

6-0
620.178.16
S2321
TES/MEM

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA

INFLUÊNCIA DA MORFOLOGIA DE CARBONETOS DO TIPO M_7C_3 NO
COMPORTAMENTO EM ABRASÃO DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS
EUTÉTICOS DE ALTO CROMO

Dissertação apresentada à Universidade Federal de
Uberlândia, por **Sônia Aparecida Santana**, como
requisito para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica, aprovada em 16/12/1994 pela
seguinte banca examinadora:

- . José Daniel Biasoli de Mello - Orientador
- . Alberto Arnaldo Raslan (UFU)
- . José Ângelo Rodrigues Gregolim (UFSCar)

620.178.16 S2321 /TES/FU
DIRBI/UFU 07682/95



Uberlândia, 16 de dezembro de 1994.

À

minha mãe

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA	
DIRB - DIRETORIA DE BIBLIOTECAS	
Precedência	_____
Valor R\$	Doação
Rec. em	95
O.P.D.	_____
N. Fiscal	_____
Reg.	7682/95 Data 04/10/95
Vol.	1

FU-00005708-1

Alexandre
Luiz Fernando

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. José Daniel Biasoli de Mello, pela competente orientação e, sobretudo, pela inabalável confiança e decisivo incentivo à minha formação profissional.

Aos professores do LEM que colaboraram em inúmeros momentos durante a evolução deste trabalho. Em particular, desejo agradecer ao professor Rafael Ariza Gonçalves pelo interesse e amizade fundamentais à realização desta dissertação, e ao professor Alberto Arnaldo Raslan, pelo imprescindível apoio.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), em especial ao professor José Ângelo Rodrigues Gregolim, onde os trabalhos de Microscopia Eletrônica de Varredura foram realizados.

À NORTON S.A. pelo fornecimento das lixas abrasivas utilizadas nos ensaios abrasométricos a 2 corpos.

À funcionária Ângela Maria da Silva Andrade, pela dedicação, trabalho e companheirismo.

Ao ex-aluno Leonardo de Freitas, pela execução de diversas atividades laboriosas.

Aos amigos do LEM e a todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram de forma decisiva para a conclusão deste trabalho.

SANTANA, S.A.; Influência da Morfologia de Carbonetos do tipo M_7C_3 no Comportamento em Abrasão de Ferros Fundidos Brancos Eutéticos de Alto Cromo. Uberlândia, UFU, 1994.

Resumo: Estudou-se a influência da morfologia de carbonetos do tipo M_7C_3 na abrasão a 2 corpos (pino-sobre-disco) e 3 corpos (via úmida), de ferros fundidos brancos eutéticos de alto Cromo (15% e 30% Cr) solidificados unidirecionalmente (5,10,20 e 30 cm/h), após tratamento térmico de desestabilização da austenita com vistas à homogeneização da matriz. A evolução dos parâmetros microestruturais associados aos carbonetos como a porcentagem volumétrica, o tamanho e o espaçamento médio entre eles, bem como a microdureza da matriz e a dureza global, foram caracterizados através de técnicas metalográficas e ensaios de dureza. A microestrutura resultante é constituída por carbonetos massivos do tipo M_7C_3 suportados em uma matriz metálica predominantemente martensítica. A seguir, os microeventos do processo abrasivo foram analisados, considerando-se o tamanho médio destes em relação ao tamanho e espaçamento médio entre carbonetos e as suas respectivas frações volumétricas. Em adição, avaliou-se o efeito da microdureza da matriz e da dureza global na resistência à abrasão destas ligas. Os resultados dos ensaios de desgaste em ambas as configurações abrasométricas, mostraram uma forte influência da natureza e granulometria do abrasivo. A microdureza da matriz e a dureza global praticamente não interferiram no comportamento abrasivo. Somente no caso da abrasão a 3 corpos é que se pôde notar uma pequena influência da porcentagem volumétrica de carbonetos sobre a taxa de desgaste, quando o abrasivo SiC #80 foi utilizado. Verificou-se, ainda, que valores elevados de espaçamento e tamanho relativos levam a um decréscimo considerável na resistência ao desgaste. Finalmente, a observação das superfícies de desgaste permitiram identificar que os micromecanismos predominantes de remoção de matéria foram o microsulcamento e a microdeformação plástica nas configurações a 2 e 3 corpos, respectivamente.

SANTANA, S.A.; Influence of M_7C_3 Carbide Morphology on Abrasive Wear Resistance of High Chromium Eutectic White Cast Iron, Uberlândia, UFU, 1994.

Abstract: In this work, the influence of the morphology of M_7C_3 carbides on the results of two body and three body abrasive wear tests was studied. As base material, a high chromium eutectic white cast iron (15% e 30% Cr), unidirectionally solidified (5, 10, 20 e 30 cm/h), after heat treatment for desestabilizing the austenite to obtain matrix homogeneity, was used. The evolution of microstructural parameters associated to the carbides, such as volumetric percentage, dimension and average spacing between them and microhardness and global hardness were characterized by quantitative metallografy and hardness tests. The final microstructure of these alloys showed massives carbides (M_7C_3) and martensite. The microevents of the abrasive process were analysed considering their mean size relative to the respective mean size, mean distance and volumetric fractions of the carbides. In addition, the effect of the global hardness and the microhardness of the matrix on the wear resistance of these alloys, along with the inherent wear micromechanisms, were evaluated. The results showed a strong influence of the nature and grit size of the abrasive. On the other hand, the results have shown that the global hardness and microhardness of the matrix had practically no influence on the abrasive wear resistance. Only in the three body tests, the volumetric percentage of the carbides presented some influence on the weight losses, when SiC #80 was used. Finally, during the observation of the worn surfaces, it was observed a prevailed of microploughing wear mechanism in the two body test while the mechanism prevailed in three body test was plastic microdeformations.

INFLUÊNCIA DA MORFOLOGIA DE CARBONETOS DO TIPO M_7C_3 NO COMPOR-
TAMENTO EM ABRASÃO DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS EUTÉTICOS DE ALTO
CROMO.

SUMÁRIO

1 - INTRODUÇÃO.....	1
2 - CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS UTILIZADAS.....	8
2.1 - Introdução.....	8
2.2 - Ligas do Sistema Modelo.....	9
3 - TRATAMENTO TÉRMICO.....	19
3.1 - Introdução.....	19
3.2 - Procedimentos Experimentais.....	22
3.3 - Resultados e Discussão.....	25
3.4 - Conclusões Parciais.....	37
4 - COMPORTAMENTO EM ABRASÃO.....	39
4.1 - Introdução.....	39
4.2 - Procedimentos Experimentais.....	46
4.3 - Resultados e Discussão.....	50
4.3.1 - Caracterização dos Abrasivos.....	50
4.3.2 - Determinação do Tempo de Ensaio.....	56
4.3.3 - Abrasão a 2 Corpos.....	58
4.3.4 - Abrasão a 3 Corpos.....	69
4.3.5 - Conclusões Parciais.....	89
5 - CONCLUSÕES FINAIS.....	91
5.1 - Sugestões para Futuros Desenvolvimentos.....	93
6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	94

7 - ANEXO I.....	103
7.1 - Cálculo do Tamanho Teórico de Impressão.....	103

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A/D	Analógico/Digital
Al ₂ O ₃	Alumina - abrasivo
C	Carbono
Cr	Cromo
D	Tamanho médio de carboneto (µm)
da	Diâmetro médio do abrasivo
Dl	Distância entre superfícies (µm)
F _{n,i}	Carga normal suportada por abrasivo (kgf/mm ²)
H	Dureza Vickers da superfície (kgf/mm ²)
H/Ha	Relação entre dureza do material e a dureza do abrasivo
µHV	Microdureza da matriz (kgf/mm ²)
L	Tamanho do evento abrasivo (µm)
L/D	Tamanho relativo de carbonetos
LEM	Laboratório de Engenharia de Materiais
L/MFP	Espaçamento relativo entre carbonetos
L _t	Tamanho teórico de impressão do evento abrasivo (µm)
M.E.V.	Microscopia eletrônica de varredura
MFP	Livre espaçamento médio entre carbonetos (µm)
M.O.	Microscopia ótica
Mo	Molibdênio
Nb	Número de partículas por unidade de superfície (partículas/ mm ²)
O.E.C.D	Organization for Economic Cooperation and Development
P	Pressão média aplicada à amostra (Kgf/mm ²)

P.I.D	Proporcional Integral e Derivativo
PVC	Porcentagem volumétrica de carbonetos (%)
R	Velocidade de solidificação (cm/h)
RCL	Intervalo de confiança relativo (%)
R _e	Coefficiente de enchimento (%)
SiC	Carbeto de silício - abrasivo
S.U.I.T.	Solidificação Unidirecional Interrompida por Têmpera
γ	Austenita
Veloc.	Velocidade (cm/h)

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1 - Amostra 2-5. Ataque Murakami.....11
- Figura 2.2 - Posição das ligas 1 (30%Cr) e 2 (15%Cr) no sistema Fe-Cr-C, segundo JACKSON [36] E THORPE E CHICCO [37].....13
- Figura 2.3 - Interface sólido-líquido para a liga 1. (a) 1-5 (b) 1-10. Reativo Kalling [19].....14
- Figura 2.4 - Amostra 1-20. Reativo Kalling [19].....15
- Figura 2.5 - (a) Amostra 2-5, (b) Amostra 2-50. Reativo Kalling [19].....17
- Figura 3.1 - Equipamento utilizado para Tratamento Térmico..24
- Figura 3.2 - Microestrutura das ligas no estado bruto de fusão Amostra 1-20. Reativo: Kalling.....26
- Figura 3.3 - Efeito da temperatura de desestabilização na morfologia dos carbonetos.....29
- Figura 3.4 - Microestrutura das amostras 1-5 e 2-5 durante tratamento térmico. Ataque Murakami. (a) 950°C, (b) 1100°C.....31
- Figura 3.5 - Microestrutura das amostras 1-5 e 2-5 durante tratamento térmico. Ataque Kalling. (a) 950°C, (b) 1000°C, (c) 1075°C, (d) 1100°C.....33
- Figura 3.6 - Relação entre parâmetros morfológicos de carbonetos, antes e após tratamento térmico final.....35
- Figura 3.7 - Efeito do tratamento térmico na microdureza da matriz.....36

Figura 3.8 - Amostra 1-20. Ataque kalling.....	37
Figura 4.1 - Micromecanismos da abrasão [4].....	43
Figura 4.2 - Vista global do abrasômetro múltiplo [4].....	48
Figura 4.3 - Distribuição de tamanhos dos abrasivos. Configuração a 2 corpos. Lixas: (a) SiC #600 (b) SiC #80.....	52
Figura 4.4 - Distribuição de tamanhos de abrasivos. Configuração a 2 corpos. Lixas: (a) Al ₂ O ₃ #600; (b) Al ₂ O ₃ #80.....	53
Figura 4.5 - Distribuição de tamanhos de abrasivos em pó. Configuração a 3 corpos. (a) Al ₂ O ₃ #1000; (b) Al ₂ O ₃ #240; (c) Al ₂ O ₃ #80.....	54
Figura 4.6 - Distribuição de tamanhos de abrasivos em pó. Configuração a 3 corpos. (a) SiC #1000 (b) SiC #240; (c) SiC #80.....	55
Figura 4.7 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo. Configuração a 2 corpos.....	57
Figura 4.8 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo. Configuração a 3 corpos.....	57
Figura 4.9 - Influência da microdureza da matriz na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.....	58
Figura 4.10 - Efeito da dureza na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.....	59
Figura 4.11 - Influência da porcentagem volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos....	61
Figura 4.12 - Efeito do espaçamento relativo na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.....	64

