do teor de molibdênio até 6% provoca um pequeno aumento na fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$  e, em seguida, a fração volumétrica diminui para um teor de 9% de molibdênio. A taxa de desgaste aumenta entre a faixa de 0 a 3% de molibdênio, mas entre 3 a 9% de molibdênio não há variação na taxa de desgaste.

Análise das ligas eutéticas - Para estas ligas (28% de cromo), aumentando-se o teor de molibdênio até 6%, aumenta-se a fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$ , mas esta fração volumétrica diminui razoavelmente quando este teor passa para 9% de molibdênio. Já a taxa de desgaste aumenta ligeiramente com o molibdênio até 6% e não varia quando aumenta o teor de molibdênio para 9%.

Análise da ligas hipereutéticas - Para as ligas hipereutéticas o aumento do teor de molibdênio até 3% aumenta a fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$  e, acima deste teor de molibdênio, há uma diminuição na fração volumétrica de  $M_7C_3$ . Com até 3% de molibdênio, tem-se leve aumento na taxa de desgaste. Para teores entre 3 a 6% de molibdênio este aumento na taxa de desgaste é mais expressivo. Já para as ligas contendo 6 e 9% de molibdênio não há variação na taxa de desgaste. O comportamento destas ligas sugere um micromecanismo diferente das demais.

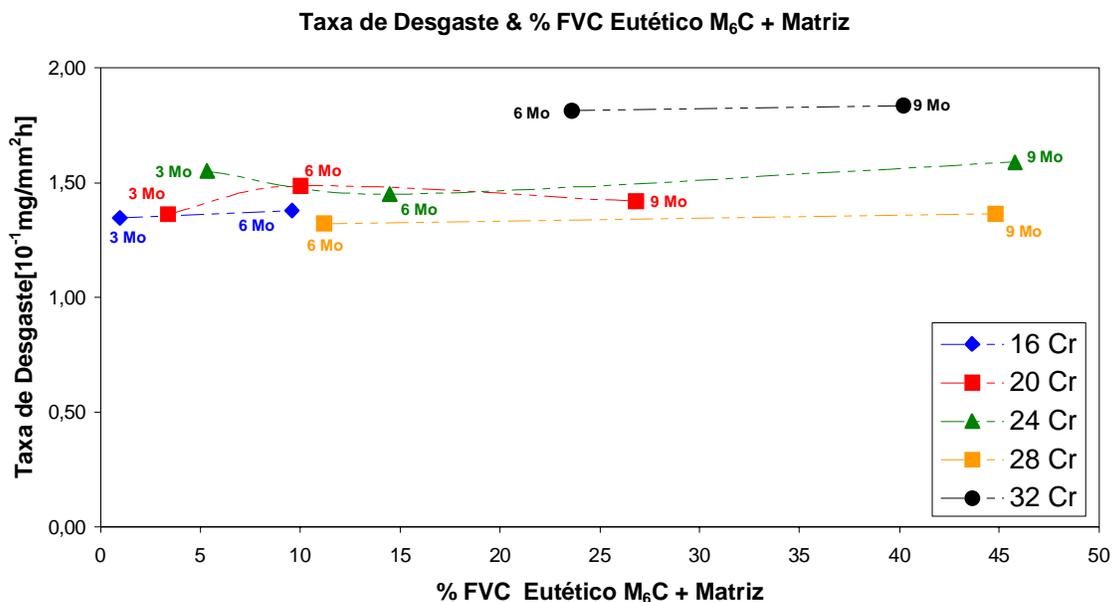


Figura 4.8 - Influência da fração volumétrica de  $M_6C$  na taxa de desgaste.

No gráfico apresentado na figura 4.8, observa-se que o aumento do teor de molibdênio aumenta a fração volumétrica de  $M_6C$  mais matriz nas ligas. Para as ligas hipoeutéticas, com o incremento de molibdênio de 3 para 6%, aumenta-se a fração volumétrica de carbonetos mais matriz, mas se o teor passa para 9% a fração volumétrica de  $M_6C$  mais matriz apresenta um aumento mais substancial.

Na liga eutética, o aumento do teor de molibdênio entre 6 a 9 % provoca um aumento, também substancial, na fração volumétrica de  $M_6C$  mais matriz. Quanto à liga hipereutética a alteração de 6 para 9% de molibdênio, incrementa-se a fração volumétrica de  $M_6C$  mais matriz mas não tão pronunciadamente quanto às ligas anteriores.

A fração volumétrica de carbonetos  $M_6C$  mais matriz não influenciou na taxa de desgaste das ligas em estudo (Figura 4.8). A liga 24% de cromo e 9% de molibdênio apresentou a maior fração volumétrica de  $M_6C$  mais matriz e como na análise da fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$  (Figura 4.7) a liga hipereutética sugere um micromecanismo diferente.

#### 4.2.1.5 - Análise dos micromecanismos atuantes

Com o intuito de análise posterior dos micromecanismos, fez-se a evolução da taxa de desgaste com a dureza. Para os testes a três corpos, verificou-se a presença de regiões com diferentes severidades de desgaste denominadas (A e B).

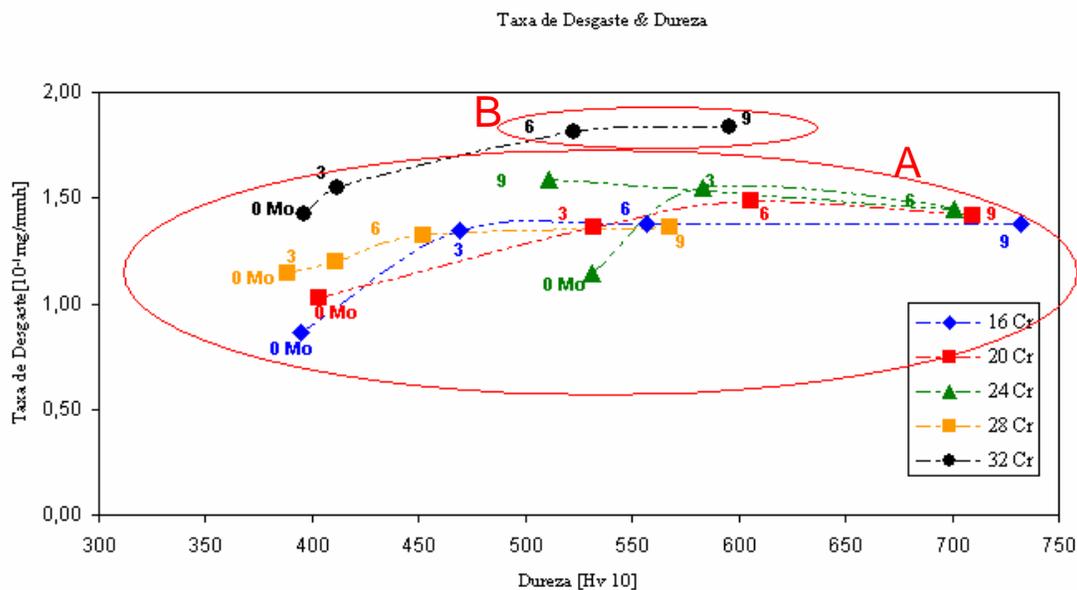
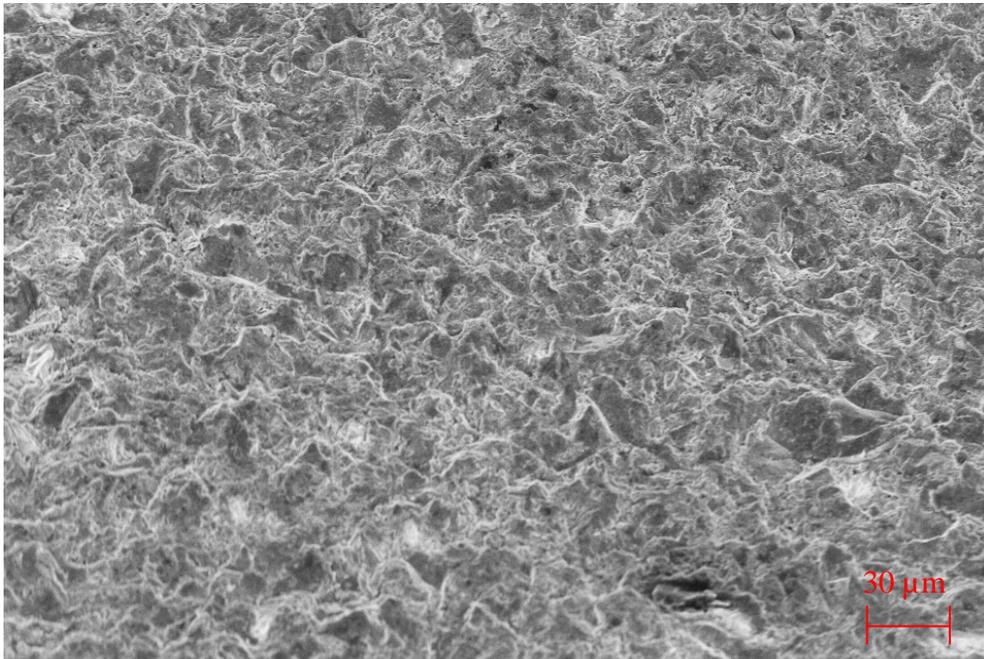