- Figura 4.13 - Efeito do tamanho relativo na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.....65
- Figura 4.14 - Aspectos superficiais das amostras 1-20 e 2-20 no teste a 2 corpos. (a) Al₂O₃ #600; (b) SiC #600 M.O.....67
- Figura 4.15 - Aspectos superficiais das amostras 1-20 e 2-20 no teste a 2 corpos. (a) Al₂O₃ #80; (b) SiC #80 M.O.....68
- Figura 4.16 - Efeito da microdureza da matriz na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.....70
- Figura 4.17 - Efeito da dureza global na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.....70
- Figura 4.18 - Efeito da porcentagem volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.....72
- Figura 4.19 - Efeito do espaçamento relativo de carbonetos na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.....76
- Figura 4.20 - Efeito do tamanho relativo de carbonetos na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.....78
- Figura 4.21 - Aspectos de superfícies desgastadas. (a) Amostra 1-5, SiC #1000; (b) Amostra 1-20, SiC #80 (c) Amostra 2-30, SiC #80. Abrasão a 3 corpos. M.E.V.....80
- Figura 4.22 - Influência do tamanho do abrasivo sobre a taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos. (a) Liga 1, (b) Liga 2.....85
- Figura 4.23 - Influência do tamanho do abrasivo sobre a taxa de desgaste. Abrasão a 3 corpos. (a) Liga 1, (b) Liga 2.....86

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição química e velocidade de solidificação das diferentes amostras [19].....	10
Tabela 3.1 - Parâmetros microestruturais antes dos tratamentos térmicos.....	27
Tabela 3.2 - Parâmetros microestruturais após tratamento térmico	34
Tabela 4.1 - Parâmetros de teste utilizados nos ensaios abrasométricos.....	49
Tabela 4.2 - Densidade média de abrasivos por mm ² de superfície abrasada. Configuração a 3 corpos.....	88
Tabela 7.1 - Comparação entre tamanho de eventos obtidos via metalografia quantitativa e teoria da dureza.....	105

1 - INTRODUÇÃO.

Um grande número de artigos de consumo e de componentes de máquinas está sujeito a solicitações deslizantes ou abrasivas. A vida útil destes objetos é, então, limitada pelo desgaste proveniente destas solicitações [1].

A área do conhecimento que trata dos complexos problemas envolvendo atrito e desgaste é a tribologia. Definida como o estudo das superfícies que interagem em movimento relativo [2-4], abrange um amplo campo interdisciplinar com enfoques para atrito, desgaste e lubrificação.

Entretanto, a falta de compreensão dos efeitos precisos das propriedades físicas, mecânicas e superficiais dos materiais no desgaste, aliada à multiplicidade de fatores que intervêm no processo, não permite o estabelecimento de relações universais nesta área. Desta forma, o empirismo criterioso é fundamental para o estudo dos diversos tipos de desgaste [5].

Em relação a este fenômeno, não existe uma definição tida como mais adequada. Alguns conceitos são amplamente aceitos:

- A destruição do material produzida como resultado de repetidas perturbações nas junções de atrito (KRAGELSKI) [3];
- A progressiva perda de matéria da superfície operante de um corpo, ocorrendo como resultado do movimento

- relativo da superfície (O.E.C.D. - "Organization for Economic Cooperation and Development") [3,6];
- Remoção de material de superfícies sólidas como resultado da ação mecânica (RABINOWICZ) [3];
 - Remoção de material de uma superfície em movimento relativo por processos mecânicos e/ou químicos (TABOR) [3];
 - Perda progressiva de material de uma superfície de um corpo sólido, decorrente de ação mecânica; isto é, devido ao contato e movimento relativo de um contra-corpo sólido, líquido ou gasoso (DIN 50320) [6-8].

Dada a sua natureza complexa e a grande multiplicidade de eventos que ocorre em um tribo-sistema, é conveniente subdividir o desgaste, de acordo com a frequência, em categorias, destacando-se [3]:

- Abrasivo - 50%;
- Adesivo - 15%;
- Erosivo - 8%;
- Corrosivo - 8%;
- Fadiga de contato e outros - 5%.

Alguns trabalhos [9-11] têm caracterizado, dentro de um grupo minoritário, outra forma de desgaste, denominada delaminação.

Considerando-se as formas de interação superficial e as propriedades das substâncias em contato [12], dentre todas as classificações mencionadas, o desgaste abrasivo - desprendimento de material de superfícies em movimento relativo, causado pela presença de protuberâncias e/ou partículas duras entre as superfícies antagonistas ou fixas em uma delas [6] - é o mais importante. Em particular, devido ao seu caráter destrutivo e frequência, determina a alocação de elevados recursos na economia [2,7,8,13]. Seu controle e minimização dependem essencialmente da seleção de materiais apropriados [7,14-15].

Estes materiais, na maioria dos casos, são do tipo polifásicos, formados por uma fase dura com características próximas às dos materiais cerâmicos, envolvida por uma matriz dútil [4].

Neste contexto, os ferros fundidos brancos de alto Cromo aparecem como representantes de uma classe de materiais altamente resistentes à abrasão, apresentando, ainda, um razoável grau de tenacidade [5,16-21]. O grande interesse técnico despertado por estas ligas é decorrente de alguns fatores [22]:

- A morfologia do eutético, que permite obter uma boa tenacidade;
- A elevada dureza do carboneto M_7C_3 , favorável à resistência à abrasão;

- Possibilidade de se obter estrutura martensítica em seções espessas, com elevada dureza;
- Capacidade de retenção da austenita, o que permite a obtenção de peças austeníticas brutas de fundição 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;
- O custo relativamente baixo do Cromo como elemento de liga.

Dadas suas características intrínsecas e seu campo típico de aplicações, estas ligas requerem estudos multidisciplinares, envolvendo especialistas de áreas como moagem e movimentação de minérios, corrosão, metalurgia física e tratamentos térmicos, seleção de materiais e, naturalmente, fundição [12].

Se por um lado estas ligas viabilizaram uma crescente utilização comercial, são poucas as informações tecnológicas e científicas encontradas, principalmente quanto ao efeito da adição de outros elementos [23].

Investigações sistemáticas estão sendo feitas para desenvolvimento de uma série de ligas com a adição do Molibdênio, para garantir uma matriz austenítica metaestável ou para aumentar a temperabilidade [13,24]. Outros elementos como

Vanádio, Tungstênio e Nióbio têm sido pesquisados, por serem formadores de carbonetos mais duros do que o de cromo [13,25,26].

Vários estudos têm sido realizados visando uma melhor compreensão da influência da estrutura metalúrgica de ligas do sistema Fe-Cr-C na resistência ao desgaste [6,12,23].

Parâmetros como natureza, tamanho, distribuição espacial, fração volumétrica, propriedades reológicas e físico-químicas das fases devem ser considerados como fatores preponderantes no comportamento em abrasão [16-18]. Estas variáveis, por sua vez, são tributárias da microestrutura de solidificação, composição química e tratamentos térmicos [19].

ZUM GAHR [27] sugere que a resistência à abrasão deverá sofrer influência do tamanho e da distribuição dos carbonetos M_7C_3 .

Este mesmo autor [27] estudou a influência da estrutura da matriz e volume de carbonetos na abrasão em ligas pertencentes ao sistema Fe-Cr-C-Mo. DE MELLO e colaboradores [28,29] consideraram, ainda, alguns fatores adicionais como tamanho, forma e espaçamento entre carbonetos.

MARATRAY [26] analisou o efeito do teor de Carbono e de outros elementos de liga sobre a resistência à abrasão, além do efeito da quantidade e morfologia dos carbonetos bem como da estrutura da matriz sobre o desgaste.

MATSUBARA e colaboradores [30], estudando microestruturas de ferro fundido branco de alto Cromo obtidas

por solidificação unidirecional, notaram que as células de carbonetos e o espaçamento diminuem quando a taxa de solidificação aumenta. Além disto, é razoável esperar que a orientação destes carbonetos em relação à superfície a ser abrasada, deva influenciar significativamente a resistência ao desgaste abrasivo.

Em trabalho anterior, RESENDE [19] analisou o efeito da velocidade de solidificação sobre a morfologia da estrutura bruta de fusão e comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos eutéticos de alto Cromo. Observou-se o aparecimento de fases oriundas de transformações da austenita eutética. Estas variações microestruturais influenciaram significativamente no processo de desgaste abrasivo, de tal forma que não foi possível estabelecer correlações genéricas entre resistência à abrasão e parâmetros microestruturais.

Este trabalho tem como objetivo fornecer um melhor entendimento sobre a influência da morfologia de carbonetos do tipo M_7C_3 na abrasão de ferros fundidos brancos de alto Cromo, orientados unidirecionalmente. Para tal, a matriz destas ligas foi homogeneizada através de tratamento térmico de desestabilização da austenita a 1100°C durante 20 minutos, seguida de têmpera ao ar e revenido a 200°C , por 30 minutos. A microestrutura obtida é formada por carbonetos massivos do tipo M_7C_3 suportados em uma matriz metálica predominantemente martensítica.

A seguir, as amostras foram submetidas a várias situações tribológicas, envolvendo testes de desgaste abrasivo a dois e três corpos, com variações na natureza e granulometria de abrasivos (alumina e carbeto de Silício).

Os microeventos do processo abrasivo foram, então, analisados, considerando-se o tamanho relativo destes em relação ao tamanho e espaçamento médio entre as fases e as respectivas frações volumétricas. Estabeleceu-se, ainda, correlações entre estas variáveis, as taxas de desgaste e possíveis micromecanismos de degradação associados.

No capítulo 2 são apresentadas as características metalúrgicas das ligas do sistema modelo.

O capítulo 3 faz referência ao tratamento térmico destas ligas, com vistas à homogeneização da matriz.

O comportamento em relação ao desgaste abrasivo das ligas é analisado no capítulo 4, através de ensaios abrasométricos a dois e três corpos.

Finalmente, o capítulo 5 apresenta as conclusões gerais e sugestões para futuros desenvolvimentos.

2 - CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS UTILIZADAS.

2.1 - Introdução.

As ligas da família Fe-Cr-C são particularmente interessantes e foram objeto de estudos durante a Primeira Guerra Mundial, quando pesquisava-se materiais que fossem capazes de substituir os aços rápidos, utilizados em ferramentas de corte. Se por um lado elas não revelaram características necessárias àquela utilização, por outro, encontraram numerosas aplicações na fabricação de ferramentas para trabalho a frio [22]. As primeiras peças na forma fundida, feitas para resistirem ao desgaste abrasivo, apareceram somente após os anos 30 [22]. A partir daí, o desenvolvimento estendeu-se aos campos de cimenteiras e componentes utilizados em atividades de mineração, como beneficiamento e transporte de minerais.