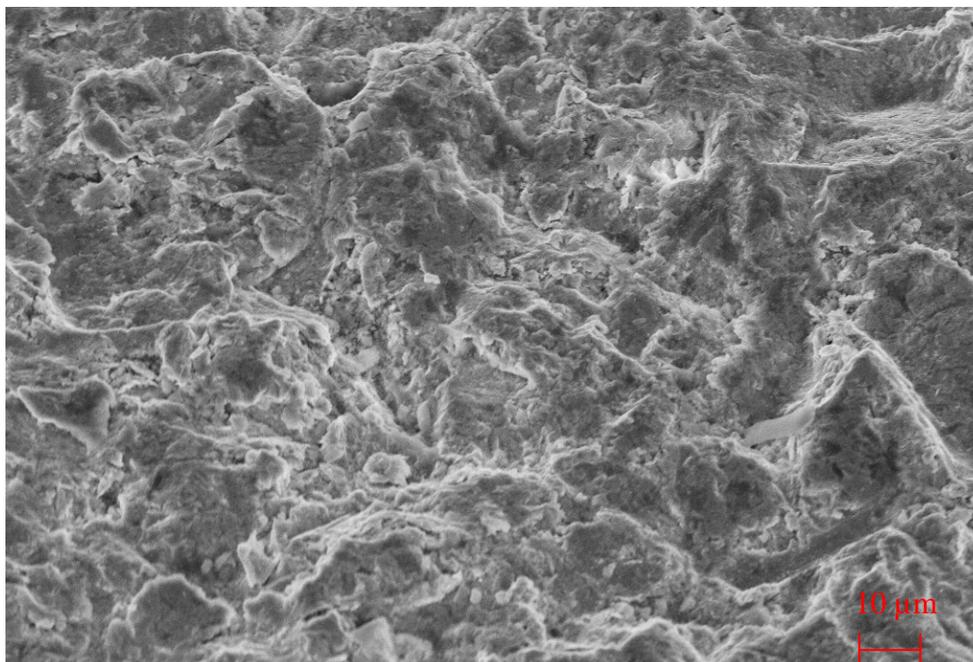
Figura 4.9 - Gráfico de dureza *versus* taxa de desgaste: Abrasão a três corpos.

A região A, figura 4.9, é caracterizada pela grande maioria das ligas do espectro de amostras. A exceção são ligas hipereutéticas (32% de cromo) com 6 e 9% de molibdênio, que constituem a região B. As ligas pertencentes à região A apresentam na média uma taxa de desgaste 31% menor (menor severidade) do que a região B (maior severidade).

Foi observado através do MEV (Figura 4.10) que a região A apresenta indentações múltiplas, caracterizando o rolamento das partículas abrasivas. As indentações produzidas nesta região são de caráter plástico.



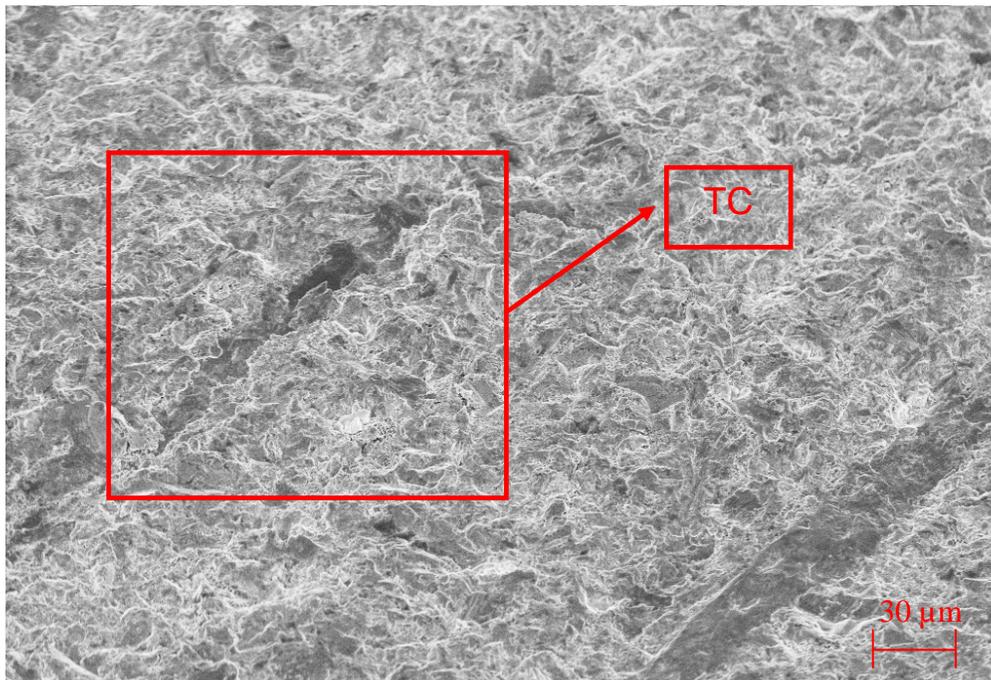
(a)



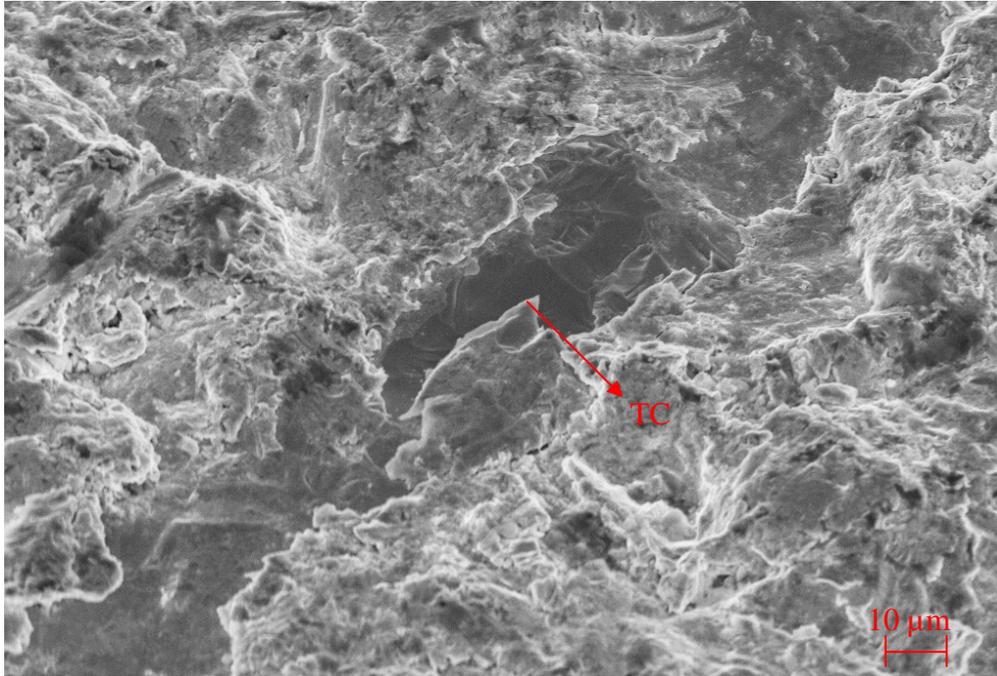
(b)

Figura 4.10 - Aspectos típicos do desgaste presente na região de baixa severidade (região A) MEV. Esta micrografia pertence à liga 16% de cromo e 0% de molibdênio característica desta região: (a) - Região com ampliação de 500 vezes; (b) - Região com ampliação de 2000 vezes.