A metalurgia física destas ligas é bastante complexa e o estudo de certos fenômenos torna-se difícil. Tem-se verificado que os ferros fundidos podem apresentar uma grande variedade de microestruturas, tanto no estado bruto de fusão como após tratamento térmico, inclusive pelos efeitos de flutuações ou composição química do material, além da própria natureza complexa do diagrama de fases e das velocidades de resfriamento [10].

A resistência ao desgaste, por sua vez, é fortemente dependente desta microestrutura. No caso específico dos

carbonetos, sua morfologia, a maneira como esta fase se distribui no material, bem como suas formas de interação com a matriz, podem acarretar variações importantes nas propriedades da liga.

Trabalho recente [19] analisou o efeito da velocidade de resfriamento sobre a morfologia da estrutura bruta de fusão e comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos eutéticos de alto Cromo, solidificados unidirecionalmente.

Observou-se o aparecimento de fases oriundas de transformações da austenita eutética. Estas variações microestruturais influenciaram significativamente no processo de desgaste abrasivo, de tal forma que não foi possível estabelecer correlações genéricas entre resistência ao desgaste abrasivo e parâmetros microestruturais.

Apresenta-se, a seguir, a caracterização destas ligas que serão utilizadas como sistema modelo neste trabalho.

2.2 - Ligas do Sistema Modelo.

Foram utilizadas 2 ligas eutéticas pertencentes ao sistema Fe-Cr-C, com estruturas orientadas através de solidificação unidirecional interrompida por têmpera (S.U.I.T.) [31], com quatro diferentes velocidades de solidificação.

As amostras foram obtidas por RESENDE [19] e a tabela 2.1 mostra as composições nominais, bem como as velocidades de solidificação (R) para cada liga.

Estas ligas são caracterizadas por uma microestrutura polifásica, formada por carbonetos duros, suportados em uma matriz metálica.

Tabela 2.1 - Composição química e velocidade de solidificação das diferentes amostras [19].

Liga 1 -> 30%Cr, 2,7%C		Liga 2 -> 15%Cr, 3,7%C	
Amostra	R (cm/h)	Amostra	R (cm/h)
1-5	5,079	2-5	4,767
1-10	10,469	2-10	10,259
1-20	20,304	2-20	20,196
1-30	31,494	2-30	31,590

Os carbonetos são do tipo M_7C_3 , onde M representa um complexo metálico formado por Fe e Cr, em proporções que variam de acordo com a relação Cr/C [24,32,33], e alguns outros elementos que estiverem, eventualmente, presentes na liga considerada [22,32]. Estes carbonetos apresentam durezas variando de 950 a 1444 Vickers ($HV_{0.05}$) [24], dependendo da composição química e do plano cristalino. Quando observados na secção transversal de cada amostra, organizam-se em forma de colônias aproximadamente circulares, cujo tamanho e distribuição são funções da velocidade de solidificação e da composição química [30,34].

7682/95

A matriz metálica, no estado bruto de fusão, é predominantemente austenítica, apresentando, entretanto, alguns produtos de sua transformação [24,32,33,35].

A figura 2.1 mostra o aspecto típico das ligas em questão.

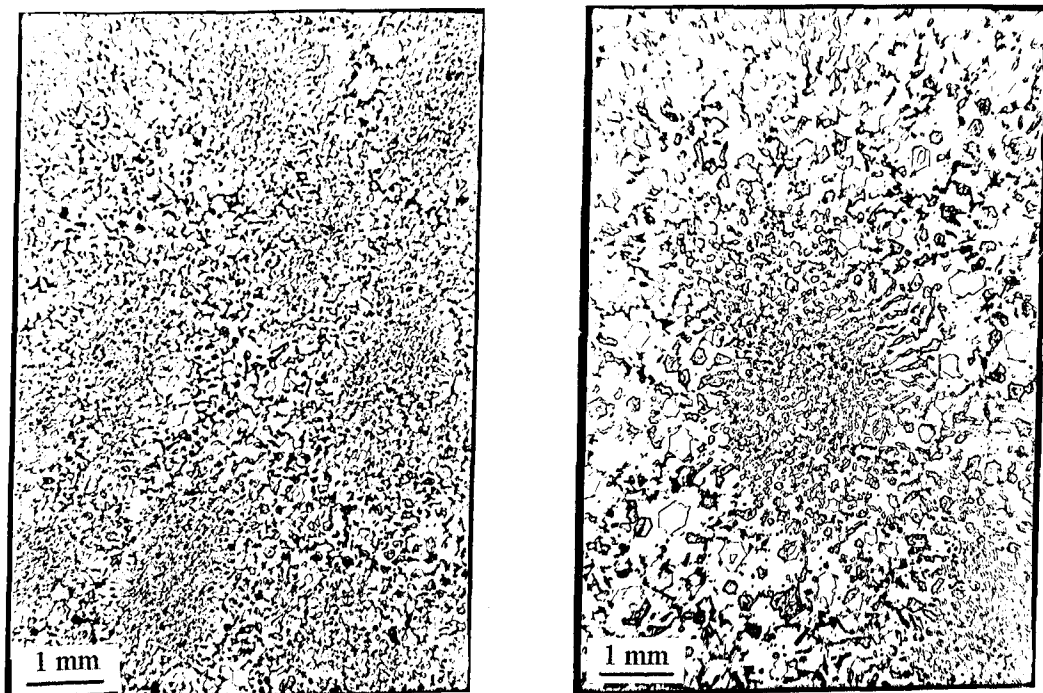


Figura 2.1 - Amostra 2-5. Ataque: Murakami [19].

A figura 2.2 mostra a posição das ligas estudadas na superfície de "líquidus" do diagrama Fe-Cr-C, segundo JACKSON [36] e THORPE E CHICCO [37].

Apesar de dados para diagramas de fases e propriedades termodinâmicas de ligas situadas neste sistema terem sido

acumulados nos últimos 30 anos [30], limitações encontradas no que diz respeito à pureza dos materiais avaliados, além das dificuldades associadas às medições em elevadas temperaturas [36], faz com que não exista uma versão definitiva do sistema Fe-Cr-C [21,38].

A superfície de "líquidus" proposta por JACKSON [36] e aquela devida a THORPE e CHICCO [37], têm sido utilizadas em diversos estudos. Elas 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 [12].

As diferenças básicas entre estes dois diagramas 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 [19,37].

Pelos diagramas citados, observa-se que a liga 1 apresenta-se ligeiramente hipoeutética, segundo CHICCO, e eutética, de acordo com JACKSON. Porém, de um modo geral, não se notou o aparecimento de uma fase pró-eutética nesta liga [19].

No caso da liga 2, esta se mostra praticamente eutética de acordo com o diagrama de CHICCO e um pouco hipereutética segundo JACKSON. Todavia, a presença de algumas dendritas de

austenita primária confere à mesma característica hipoeutética [19].

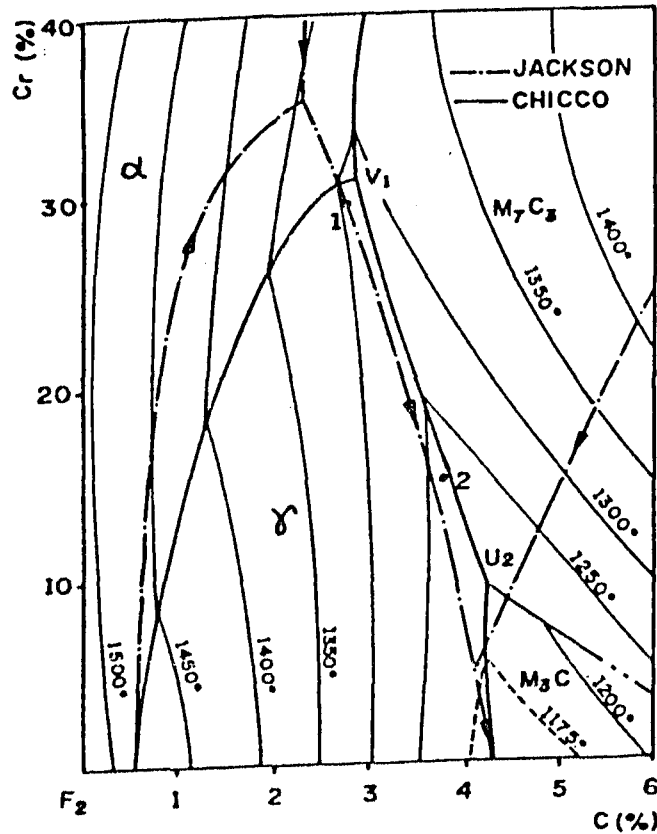


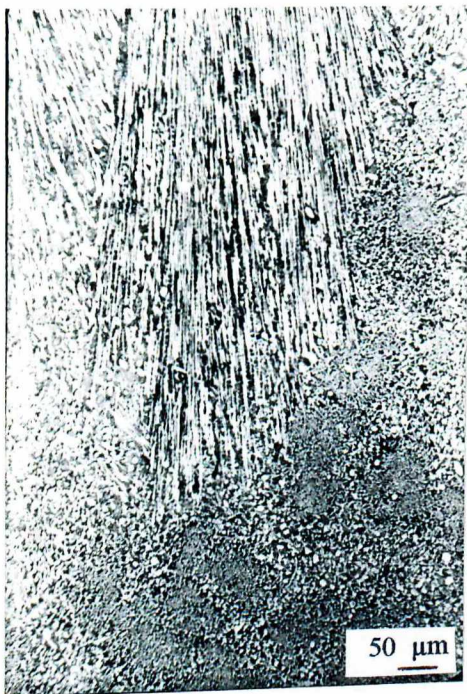
Figura 2.2 - Posição das ligas 1 (30%Cr) e 2 (15%Cr) no sistema Fe-Cr-C, segundo JACKSON [36] e THORPE E CHICCO [37].

A solidificação das duas ligas é semelhante e segue o vale eutético: líquido \rightarrow $\gamma + M_7C_3$.

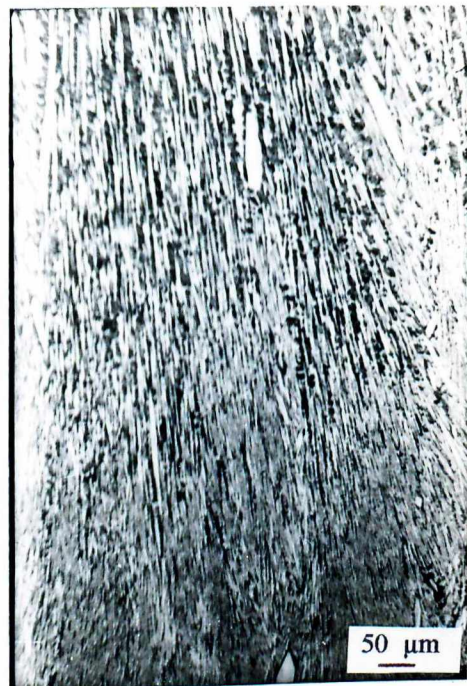
Com o avanço do resfriamento, a matriz apresentou algumas transformações, gerando microconstituintes diversificados na estrutura metalúrgica das duas famílias de

ligas. Alguns aspectos importantes dessa heterogeneidade são realçados, a seguir.

A figura 2.3 mostra o início da solidificação de duas amostras da liga 1 (30%Cr). Observou-se que, com o afastamento da interface sólido-líquido, ocorreu o aparecimento de uma fase clara nestas amostras, referente a austenita não transformada, provocada por um empobrecimento de Cr e C [19].



(a)



(b)

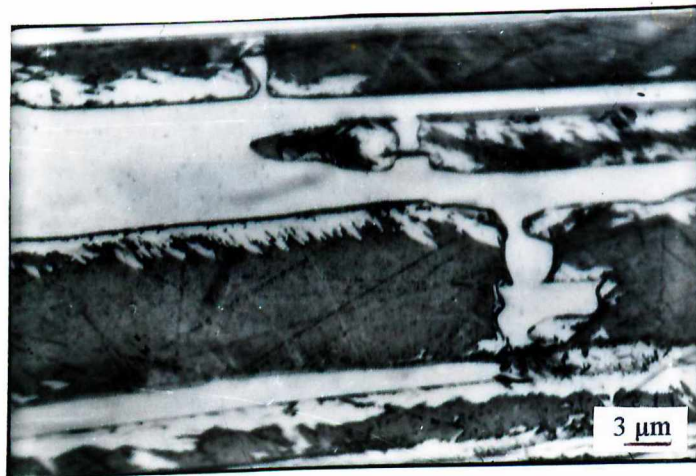
Figura 2.3 - Interface sólido líquido para a liga 1. (a)1-5, (b) 1-10. Reativo Kalling [19].

Continuando o processo de solidificação, a temperaturas mais baixas ocorreu a formação de fases escuras, em alguns pontos da matriz de algumas amostras específicas (1-5, 1-10 e

1-20), resultantes de uma transformação eutetóide, similar à perlita, representada na figura 2.4a [19].



(a)



(b)

Figura 2.4 - Amostra 1-20. Reativo Kalling [20].

Observou-se, ainda, na figura 2.4b, o aparecimento esporádico de uma franja clara nos contornos da matriz, próxima aos carbonetos de dureza elevada, com características de

bainita, contornada por uma franja de ferrita. Este microconstituente é resultante de transformações da austenita nas regiões empobrecidas em Carbono [19] e também foi encontrado por DURAND-CHARRE [39] nas vizinhanças de carbonetos eutéticos.

As amostras da liga 2, por apresentarem composição ligeiramente hipoeutética, tiveram sua solidificação iniciada por algumas dendritas de austenita, seguida pelo eutético $\gamma - M_7C_3$, conforme previsto pelo diagrama da figura 2.2. Posteriormente, apresentaram as mesmas transformações observadas na liga anterior (figura 2.4), ressaltando-se um pequeno acréscimo na quantidade de austenita primária, à medida em que se aumentou a velocidade de solidificação. Além disso, observou-se a presença, em sua microestrutura, de formas aciculares similares à martensita, nos contornos da austenita eutética.

A figura 2.5 ilustra este aspecto em algumas amostras.

Notou-se, ainda, que o aumento da velocidade de solidificação retardou o aparecimento das transformações em fase sólida, já que é um fator preponderante no controle do tempo de difusão dos elementos de liga na austenita.

As amostras assim obtidas (estado bruto de fusão), foram, então, submetidas a ensaios abrasométricos em uma configuração a 3 corpos, utilizando-se SiC como abrasivo (tamanho médio das partículas - 30 μm). O efeito dos parâmetros estruturais na resistência à abrasão foi analisado.

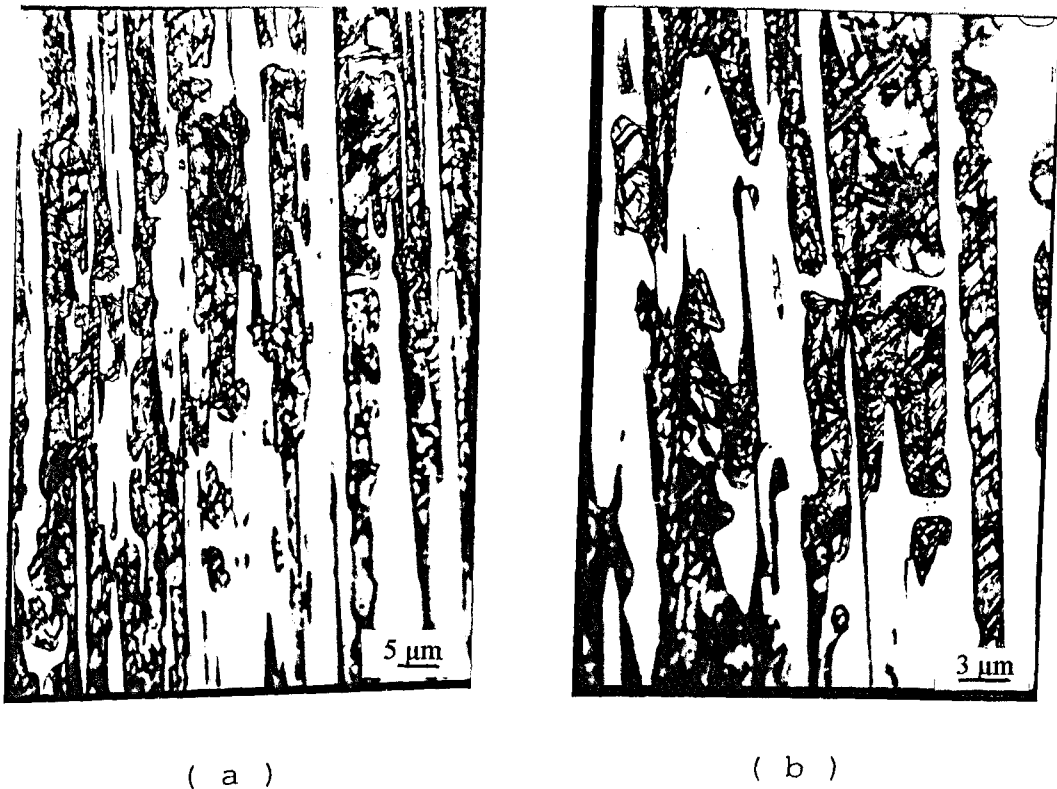


Figura 2.5 - (a) Amostra 2-5, (b) Amostra 2-50. Reativo Kalling [19].

Entretanto, nas condições tribológicas impostas, não foi possível estabelecer correlações genéricas entre parâmetros microestruturais e resistência à abrasão, já que a matriz mostrou-se não homogênea, dificultando a análise do processo abrasivo.

Desta forma, com vistas à verificação da influência destes parâmetros no comportamento abrasivo destas ligas, analisa-se, a seguir, a influência do tratamento térmico sobre a natureza e homogeneidade da matriz, bem como a evolução de

parâmetros microestruturais associados aos carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 .

3 - TRATAMENTO TÉRMICO.

3.1 - Introdução.

Como estabelecido no capítulo anterior, a microestrutura bruta de fusão das ligas estudadas é constituída por carbonetos do tipo M_7C_3 e pela matriz, que contém austenita, martensita e perlita em quantidades variadas, dependendo da composição química e da velocidade de resfriamento.

Neste capítulo, apresenta-se a metodologia utilizada para otimização da temperatura de austenitização com vistas à obtenção da homogeneidade da matriz.

A homogeneização da matriz e a eliminação da perlita, cuja presença compromete a resistência ao desgaste abrasivo [21,39-42], depende de um tratamento a alta temperatura, o qual pode ser de reaustenitização, considerando-se as regiões perlíticas, ou de desestabilização da austenita, considerando-se as regiões de austenita retida [12], seguido de têmpera [21,43-44]. Mais precisamente, costuma-se dividir o ciclo usual de tratamento térmico dos ferros fundidos brancos em reaustenitização/desestabilização da austenita, têmpera e revenimento [32].

Na primeira fase, o excesso de Cromo e Carbono da matriz é precipitado na forma de carboneto secundário, favorecendo a formação da martensita em têmpera subsequente

[32,45], além de dissolver a perlita formada durante a solidificação.

Esta etapa pode, em princípio, ser feita em temperaturas entre 850°C e 1000°C [32]. Entretanto, a presença de perlita na estrutura bruta de fusão faz com que sejam necessárias temperaturas de tratamento térmico compreendidas entre 1050°C e uma temperatura um pouco inferior à de "sólidus", para a obtenção de martensita e modificação da morfologia da estrutura primária [22,24].

Ressalta-se, porém, que temperaturas mais elevadas resultam em maiores teores de Carbono dissolvidos na matriz e, conseqüentemente, martensitas mais duras. Aumenta-se, porém, a tendência à retenção da austenita [21,32]. Por outro lado, temperaturas muito baixas podem levar à formação de martensitas de baixo teor de Carbono ou a transformações ferríticas, principalmente em ligas com teores elevados de Cromo [32,33].

A presença de bainita só é possível caso o conteúdo de Cromo não seja muito elevado [32]. MARATRAY [24,46] afirma que, somente em ligas que apresentam uma relação Cr/C inferior a 4 e em condições isotérmicas de resfriamento, pode-se obter uma quantidade expressiva deste constituinte.

A cinética de transformação da austenita é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento, composição química, estrutura inicial e condições de tratamento térmico - tempo e temperatura [46-48].

A escolha do tempo e, principalmente da temperatura de tratamento de desestabilização, deve ser vista como um procedimento criterioso, em função do microconstituente final que se deseja obter após têmpera, para uma dada composição química [18,24].

Neste sentido, a literatura [35,49] divulga uma variedade de tratamentos térmicos a fim de se obter uma microestrutura final predominantemente martensítica, fundamentada basicamente no efeito da temperatura. Estes casos incluem grandes tempos de permanência na temperatura de tratamento térmico. Cita-se SAVERNA e colaboradores [35], que obtiveram martensita em ligas de ferro fundido branco 15%Cr, 2%Mo, após reaustenitização a 1000°C por 1 (uma) hora e têmpera ao ar. Já SINÁTORA [49], obteve o mesmo microconstituente em ferros fundidos brancos contendo 2%C, 12,7%Cr, 0,6%Mn. Entretanto, as ligas foram reaustenitizadas a 950°C durante 3 (três) horas e temperadas em óleo.

A princípio, a têmpera pode ser feita em ar ou óleo, dependendo da temperabilidade do material e da sua propensão ao trincamento [42].

O efeito do tempo de permanência na temperatura de desestabilização foi pesquisado por KLIAUGA [43], para três tipos de ligas do sistema Fe-Cr-C: um ferro fundido branco hipoeutético (19%Cr, 2,5%C), um ferro fundido branco hipereutético (26%Cr, 3%C) e um aço (8%Cr, 0,6%C). As temperaturas utilizadas foram de 950°C, 1000°C e 1050°C com

diversos tempos de permanência (10, 20, 40, 80, 160, 300, 600 e 1200 minutos).

Os resultados obtidos mostraram que a influência desta variável pode ser dividida em estágios dentro de uma mesma temperatura e que no período de tratamento, correspondente à 160 minutos, ocorre um aumento de dureza associado à dissolução da perlita e início da precipitação de carbonetos secundários, além de baixa quantidade de austenita retida. Somente para tempos superiores a 160 minutos houve um decréscimo de dureza, associado à estabilização da austenita.