A figura 4.11, por outro lado, apresenta a morfologia da superfície da amostra com 32% de cromo e 9% de molibdênio, representativa da severidade presente na região B, que é uma região de maior severidade que a A. Há a presença, além de indentações múltiplas dúcteis, de regiões onde se observa um micromecanismo frágil, isto é, o trincamento e arrancamento dos carbonetos (TC): figuras 4.11 a e b.



(a)



(b)

Figura 4.11 - Aspectos típicos da desgaste presente na região de alta severidade (região B). MEV: (a) Região com ampliação de 500 vezes; (b) – Detalhe do trincamento de carbonetos (TC) na mesma região C com ampliação de 2000 vezes.

#### 4.2.2 Ensaio abrasivo a dois corpos: Pino sobre disco

##### 4.2.2.1 Caracterização do abrasivo

Como já citado no capítulo 3, foi utilizado neste ensaio o abrasivo SiC do tipo lixa d'água de 150 mesh. Este abrasivo possui elevada dureza, 2600 HV [ZUM GAHR, 1980] e é cerca de 1,5 vezes mais duro do que os carbonetos  $M_7C_3$ . A Figura 4.12 mostra a caracterização granulométrica e morfológica dos abrasivos utilizando-se a microscopia eletrônica de varredura. Estes abrasivos, quanto à morfologia,

apresentam uma forma que poderia se caracterizar como não esférica e bastante angulosa.

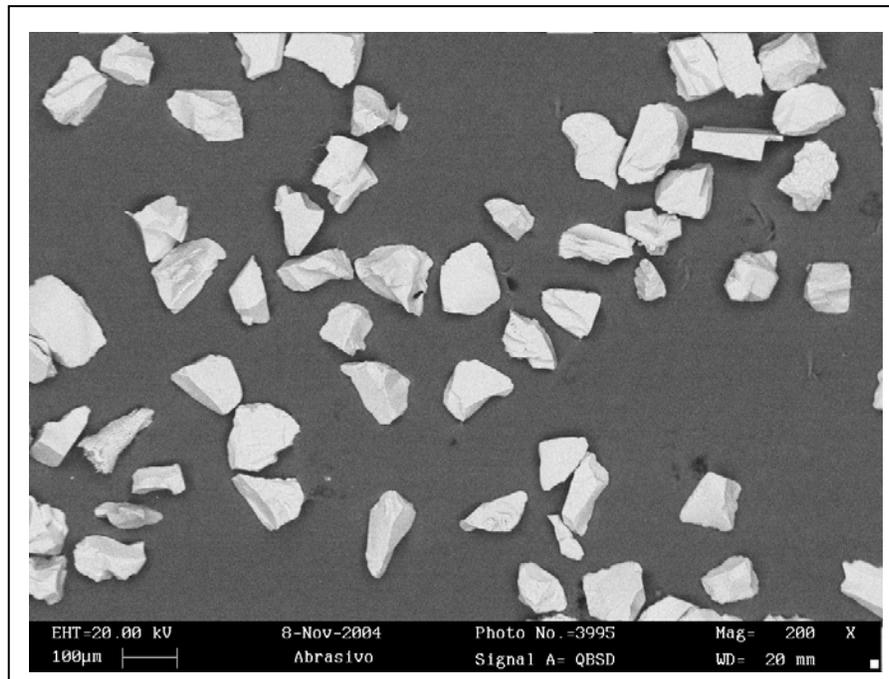


Figura 4.12 - Caracterização dos grãos abrasivos novos de SiC do ensaio pino sobre disco.

Os resultados da distribuição granulométrica são mostrados na tabela 4.2 e na figura 4.13, que fornecem a distribuição de freqüência dos diâmetros médios dos abrasivos.

Tabela 4.2 - Distribuição da freqüência dos diâmetros médios

Bloco	Freqüência	% cumulativo
18	1	0,41%
30	1	0,82%
42	1	1,23%
54	2	2,06%
66	4	3,70%
78	12	8,64%
90	26	19,34%
102	26	30,04%
114	47	49,38%
126	49	69,55%
139	40	86,01%
151	15	92,18%
163	13	97,53%
175	2	98,35%
187	2	99,18%
Mais	2	100,00%

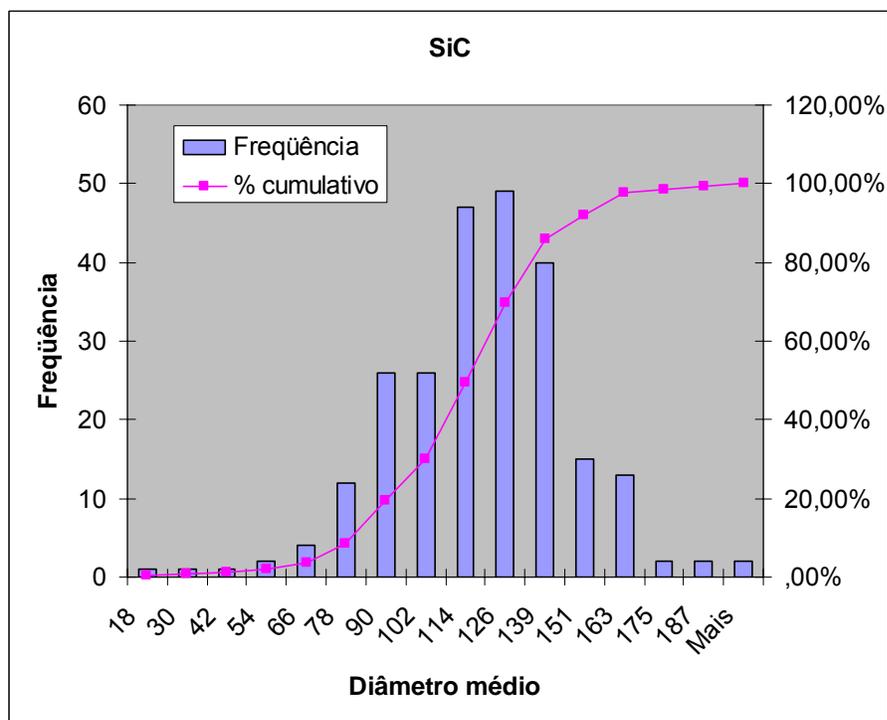


Figura 4.13 - Distribuição granulométrica dos grãos de SiC novos.

Desta figura, pode-se concluir que os abrasivos de SiC apresentam uma distribuição granulométrica aparentemente próxima da distribuição normal. O diâmetro médio do abrasivo SiC encontrado foi de 113  $\mu\text{m}$  e desvio padrão de 54  $\mu\text{m}$ .

#### 4.2.2.2 - Determinação do regime permanente

O ciclo de cada ensaio foi de 300 segundos, sendo que os resultados da taxa de desgaste foram utilizados após 210 segundos, onde o regime transitório inicial da taxa de desgaste desaparece. A título de ilustração, a liga 24Cr-2,4C-6Mo é mostrada na figura 4.14 como exemplo de regime permanente.

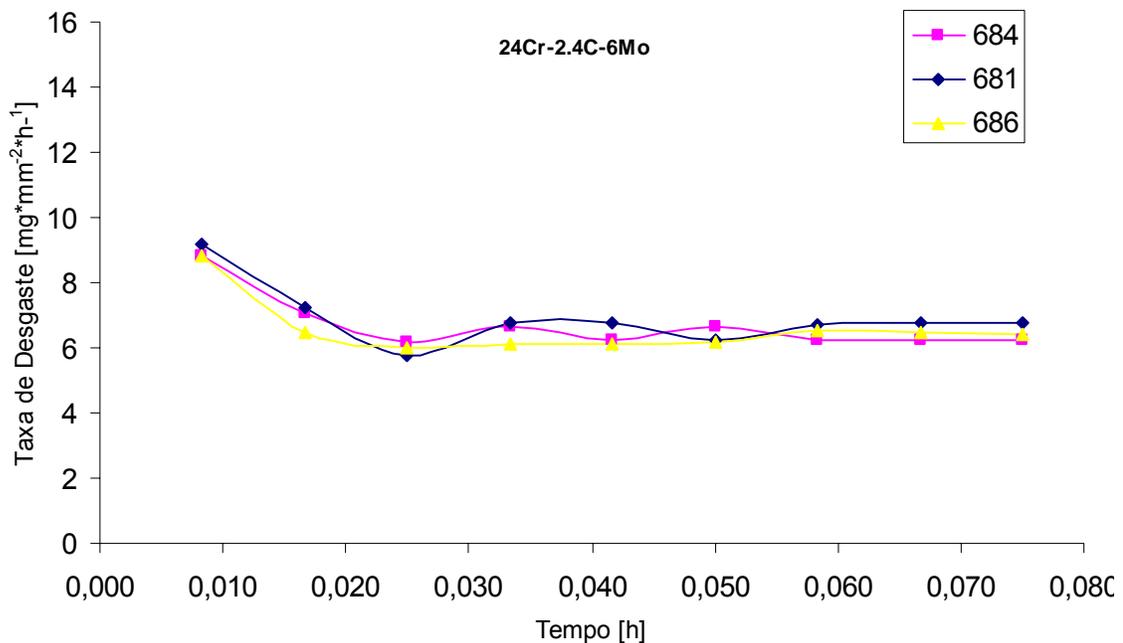


Figura 4.14 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo de ensaio.

#### 4.2.2.3 - Taxa de desgaste no ensaio abrasivo a dois corpos

As taxas de desgaste foram avaliadas através de ensaios com duração individual de aproximadamente 30 segundos, sendo esta a média de pelo menos 9 ensaios.

Na figura 4.15 é apresentada, em um gráfico tridimensional, a influência da composição química na taxa de desgaste no ensaio abrasivo pino sobre disco.

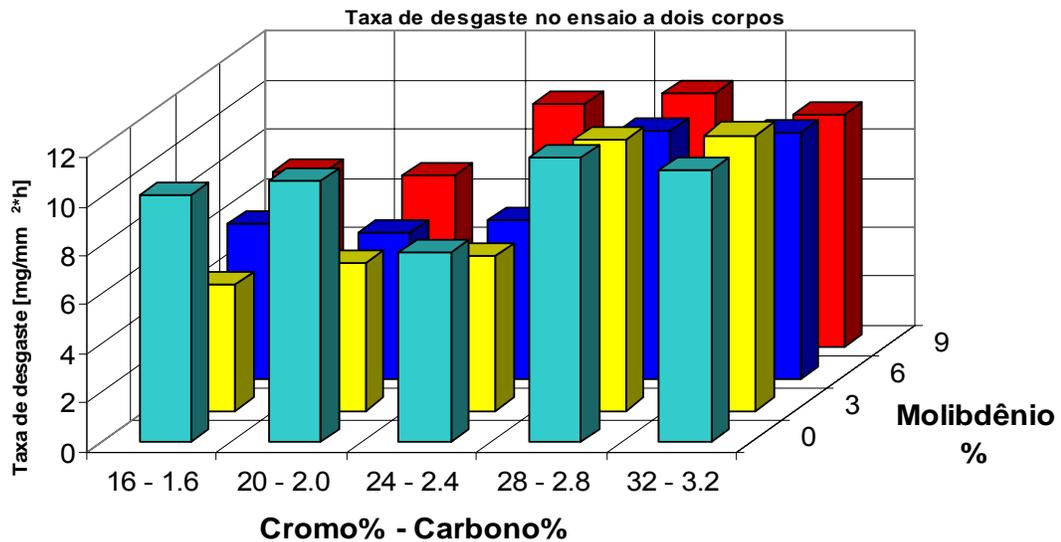


Figura 4.15 - Influência dos elementos de liga no comportamento abrasivo a dois corpos dos ferros fundidos brancos alto cromo.

De uma maneira geral, a introdução do molibdênio aumenta a resistência à abrasão.

Quanto as ligas sem molibdênio, as ferrito-perlíticas (16 e 20%, em peso de cromo) e ferríticas com carbonetos primários (28 e 32%, em peso de cromo) apresentaram as maiores taxas de desgaste e de mesma ordem. A liga com 24% de cromo tem a menor taxa de desgaste e a maior dureza, sendo sua matriz constituída de martensita e, provavelmente, alguma perlita. No teste pino sobre

disco, que implica num severo desgaste abrasivo, as ligas isentas de molibdênio mostraram claramente uma relação inversa entre taxa de desgaste e dureza das ligas.

Para as ligas com molibdênio, as hipoeutéticas apresentaram o melhor desempenho e a taxa de desgaste é praticamente a mesma. Independentemente dos teores de cromo e molibdênio, as eutéticas e hipereutéticas (que possuem matrizes ferríticas mais carbonetos primários) apresentaram maior taxa de desgaste, do mesmo modo que nos FFBC sem molibdênio.

Para as ligas hipoeutéticas que apresentam, em geral, austenita, ferrita ou martensita,  $M_7C_3$  e  $M_6C$  (matriz austeno-ferríticas/martensíticas), a taxa de desgaste é menor e, a priori, não é afetada pela dureza. A exceção se faz na liga 24-9 (também hipoeutética), cuja matriz é ferrítica.

A figura 4.16 mostra de maneira mais evidente a influência do molibdênio na resistência ao desgaste destas ligas.

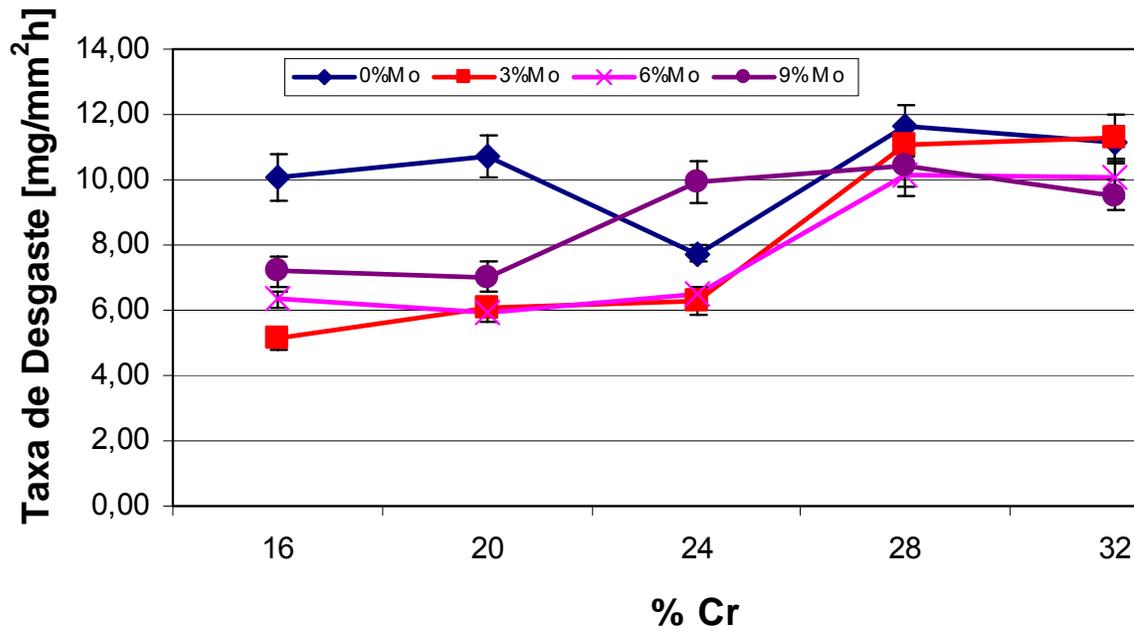


Figura 4.16 - Influência do molibdênio no comportamento abrasivo a dois corpos.