O revenido nos ferros fundidos brancos visa aumentar a tenacidade da martensita obtida na têmpera e pode ser realizado em uma ampla faixa de temperaturas [33,50]. De uma maneira geral, o efeito é tanto mais intenso quanto maior a temperatura de tratamento [32]. Para aquecimentos em torno de 250°C [35,50,51], o revenido tem a finalidade de eliminar as tensões originadas durante a transformação martensítica.

Nas secções que se seguem, apresentam-se as várias etapas do processo de tratamento térmico das ligas eutécticas ternárias de ferro fundido branco de alto Cromo, com vistas à homogeneização da matriz.

3.2 - Procedimentos Experimentais.

Foram analisadas duas famílias de ferros fundidos brancos eutécticos, solidificados unidirecionalmente: liga 1

(30%Cr, 2,7%C) e liga 2 (15%Cr e 3,7%C), caracterizadas no capítulo anterior.

Visando aumentar a homogeneidade da matriz, foi realizada uma série de experimentos para se determinar a temperatura ótima de austenitização. Nesta primeira etapa, foram utilizadas as amostras 1-5 e 2-5 e temperaturas de 950°C, 1000°C, 1075°C e 1100°C, durante 20 minutos, seguida de têmpera ao ar.

Utilizou-se um forno tubular com controle do tipo P.I.D. e precisão $\pm 1^\circ\text{C}$ [51], além de atmosfera inerte em Argônio e vácuo. A figura 3.1 mostra o equipamento utilizado.

Após determinação da temperatura ideal, todas as amostras foram submetidas à austenitização a 1100°C por 20 minutos e temperadas ao ar. A seguir, foram revenidas a 200°C, durante 30 minutos, para alívio de tensões.

A evolução da microestrutura foi analisada antes e após cada etapa dos tratamentos térmicos, mediante procedimentos clássicos de metalografia quantitativa [52,53] e microscopia ótica. Para tal, as amostras foram previamente polidas em suas secções transversais até lixa #600 e, em seguida, com pasta de diamante até granulometria 0.25 μm .

A porcentagem volumétrica de carbonetos (PVC), foi determinada via contagem bidimensional e rede quadrada com 36 pontos [52]. Utilizou-se um aumento total de 1000 vezes, ajustado de forma a impossibilitar que um mesmo carboneto fosse interceptado por mais de uma vez. A distância livre média

entre carbonetos (MFP) e o tamanho médio dos mesmos (D) foram determinados pelo método de HEYN, comprimento linear total de 500 mm [53].

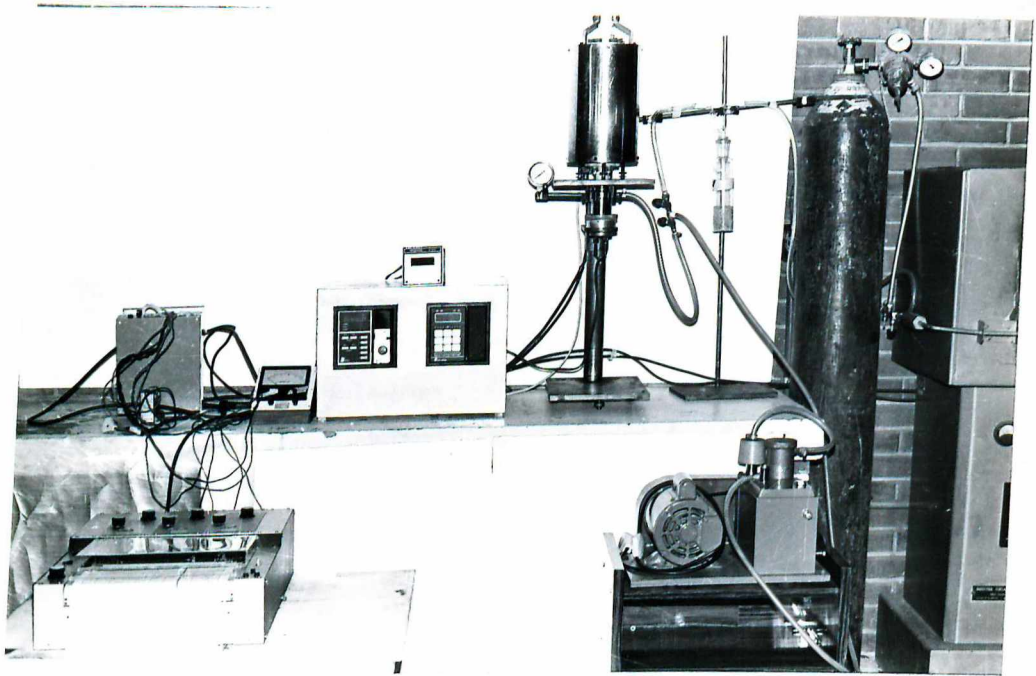


Figura 3.1 - Equipamento utilizado para o tratamento térmico.

Os reativos empregados foram o de Murakami, para revelar carbonetos e o de Kalling, para observar a estrutura da matriz metálica.

A caracterização das amostras foi completada com medidas de microdureza Vickers da matriz com carga de 0.31N ($HV_{0,31}$) e dureza global Vickers com carga 31N (HV_{31}).

O cálculo de cada parâmetro e a análise estatística dos dados foram feitos através de programa computacional específico [4]. Para todos os resultados, o limite de confiança relativo da média (RCL) imposto foi menor ou igual a 5%.

3.3 - Resultados e Discussão.

A figura 3.2 mostra o aspecto típico das microestruturas antes dos tratamentos térmicos.

Observa-se heterogeneidades da matriz junto às interfaces carboneto-austenita, confirmados pelo elevado número de medidas de microdureza feitas para se atingir o intervalo de confiança relativo imposto (valores médios em torno de 315 medições para cada amostra da liga 1 e 411 para cada amostra da liga 2).

SAVERNA e colaboradores [38], estudando a influência do tratamento térmico sobre a microestrutura e resistência à abrasão de ferros fundidos brancos eutéticos com 15%Cr e 2%Mo, identificaram através de difratogramas de raios X, a presença de perlita e martensita nas interfaces carbonetos-matriz e zonas intercelulares. Já DUPIN e SAVERNA [54], utilizando microscopia eletrônica e microdifração eletrônica, observaram que, em ligas de ferro fundido branco hipoeutéticas (3%Mo, 2%C e 17,6%Cr), as regiões próximas aos carbonetos eram constituídas de martensita e/ou bainita.

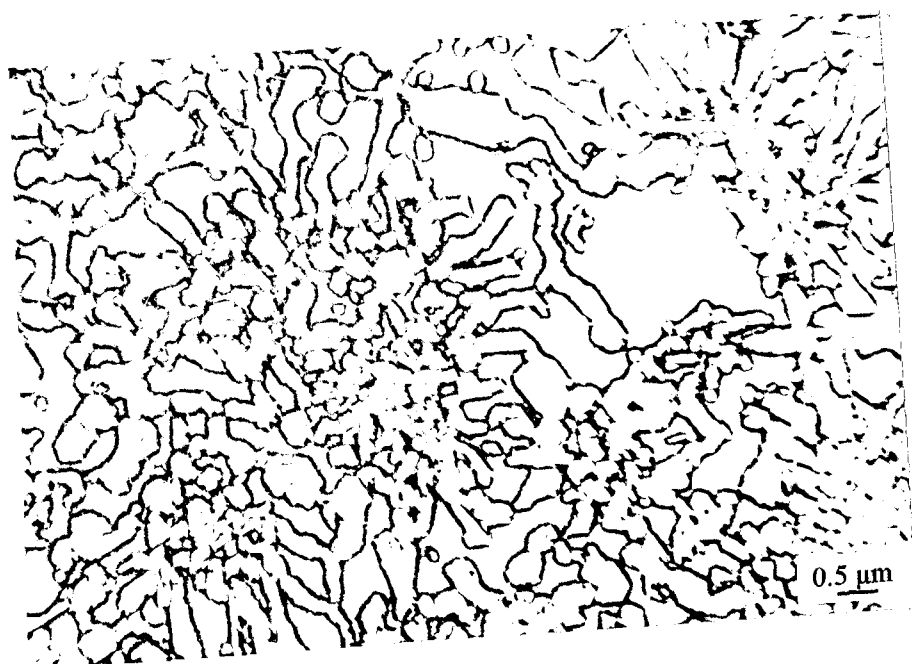


Figura 3.2 - Microestrutura das ligas no estado bruto de fusão.
Amostra 1-20. Reativo: Kalling.

A tabela 3.1 sintetiza os resultados relativos à morfologia dos carbonetos eutéticos no estado bruto de solidificação. Esta tabela mostra ainda os valores da microdureza da matriz (μHV) e dureza global (H).

Todas as medidas foram tomadas de forma global, isto é, por toda a secção transversal da amostra, sem se considerar a estrutura de colônias.

Nota-se que, dentro de cada família, não ocorre uma variação significativa da porcentagem volumétrica de carbonetos de solidificação com a velocidade de resfriamento.

De um modo geral, o aumento da velocidade de resfriamento refinou a estrutura em virtude da diminuição do intervalo de solidificação, provocando um decréscimo simultâneo do tamanho e do livre espaçamento médio entre carbonetos. Por

TABELA 3.1 - Parâmetros microestruturais antes dos tratamentos térmicos.

Amostra	PVC (%)	MFP (μm)	D (μm)	μHV (kgf/mm^2)	H (kgf/mm^2)
1-5	33,00	10,71	5,32	370	521
1-10	31,03	5,80	2,81	340	514
1-20	30,29	5,85	2,58	341	522
1-30	31,64	6,41	2,81	382	532
2-5	35,60	14,05	8,13	342	524
2-10	34,77	13,57	7,06	370	518
2-20	29,64	12,88	6,71	362	542
2-30	33,43	8,18	4,02	367	537

outro lado, a microdureza da matriz e a dureza global pouco se alteraram.

Observa-se, também, que o valor médio de cada parâmetro microestrutural referente aos carbonetos de solidificação é maior para a liga 2 do que para a liga 1. Isto indica que o aumento no teor de Carbono desempenha papel mais pronunciado na microestrutura do que o aumento no teor de Cromo. Resultados similares foram obtidos por diversos autores [24,42,48].

A matriz apresenta resultados de microdureza típicos de uma estrutura bruta de solidificação predominantemente austenítica (HV=360 para a liga 1 e HV=362 para a liga 2),

cujos valores médios assemelham-se aos encontrados por DURAND-CHARRE (HV= 360) [55].

Apesar da pequena variação dos valores obtidos de microdureza para as duas ligas, a liga 2 (15%Cr e 3,7%C) apresentou um valor médio menor.

Isto pode ser compreendido, considerando-se que à medida que se aumenta o teor de Carbono, a concentração de elementos de liga na austenita deve diminuir, motivado pelo aumento da quantidade de carbonetos. Isto provoca o deslocamento da curva TTT de resfriamento contínuo para a esquerda, facilitando, desta forma, a transformação da austenita. Deste modo, alterações na microdureza deste constituinte devem ocorrer. Entretanto, estas modificações devem, quando comparadas com o efeito da quantidade de carbonetos, desempenhar papel muito menos importante na dureza das ligas, haja visto que esta mesma liga apresentou dureza global média maior quando comparada com a liga 1.