#### 4.2.2.4 – Fração volumétrica de carbonetos e taxa de desgaste.

Buscando obter mais informações para explicar o comportamento abrasivo destas ligas, fez-se uma relação entre a percentagem dos carbonetos  $M_7C_3$  e a taxa de desgaste.

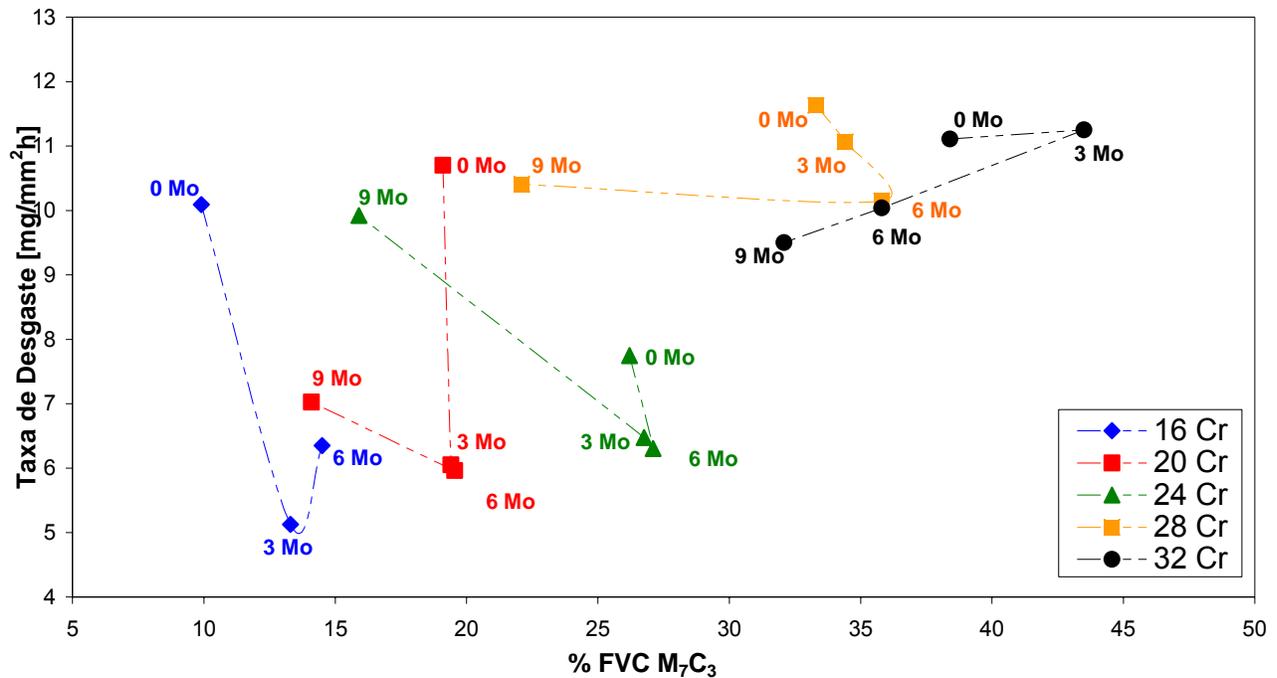


Figura 4.17 - Influência da fração volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste no ensaio pino sobre disco.

Observa-se para a liga hipoeutética com 16% de cromo que a taxa de desgaste diminui com o aumento da fração volumétrica até 3% de molibdênio e a partir deste valor há um aumento na taxa de desgaste. Nas demais hipoeutéticas, há uma diminuição da taxa de desgaste com o aumento do molibdênio até 6%, sendo que a fração volumétrica não varia muito. Para a liga com 9% de molibdênio, a fração volumétrica de carbonetos é reduzida, mas a taxa de desgaste aumenta.

Para a liga eutética, aumentando o teor de molibdênio até 6% produz-se um aumento na fração volumétrica de carbonetos, provocando uma ligeira diminuição na taxa de desgaste. Aumentando o teor de molibdênio até 9%, tem-se uma grande diminuição na fração volumétrica de carbonetos, enquanto que a taxa de desgaste permanece praticamente constante.

Para a liga hipereutética, um aumento da quantidade de molibdênio até 3% afeta ligeiramente a fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$ , mas não a taxa de desgaste. Com incremento de molibdênio até 9%, têm-se uma redução na fração volumétrica de carbonetos com uma subsequente redução na taxa de desgaste abrasivo.

A figura 4.18 mostra a influência da fração volumétrica de carbonetos  $M_6C$  mais matriz na taxa de desgaste abrasivo pino sobre disco.

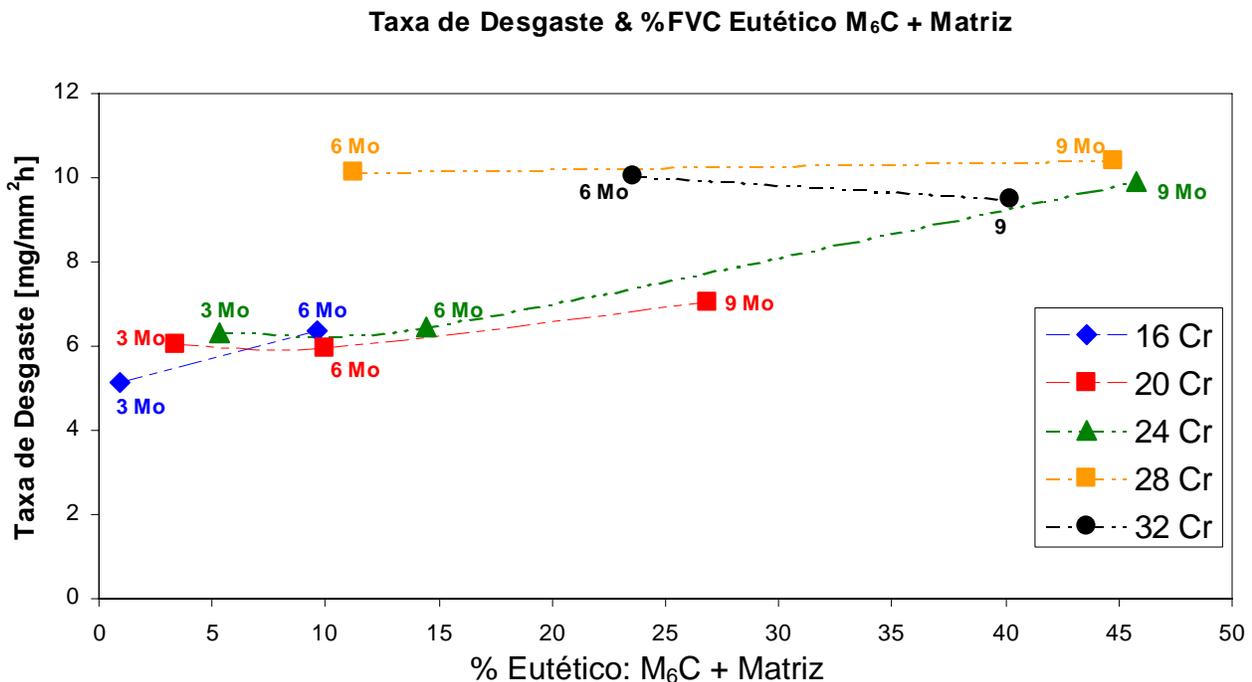


Figura 4.18 - Relação entre taxa de desgaste e fração volumétrica de carbonetos  $M_6C$  mais matriz.

Desta figura, pode-se concluir que os carbonetos  $M_6C$  mais a matriz influenciaram de forma negativa no comportamento abrasivo das ligas hipoeutéticas, pois aumentando-se o teor de molibdênio aumenta-se esta fração e aumenta-se a taxa de desgaste. Já no que se refere às ligas eutéticas e hipereutéticas, aparentemente, não houve influência da fração volumétrica de  $M_6C$  mais matriz na taxa de desgaste, semelhante ao ocorrido com o ensaio abrasivo a três corpos, sendo que o aumento do molibdênio aumenta a presença de  $M_6C$  mais matriz.