A figura 3.3 mostra alterações consideráveis na morfologia dos carbonetos de solidificação, provocadas pelos tratamentos térmicos, nas amostras 1-5 e 2-5.

Observa-se que o aumento da temperatura implica em decréscimo na porcentagem volumétrica de carbonetos (figura 3.3a) e na distância livre média entre os mesmos (figura 3.3b). O tamanho médio dos carbonetos, por sua vez, sofreu um ligeiro aumento (figura 3.3c).

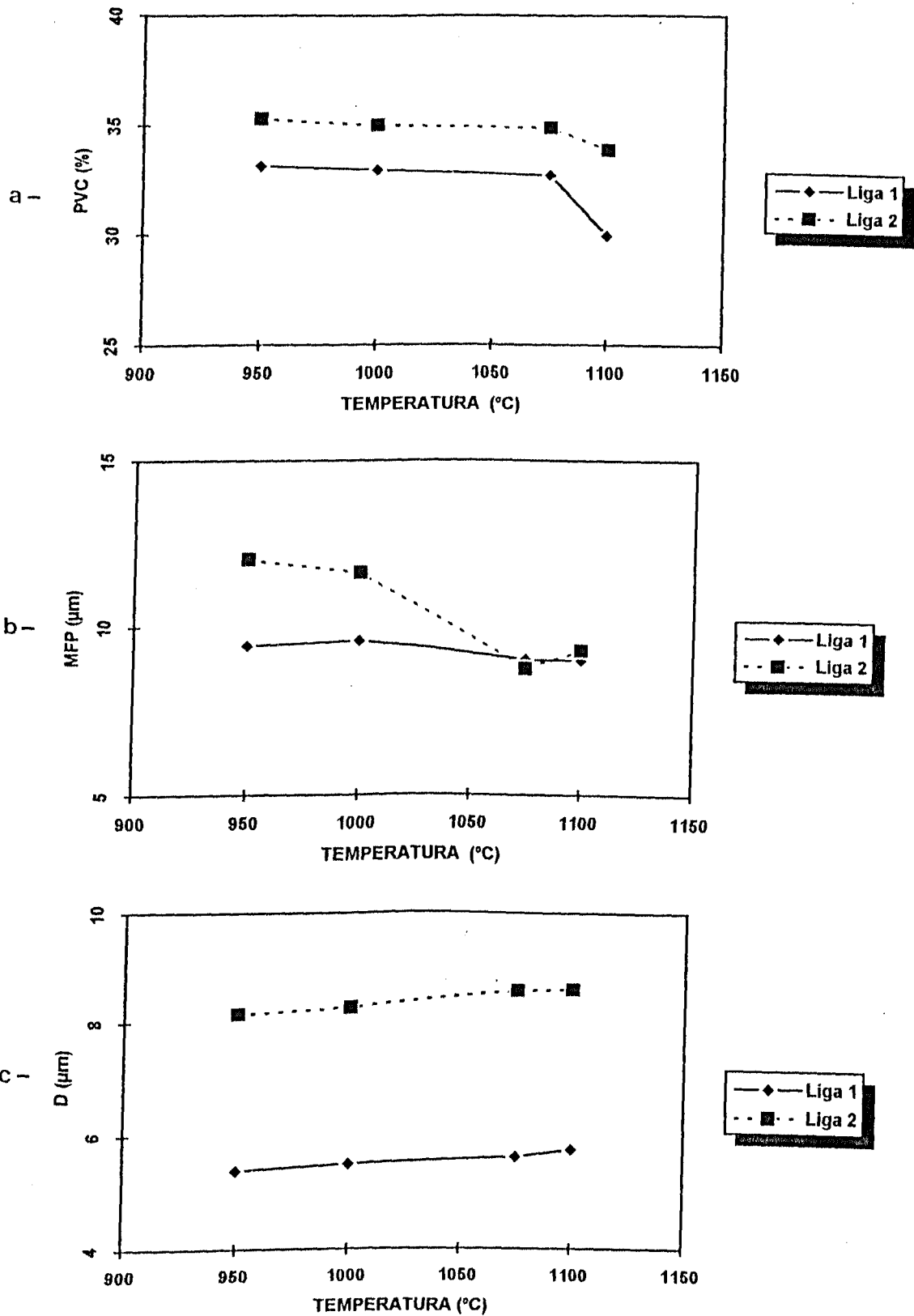


Figura 3.3 - Efeito da temperatura de desestabilização na morfologia dos carbonetos.

O decréscimo da PVC sugere uma coalescência aliada a uma possível dissolução parcial de carbonetos de solificação. Este último aspecto, entretanto, é pouco divulgado na literatura. De acordo com MARATRAY [24], estes carbonetos são estáveis e se mantêm entre 1000°C e 1050°C sem nenhuma alteração de composição. Na faixa de 1050°C a 1150°C, ocorre uma coalescência entre os mesmos, neste caso, também sem haver nenhuma alteração de composição. A dissolução parcial ocorrerá somente a partir de 1150°C.

A redução do espaçamento médio é decorrente do aumento do tamanho dos Carbonetos, atribuído a um possível coalescimento em função da difusão promovida pelas elevadas temperaturas.

A figura 3.4, mostra a presença dos carbonetos secundários decorrentes da desestabilização da austenita.

Estes apresentam-se sob o aspecto globular, com tamanho e quantidade dependentes da temperatura em que ocorre a precipitação. Se o fenômeno se produz a temperaturas menores, são numerosos e finos, em função da baixa solubilidade do carbono na matriz austenítica (figura 3.4a). Para temperaturas mais elevadas, no entanto, são grossos (coalescidos) e menos numerosos (figura 3.4b).

A figura 3.5 mostra a evolução da microestrutura das amostras 1-5 e 2-5 em cada temperatura de desestabilização.

Observa-se que as matrizes vão evoluindo da condição inicial, ou seja: predominantemente austenítica com

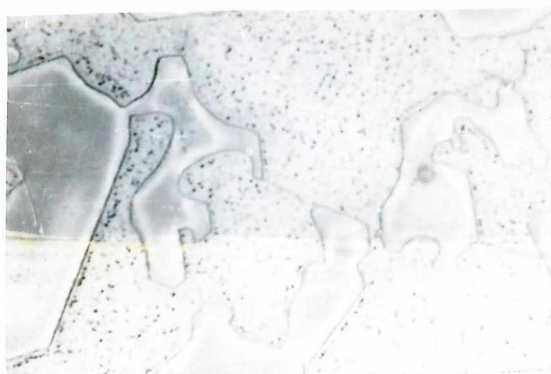
transformações martensíticas mais acentuadas na interface carboneto-austenita, conforme mostra a figura 3.5a, até se tornarem predominantemente martensíticas e homogêneas a 1100°C (figura 3.5d).

Amostra 1-5

Amostra 2-5



(a)



(b)

0.15 mm

Figura 3.4 - Microestrutura das amostras 1-5 e 2-5 durante o tratamento térmico. Ataque Murakami. (a) 950°C, (b) 1100°C.

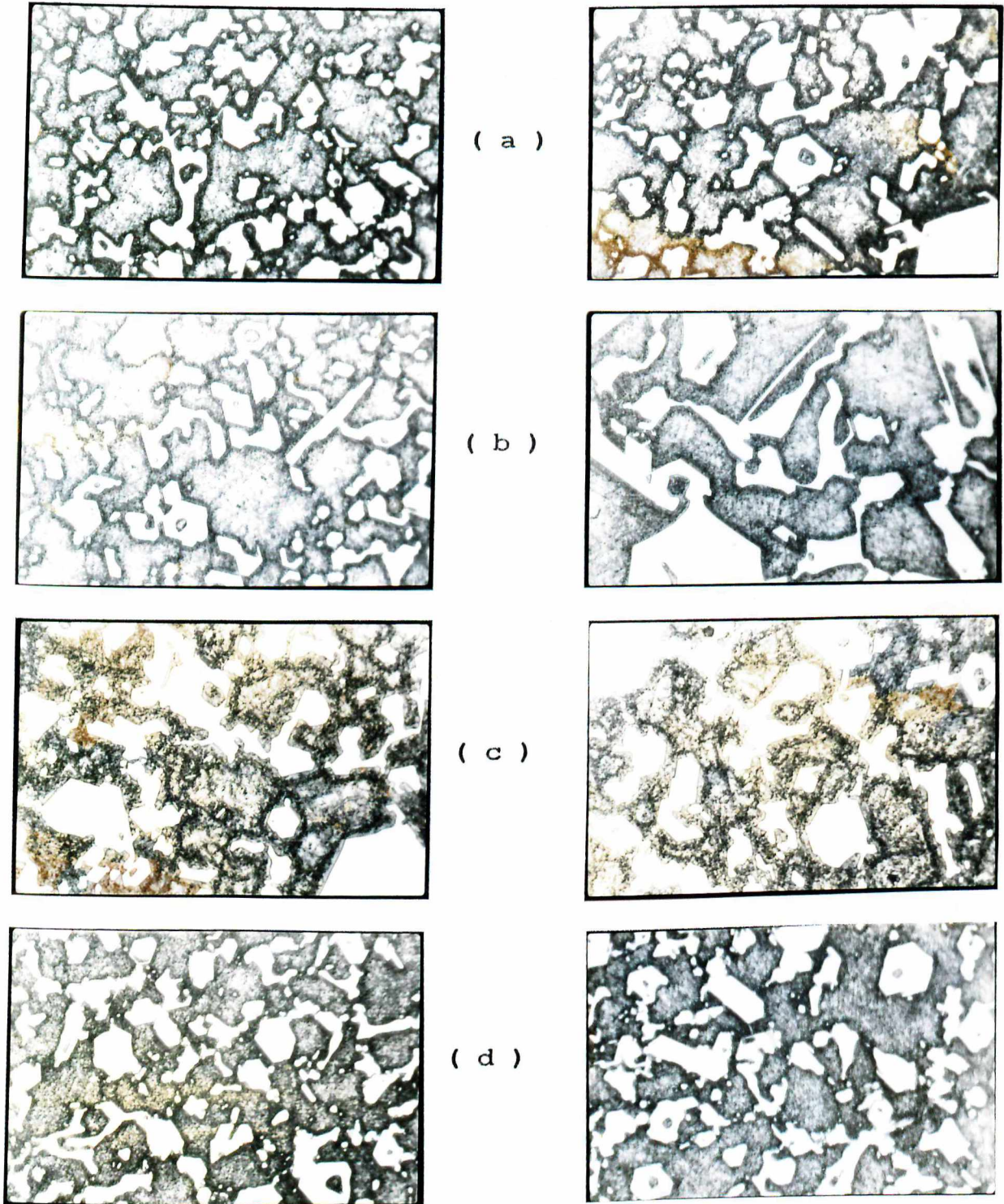
A análise micrográfica revela ainda que, para as duas ligas às temperaturas de 950°C e 1000°C (figura 3.5a e 3.5b, respectivamente), existe uma grande quantidade de austenita não transformada, evidenciada pelas regiões claras. De fato, Os resultados de microdureza Vickers obtidos nestas áreas da matriz, ($\mu\text{HV} = 380$ para liga 1 e $\mu\text{HV} = 300$ para a liga 2) revelam valores típicos de austenita para ambas as ligas. Estes valores concordam com aqueles estabelecidos por PARKS ($\mu\text{HV} = 360$) [47]. Observa-se, ainda, que estas regiões vão diminuindo na medida em que a temperatura de desestabilização aumenta. Para as temperaturas 1075°C e 1100°C (figuras 3.5c e 3.5d), as microdurezas obtidas revelam valores típicos de uma microestrutura martensítica, segundo FREDRIKSSON [56] e PARKS [47], que encontraram os valores de microdureza Vickers 600 e 500-1000 para a martensita, respectivamente. Porém, a 1100°C, as ligas apresentaram-se mais homogêneas.