#### 4.2.2.5 - Análise dos Micromecanismos Atuantes

A figura 4.19 apresenta o efeito da dureza na taxa de desgaste nos ensaios a dois corpos. Observa-se que as ligas podem ser agrupadas em duas regiões (C e D) de acordo com a severidade de desgaste.

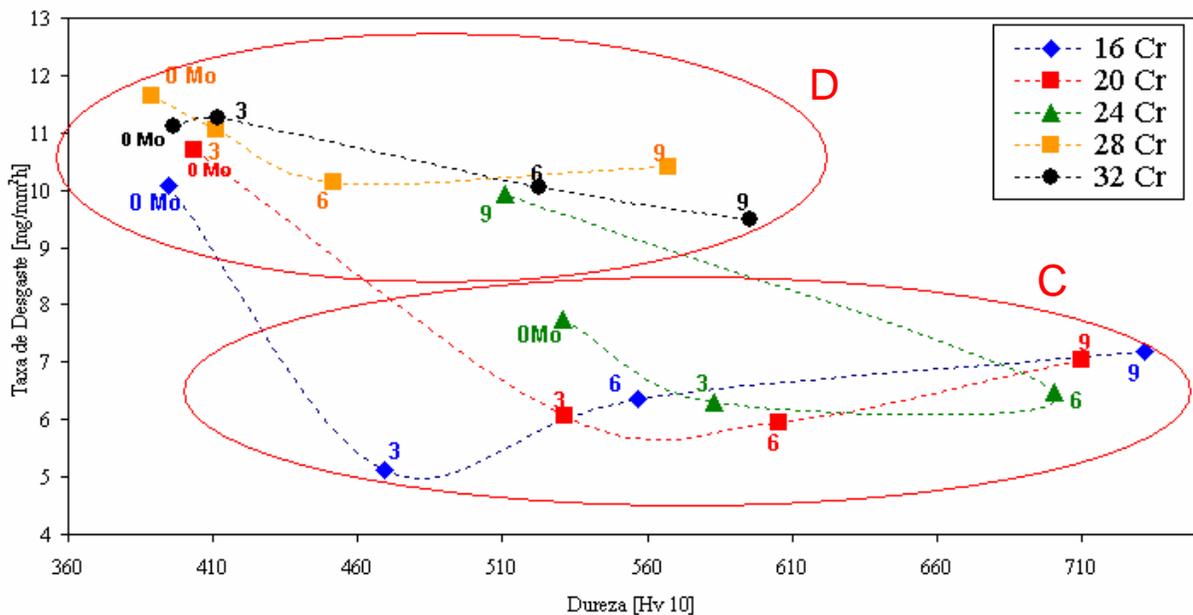
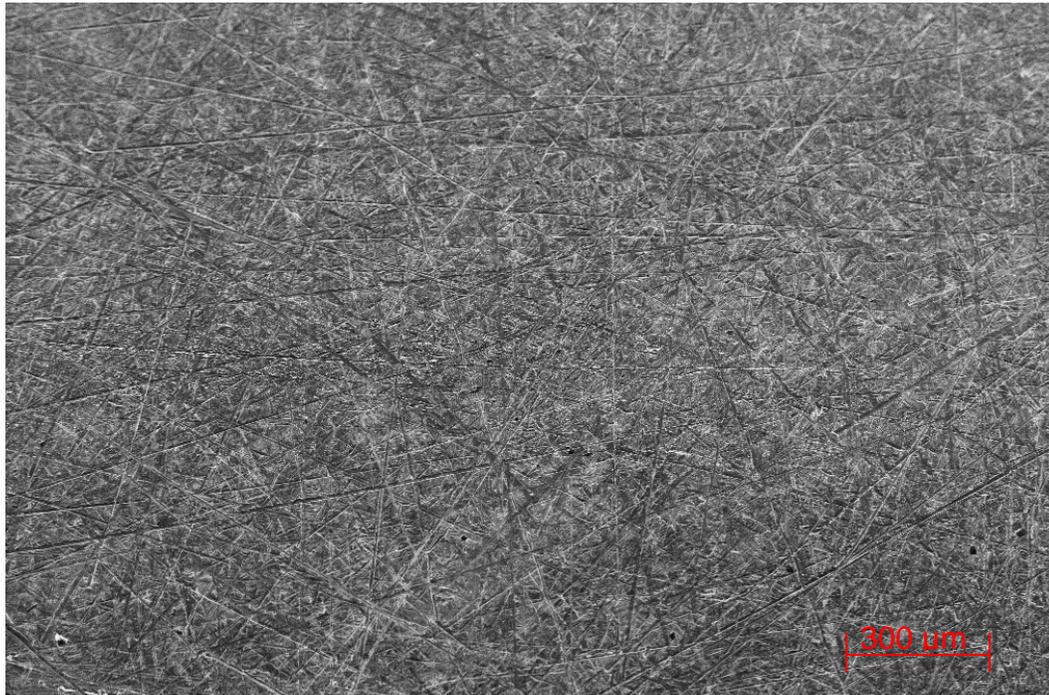


Figura 4.19 - Gráfico da dureza *versus* taxa de desgaste no ensaio a dois corpos.

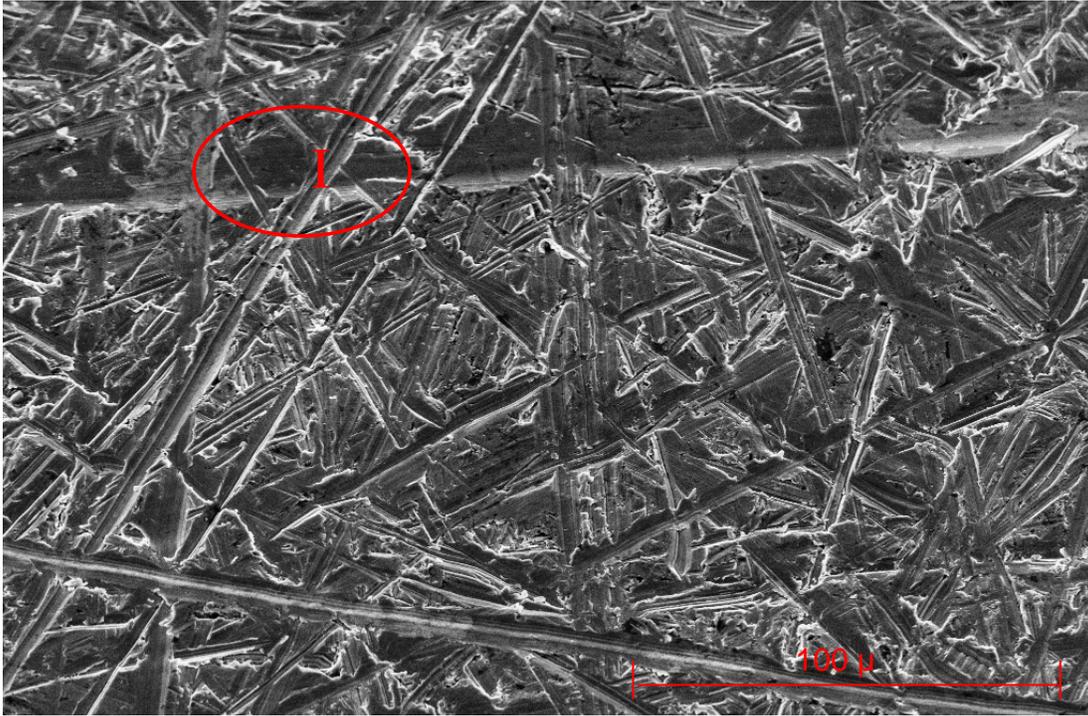
A região C é constituída, praticamente, por ligas hipoeutéticas com molibdênio e apresentaram, como observado na figura 2.5, uma estrutura constituída por

carbonetos  $M_6C$  e  $M_7C_3$  numa matriz formada por austenita, martensita e/ou ferrita. As ligas presentes nesta região apresentam uma resistência ao desgaste abrasivo maior do que àquelas pertencentes à região D.

O domínio D é formado, majoritariamente, por ligas hipoeutéticas sem molibdênio, pelas ligas eutéticas e por ligas hipereutéticas apresentando uma constituição de carbonetos primários  $M_7C_3$  (além do  $M_6C$ ) e uma matriz ferrítica. As ligas com 0% de molibdênio e com 16 e 20% de cromo são constituídas de ferrita e/ou martensita e carbonetos  $M_7C_3$ . Nas figuras 4.20 e 4.21 apresentam-se as superfícies de desgaste observadas em MEV em magnitudes diferentes. A figura 4.20 mostra aspectos típicos das superfícies desgastadas da liga com 16% de cromo e 3% de molibdênio característica da severidade apresentada pela região C que é de baixa severidade.



(a)



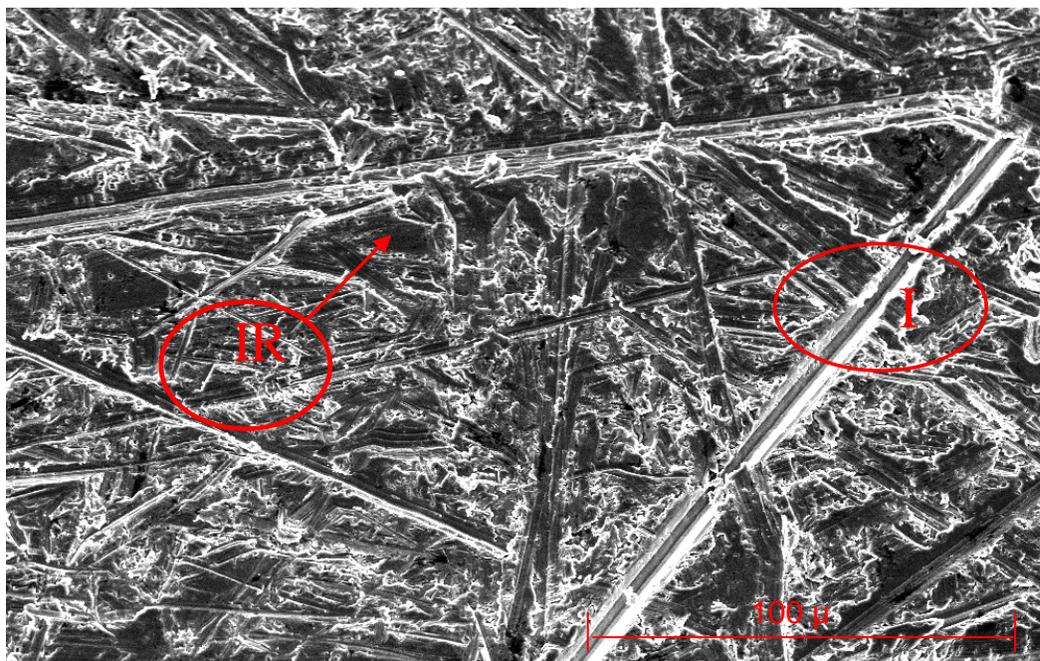
(b)

Figura 4.20 - Aspectos do desgaste na região de baixa severidade (região C). MEV. (a) - Região com ampliação de 100 vezes; (b) - Detalhe com ampliação de 1000 vezes. A letra I denota as interseções entre riscos.

A figura 4.21, por outro lado, apresenta a morfologia da superfície da amostra com 28% de cromo e 0% de molibdênio, representativa da severidade presente na região D, que é de alta severidade.



(a)



(b)

Figura 4.21 - Aspectos típicos do desgaste presente na região de alta severidade (região D). MEV. a - Região com ampliação de 100 vezes; b - Região com ampliação de 1000 vezes com I e IR para denotar interseções entre riscos e regiões inter-riscos, respectivamente.

Foi verificado que o micromecanismo atuante nas duas condições de severidade foi o microcorte, ou seja, um micromecanismo dúctil. As figuras com baixa ampliação mostram que, ainda que o mecanismo seja o mesmo, a intensidade e profundidade dos riscos variam. O microcorte fica mais evidenciado quando se analisa as interseções (I) entre riscos, figura 4.20 e 4.21 b.

As superfícies das ligas pertencentes ao domínio C, baixa severidade, apresentam um menor número de riscos com menor intensidade de deformação (Figura 4.20 a).

Quanto às ligas do domínio D, as mesmas apresentam regiões inter-riscos (IR) bastante deformadas, como evidenciado com mais nitidez na figura 4.21 b, gerando zonas potencialmente capazes de gerar debris no próximo contato, além de apresentarem riscos mais profundos e com maior intensidade.

### **4.3. Comparação entre as taxas de desgaste nos ensaios abrasivos a dois e a três corpos**

No presente trabalho, as taxas de desgaste a dois corpos variam, a grosso modo, de 5 a 12 mg / mm<sup>2</sup>h, enquanto que as mesmas na configuração a três corpos ficaram compreendidas entre 1 a 2 x 10<sup>-1</sup> mg / mm<sup>2</sup>h. Desta forma, a configuração a dois corpos apresenta uma taxa de desgaste cerca de 60 vezes maior que a três corpos. Esta ordem de grandeza foi relatada na literatura (Hutchings, 1992).

## CAPÍTULO V

### 5 - CONCLUSÕES

#### Testes a três corpos

Não há uma correlação direta entre dureza e taxa de desgaste. De modo geral, a adição de molibdênio foi prejudicial à resistência ao desgaste abrasivo.

Nas ligas isentas de molibdênio, quanto maior o teor de cromo maior a taxa de desgaste. Aparentemente, seria a fração volumétrica de carbonetos que afetaria negativamente.

As ligas com molibdênio apresentaram resultados similares nas taxas de desgaste, exceto para as hipereutéticas que têm, marcadamente, as maiores taxas de desgaste devido à presença de carbonetos primários grosseiros. As ligas eutéticas apresentaram os melhores resultados, possivelmente devido ao tamanho, forma e distribuição dos carbonetos  $M_7C_3$ .

Quanto ao micromecanismo no ensaio abrasivo a três corpos, observou-se microindentações múltiplas de caráter dúctil para as ligas que tiveram uma baixa taxa de desgaste. Somente para as ligas hipereutéticas com 6 e 9%, em peso de molibdênio encontrou-se, também, um micromecanismo frágil (quebra e arrancamento de carbonetos).

#### Teste pino sobre disco

Configuração que implica num severo desgaste abrasivo, as ligas isentas de molibdênio mostraram claramente uma relação inversa entre taxa de desgaste e dureza das ligas. As ligas ferrito-perlíticas (16 e 20 % em peso, de cromo) e ferríticas com carbonetos primários (28 e 32% em peso, de cromo) apresentaram as maiores taxas de desgaste. A liga com 24%, em peso de cromo tem a menor taxa de desgaste e a maior dureza, sendo sua matriz constituída de martensita e, provavelmente, alguma perlita.

Para as ligas contendo molibdênio, independentemente do teor, as eutéticas e hipereutéticas que possuem matrizes ferríticas mais carbonetos primários apresentaram maior taxa de desgaste, do mesmo modo que nos FFBAC sem molibdênio. Para as ligas hipoeutéticas (matriz austeno-ferríticas/martensíticas) a taxa de desgaste é menor e, a priori, não é afetada pela dureza. A exceção se faz na liga 24-9 (também hipoeutética) cuja matriz é ferrítica.

O micromecanismo atuante observado no teste abrasivo pino sobre disco foi o microcorte para todas as ligas. A diferença na taxa de desgaste nas ligas deveu-se a menor intensidade de riscos para as ligas hipoeutéticas com molibdênio. Já o restante das ligas apresentou regiões inter-riscos bem deformadas produzindo locais potencialmente capazes de gerar debris e, também, riscos mais profundos e com mais intensidades.