De acordo com MARATRAY [24] e MERTENS e colaboradores [38], o controle dos parâmetros temperatura, tempo e estado metalúrgico inicial das ligas, é fundamental durante as transformações em fase sólida, em função da microestrutura final que se deseja obter.

Os resultados encontrados no presente trabalho concordam com aqueles estabelecidos por KLIAUGA [43]. Segundo a autora, os 160 minutos iniciais de tratamento térmico, em uma faixa de temperatura variando de 950°C a 1050°C, refletem o início da precipitação de carbonetos secundários, associados à

Amostra 1-5

Amostra 2-5



0.15 mm

Figura 3.5 - Microestrutura das amostras 1-5 e 2-5 durante o tratamento térmico. Ataque Kalling. (a) 950°C, (b) 1000°C, (c) 1075°C, (d) 1100°C.

dissolução da perlita com aumento na dureza, além de baixa quantidade de austenita retida, conforme já mencionado.

ALBERTIN [12] também constatou, durante o tratamento térmico de bolas de moinho de ferro fundido branco de alto Cromo, que a matriz obtida após reaustenitização a 1150°C apresentava uma fração muito grande de martensita.

Os resultados relativos à microestrutura das ligas após tratamento térmico final a 1100°C para as demais amostras, são mostrados na tabela 3.2.

TABELA 3.2 - Parâmetros microestruturais após tratamento térmico.

Amostra	PVC (%)	MFP (μm)	D (μm)	μHV (kgf/mm^2)	HV (kgf/mm^2)
				635	838
1-5	29,95	8,99	5,75	615	844
1-10	29,61	5,01	3,29	636	851
1-20	30,89	5,78	2,66	636	862
1-30	30,51	5,41	2,92	639	826
2-5	33,86	9,29	8,61	630	830
2-10	32,59	8,06	8,59	637	840
2-20	29,24	7,85	7,12	636	859
2-30	32,62	7,65	4,39		

A figura 3.6 ilustra a correspondência entre os parâmetros morfológicos relativos aos carbonetos, antes e após tratamento térmico final.

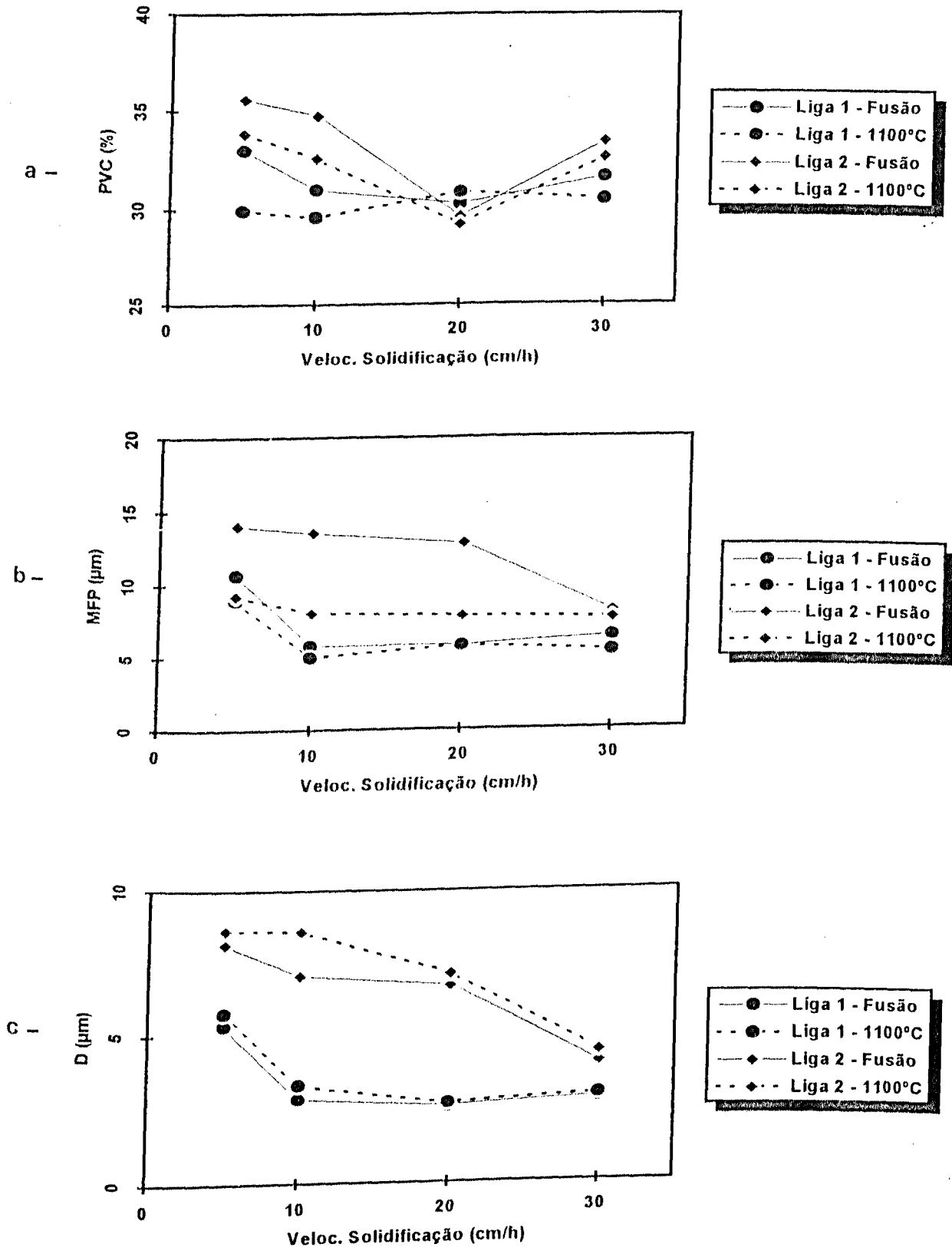


Figura 3.6 - Relação entre parâmetros morfológicos dos carbonetos, antes e após tratamento térmico final.

Observa-se, de antemão, que não ocorre uma variação brusca da porcentagem volumétrica de carbonetos a 1100°C, em relação ao estado bruto de solidificação. Este parâmetro diminuiu cerca de 10% para a liga 1 e 5% para a liga 2 (figura 3.6a).

Já a livre distância média entre os carbonetos diminuiu de forma mais pronunciada para a liga 2 (34%) do que para a liga 1 (16%) (figura 3.6b). Por outro lado, o aumento do tamanho médio de carboneto é mais acentuado para a liga 1 (8%) do que para a liga 2 (6%), conforme mostrado na figura 3.6c.

A figura 3.7 mostra o efeito pronunciado do tratamento térmico na matriz, com um aumento na microdureza da ordem de 86% para a liga 1 e 73% para a liga 2.

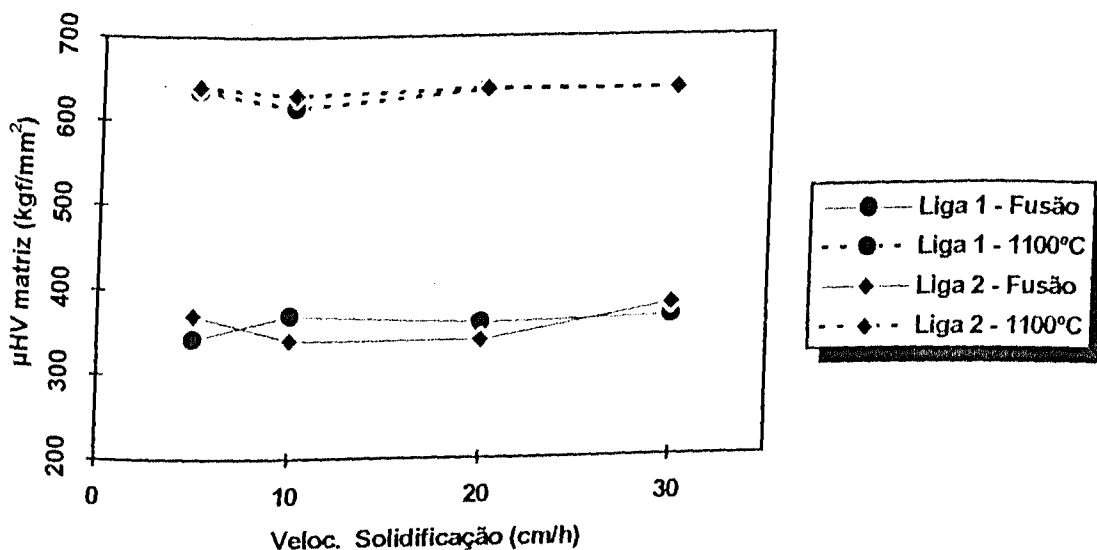


Figura 3.7 - Efeito do tratamento térmico na microdureza da matriz.

Pelos resultados observamos que, à excessão do livre espaçamento médio entre carbonetos, a liga 1 (30%Cr, 2,7%C) é susceptível a maiores variações microestruturais com a temperatura.

A figura 3.8 mostra o aspecto final típico da microestrutura, resultante do tratamento térmico a 1100°C, para uma amostra representativa da liga 1.

Ressalta-se, novamente, a grande homogeneidade obtida na matriz.

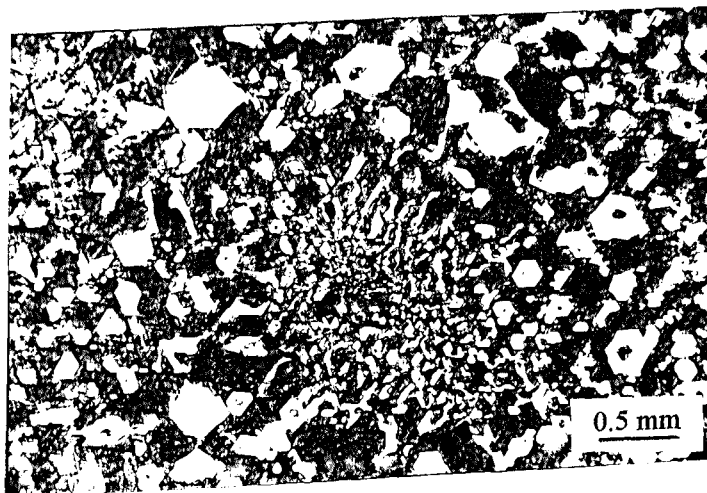


Figura 3.8 - Amostra 1-20. Ataque Kalling.

3.4 - Conclusões Parciais.