Concluiu-se, também, que a configuração a dois corpos apresentou uma taxa de desgaste cerca de 60 vezes maior que a configuração a três corpos.

Para trabalhos futuros sugere-se uma análise destas ligas quanto ao comportamento abrasivo a quente.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBERTIN, E., **Efeito da porcentagem de carbonetos e da microestrutura da matriz metálica sobre a resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo – Ensaio em moinho de bolas.** Tese de doutorado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 297 p. 1993.

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 250, 492-501, 2001.

ARANTES, L. J.; **“Performance Evaluation of Dielectric Fluids for Electrical Discharge Machining Process”**, Master’s Dissertation, Federal University of Uberlândia, MG-BR / MIT (Massachusetts Institute of Technology), MA, USA, 2001.

BOYES, J.W., **Iron Steel**, 2 (February 1969) 57-63.

BOZZI, A. C., DE MELLO, J.D.B., **“Efeito do movimento relativo da amostra na abrasão a dois corpos, Submetido ao II Seminário Brasileiro sobre materiais resistentes ao desgaste.** Uberlândia, M.G. Dezembro 1991.

CARVALHO, S.M., **Estudo microestutural dos ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio - Dissertação de mestrado**, PPGEM/UFES (2005).

COSTA H., DE MELLO. J.D.B, **Desenvolvimento de um novo abrasômetro a três corpos**, XVI COBEM 2001, Uberlândia.

DE MELLO, J.D.B: DURAND-CHARRE, M., HAMAR-THIBAUT, M. S., **METALLURGICAL TRANSACTIONS A**, V. 14A, p. 1793-1801, 1983.

DE MELLO, J.D.B., DURAND M. – CHARRE AND THOMAZ MATHIA, **“Abrasão de ferros fundidos brancos”**, VIII COBEM S. J. Campos SP (Dez 1985).

DE MELLO, J.D.B.: **“Abordagem global do estudo do processo abrasivo – Parte I: Consideração sobre os métodos abrasométricos”**. Submetidos ao 1º seminário sobre materiais resistentes ao desgaste, ABM/EPUSP, São Paulo, Setembro de 1989.

DE MELLO, J.D.B.: **”Structures metallurgiques et caracterisation de l’Abrasion des fontes blanches au chrome”** Tese de Doutorado – Institute National Polytechnique de Grenoble, Grenoble, 1983.

DE MELLO J.D.B, DURAND-CHARRE, M., HAMAR-THIBAUT, M. S., ABM, Vol41 nº 335, outubro 1985.

DOGAN O.N., LAIRD II G., HAWK, J.A., **“Abrasion resistance of the columnar zone in high Cr white cast irons”**, Wear 181-183 e 342-349, 1995.

DOGAN O.N., LAIRD II G., HAWK, J.A., **“Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons”**, Metallurgical and materials transactions A, volume 28A, 1315-1328, 1997.

FAN X.H., HE L., ZHOU Q.D., **“A study of high chromium cast iron on abrasion resistance and impact fatigue resistance”**, Wear, 138, 47-60, 1990.

FULCHER J.K., KOSEL T.H., FIORE N.F., **The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons**, wear, 84 313-325, 1983.

FRANCO, D. S., ZUMPRANO Jr., DE MELLO, J.D.B., **“Abordagem global do estudo do processo abrasivo – Parte II: Desenvolvimento e avaliação de abrasômetro a dois e três corpos**, Submetido ao 1º seminário sobre materiais resistentes ao desgaste, São Paulo, Setembro de 1989.

HUANG X. and WU Y., **“A high Cr-Mo alloy iron”**, Journal of materials engineering and performance, volume 7(4) , 463-466, 1998.

HUAN N. L. et alii, **Wear 250**, 71-75, 2001.

HUTCHINGS, I. M., **Friction and wear of engineering material**, CRC Press Inc., Boca Raton, USA 1992.

JACKSON, R. S.; **The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe – Cr – C metastable system**. JISI, 208; 163 – 167, 1970.

JIATONG, X., WENHUA L., XIATONG W., **“An investigation on the wear resistance of high chromium cast iron”**, Department of mechanical engineering, 1983.

LIU H.N., SAKAMOTO M., NOMURA M., OGI K., **“Abrasion resistance of high Cr cast irons at an elevated temperature**, Wear 250, 71-75, 2001.

MARATRAY F., **AFS TRANSACTIONS**, V. 79, 121-124, 1971.

MARATRAY F.; USSEGLIO R. **Factors affecting the structure of chromium and chromium – molybdenum white irons**. Climax Molybdenum S.A., Paris, França, 1970.

MATSUBARA Y., SASAGURI N., SHIMIZU K., SUANG and Yu K., **“Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements**, Wear 250 502-510, 2001.

Norma ABNT MB-481 – Grãos abrasivos aplicados em lixas.

PACCA, F. R., RASLAN, A.A., DE MELLO, J.D.B., **“Efeito do movimento relativo da amostra na abrasão a dois corpos**, Submetido ao II Seminário brasileiro sobre materiais resistentes ao desgaste. Uberlândia, M.G., Dezembro 1991.

PINTAUDE G., TSCHIPTSCHIN A.P., TANAKA D.K., SINATORA, A., **“The particle size effect on abrasive wear of high-chromium white cast iron mill balls”**, Wear 250, 66-70, 2001.

RASLAN, A.A. et alii: **“Modificações superficiais produzidas na usinagem por eletroerosão de ferros fundidos brancos alto cromo ligados ao molibdênio”**, anais do III congresso nacional de engenharia mecânica, Belém-Pará, 2004.

RESENDE, I.M., DE MELLO, J. D. B.; **Influência da velocidade de solidificação na estrutura metalúrgica de ferros fundidos ao cromo**; In: Anais do II seminário brasileiro sobre materiais resistentes ao desgaste, Uberlândia, p. 219-239, 1991.

SANTANA, A.S., DE MELLO, J.D.B., **“Abrasão a três corpos de ferros fundidos brancos eutéticos”**, Proceedings of the third Brazilian Seminar of abrasive, 1994.

SANTANNA, A.S., DE MELLO, J.D.B., **“Influência da morfologia de carbonetos  $M_7C_3$  no comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos de alto cromo**, ABM, 48, 457 – 476, 1993.

SILVA, F.J.: **“Influência do tratamento criogênico no desempenho de ferramentas de aço-rápido”**, dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG, 1990.

SINÁTORA, A., ALBERTIN, E.; **Considerações técnicas e econômicas sobre a fabricação e utilização de bolas de moinhos fundidas**, In: anais do II seminário brasileiro sobre materiais resistentes ao desgaste, Uberlândia, p. 85 – 121, 2001.

SINÁTORA, A., ALBERTIN, E.; **Temperabilidade de ferros fundidos de alto cromo – efeito da relação %Cr/%C e do manganês**; Contribuição técnica apresentada no 5º COMBRAFUN, São Paulo – SP, outubro de 1991.

TABRETT, C. P., SARE, I.R. and GHOMASHCHI, M.R., **International Materials Reviews**, vol. 41, nº 2, 59 – 82, 1996.

THORPE, W.R; CHICCO, B.; **“the Fe – rich corner of the metastable Fe – Cr – C liquidus surface”**, Metallurgical Transactions A, vol. 16A, p. 1541 – 1549, 1985.

TURENNE, S., LAVALLÉE, F., MASOUNAVE, J., Industrial material research Institute, **“The effect of matrix microstructure on the abrasion resistance of high Cr white cast irons”**, 105 – 113, 1989.

WATSON J.D., MUTTON P.J., SARE I.R., **“Abrasive wear of white cast irons”**, metals forum vol. 3 n 1, p. 74 – 88, 1980.

XING J.D., GAO Y.M., WANG E.Z., BAO C.G., **“Effect of phase stability on the wear resistance of white cast iron at 800 C”**, Wear, 9070, 1-6, 2002.

ZUM GAHR, K.H., **Microstructure and wear of materials. Tribology series 10**, Elsever Science Publishers B.V., 1987.

ZUM GAHR, K.H., ELDIS, G.T, **WEAR**, 64, p. 175-194, 1980.