Foi analisado o efeito da temperatura de desestabilização da austenita sobre a microestrutura de dois

ferros fundidos brancos de composição eutética, solidificados unidirecionalmente. Os resultados obtidos permitiram concluir que:

1 - As diferentes velocidades de solidificação impostas, produziram uma considerável heterogeneidade da matriz no estado bruto de fusão.

2 - Com exceção do livre espaçamento médio e do tamanho médio de carbonetos, os demais parâmetros microestruturais, dentro de cada família, não sofreram uma variação significativa em função das velocidades de solidificação impostas, bem como da composição química.

3 - O tratamento térmico a 1100°C , produziu matriz mais homogênea e de natureza predominantemente martensítica.

4 - Nesta temperatura, a morfologia dos carbonetos de solidificação foi afetada, de tal forma que a porcentagem volumétrica e espaçamento entre carbonetos diminuíram, enquanto que o tamanho dos mesmos foi aumentado.

4 - COMPORTAMENTO EM ABRASÃO.

4.1 - Introdução.

A abrasão pode ser definida como a remoção de matéria entre superfícies em movimento relativo, pela ação mecânica de partículas abrasivas e/ou asperidades duras entre as mesmas [57-59].

Em geral, procura-se estabelecer classificações que facilitem o estudo do fenômeno e sua prevenção. Uma abordagem básica divide a análise experimental em duas partes distintas: a global, baseada na configuração mecânica do sistema, cuja técnica principal é a abrasometria, e a local, enfocada pela esclerometria.

Na abordagem global, o fenômeno é visto como um todo, analisando-se o material quanto ao seu desempenho e vida útil. Geralmente o sistema é examinado antes e depois de cada ensaio, atribuindo-se as diferenças encontradas à ação abrasiva [60]. Esta, por sua vez, é subdividida, de acordo com AVERY [56,59] em:

- (a) Abrasão a 2 corpos e
- (b) Abrasão a 3 corpos.

Na abrasão a 2 corpos uma superfície rugosa ou asperidades duras e fixas, são animadas de movimento em relação a uma superfície antagonista, removendo material [56,61,62].

A abrasão a 3 corpos se caracteriza pela interposição de partículas abrasivas livres entre as superfícies, podendo estas terem movimento relativo entre si durante o contato deslizando [56,63,64]. RIGAUT E PAVY [65] distinguem ainda, nesta configuração, a situação em que o tamanho médio do abrasivo é da mesma ordem de grandeza da distância livre entre as superfícies ($Dl \cong da$) daquela cuja partícula abrasiva é muito menor do que a distância entre as superfícies ($Dl \gg da$).

No primeiro caso, em que $Dl \cong da$, ambas as superfícies são igualmente solicitadas, podendo haver incrustação ou ancoramento de partículas abrasivas em defeitos superficiais, transformando o processo em abrasão a 2 corpos. No segundo caso ($Dl \gg da$), as características mecânicas de uma das superfícies não influenciam no desgaste da opositora.

Na abordagem local, via esclerometria, os aspectos fundamentais da abrasão são evidenciados através de uma análise localizada. A ação do processo abrasivo é simulada por meio de penetradores duros, de geometria simples. Os efeitos de parâmetros físico-químicos e mecânicos, característicos do tribo-sistema, podem ser avaliados.

Em qualquer uma das abordagens, o empirismo ainda continua sendo a principal ferramenta para o estudo do fenômeno [61]. Há, contudo, questionamentos sobre a validade dos testes de laboratório para predizer o comportamento de materiais em situações reais de serviço [62,66,67].

Muito embora os testes nas condições práticas de utilização sejam obviamente aqueles que melhor caracterizem o processo abrasivo, essa metodologia apresenta uma série de desvantagens. Entre elas, destaca-se o alto custo, as dificuldades em se isolar o efeito de uma variável, dada a grande quantidade de parâmetros envolvidos no sistema tribológico, além da falta de conhecimento das condições de operação [65].

Ressalta-se, entretanto, que na ausência de correlações gerais que descrevam o fenômeno, o único recurso é deduzir seus efeitos a partir de observações comparativas. Neste caso, o sucesso dependerá da compreensão dos micromecanismos da abrasão, juntamente com uma adequada caracterização das condições operacionais.

Em relação aos ensaios, devido ao vasto número de tribo-sistemas, não existe ainda normas internacionais disponíveis. Observa-se, no entanto, um esforço no sentido de se padronizar os mesmos e as normas DIN e ASTM/ANSI já apresentam instruções gerais e normas específicas para alguns testes mais comuns [1].

Define-se como micromecanismos de desgaste abrasivo as formas de remoção de material e degradação da superfície desgastada [10].

A componente normal da força aplicada, age sobre as partículas abrasivas causando a penetração das mesmas na superfície opositora. A componente tangencial, paralela ao

movimento, promove o movimento relativo entre abrasivo e superfície [68].

Dependendo das características geométricas, reológicas e físico-químicas do contato [4,69], três micromecanismos fundamentais são identificados [4]:

(a) MICROSULCAMENTO - A ação da partícula abrasiva resulta na formação de sulcos, com deposição lateral e frontal de matéria devido à intensa deformação plástica. A remoção de material não advém propriamente da formação do sulco, mas sim da interação de diversas partículas abrasivas com a superfície ou por deformações plásticas sucessivas;

(b) MICROCORTE - Ocorre a formação de micro-cavacos quando as tensões de cisalhamento, impostas pela ação da partícula abrasiva, são suficientemente elevadas para promover a ruptura do material;

(c) MICROLASCAMENTO - Caracteriza-se pela fragmentação da superfície, quando as tensões impostas superam a tensão crítica para a nucleação e propagação de trincas.

A figura 4.1 mostra, de forma esquemática, estes micromecanismos.

Ressalta-se que os diversos mecanismos podem ocorrer de forma combinada, favorecendo a maior ou menor severidade do desgaste, dependendo do sistema tribológico atuante [66,70].

Alguns trabalhos mostram que a ocorrência de sulcamento ou microcorte em materiais dúteis depende das características

do abrasivo, tais como a natureza, a forma, o ângulo crítico, a orientação e a inclinação da face de corte [8,10,62,67,71].

Adicionalmente, os aspectos microestruturais como inclusões, segundas fases, contornos de grãos, estrutura da matriz, anisotropia e austenita retida, são de extrema importância [8,67,72-74]. Particularmente, no caso de materiais polifásicos, indica-se, ainda, a grande importância das interfaces nos micromecanismos de remoção de material [69,75]. O efeito destes parâmetros é, na maioria das vezes, apenas qualitativamente conhecido.

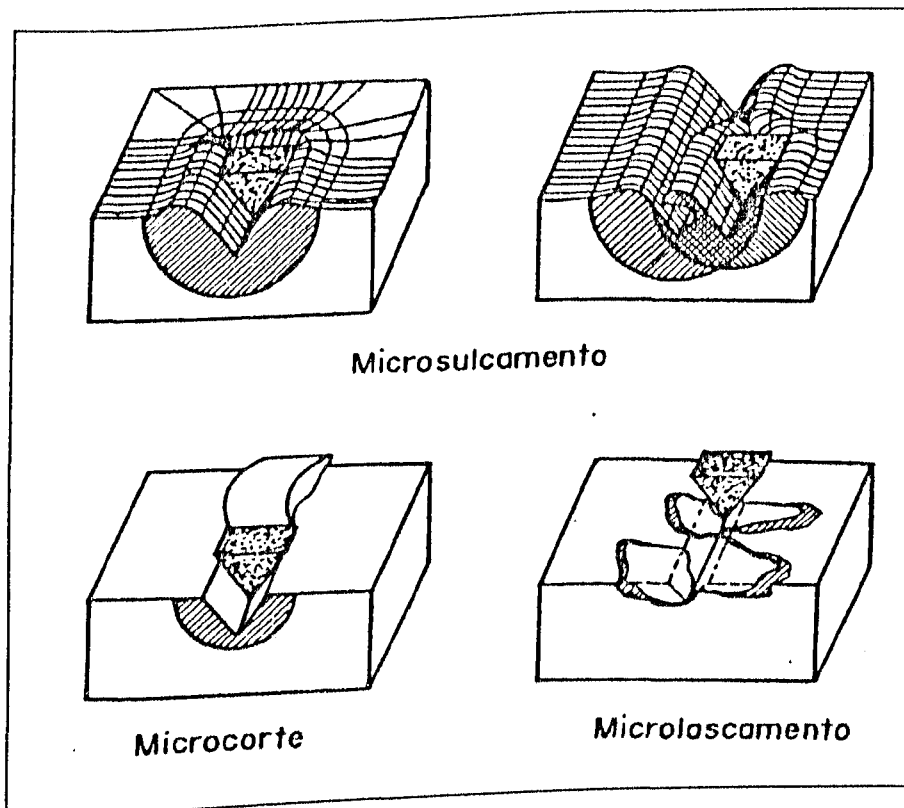


Figura 4.1 - Micromecanismos da abrasão [4].

Aproximações quantitativas simplistas, de desgaste abrasivo, foram propostas por RABINOVICH [60,76] e MOORE [77]. O modelo postula que o volume de matéria removido por abrasivo duro e cônico, para uma dada distância de escorregamento, é igual ou proporcional ao volume do sulco formado, e prediz uma relação inversa entre taxa de desgaste e dureza do metal. Esta predição particular, satisfaz aparentemente, o caso de metais puros e aços recozidos. Contudo, falha no caso de estruturas polifásicas [78].

MULHEARN E SAMUELS [79] fizeram algumas considerações sobre este modelo simplificado, levando em consideração a forma das partículas abrasivas, sua orientação em relação à face de escorregamento (ângulo de ataque) e a deterioração dos abrasivos. Entretanto, a análise prediz, ainda, uma relação inversa entre a taxa de desgaste e a dureza do material.

A regra das misturas de KRUSHOV [80,90,91], tem sido aceita para descrever o comportamento quantitativo do desgaste destas estruturas como função da fração volumétrica das fases presentes.

Nos últimos anos, o comportamento das ligas de ferro fundido branco ao Cromo em relação ao desgaste abrasivo, tem sido amplamente investigado. Os principais resultados mostram não haver um consenso sobre o efeito das variáveis que afetam o comportamento em abrasão, já que as tendências de comportamento observadas podem variar abruptamente de um teste para outro

[68,82]. Além disso, indicam que a dureza e o tipo abrasivo influenciam significativamente na taxa de desgaste [83,84].

Tem sido proposto que, em diversas condições de ensaio, a relação entre a dureza do material (H) e a dureza do abrasivo (Ha) é um parâmetro importante para descrever o grau de severidade do desgaste. Para H/Ha aproximadamente 0.8, têm-se verificado um aumento significativo do desgaste [62,85,86].

KOSEL e colaboradores [82,87], mostraram ainda, a influência da geometria do abrasivo sobre a resistência ao desgaste de ligas à base de Cobalto, obtidas por metalurgia do pó.

O efeito da porcentagem volumétrica de carbonetos tem sido recentemente investigado [82,88]. A tendência ao aumento da resistência ao desgaste com o aumento da porcentagem volumétrica de carbonetos, na faixa hipoeutética, tem sido atribuída à diminuição do espaçamento interdendrítico. Para a composição eutética, este parâmetro é substituído pelo espaçamento intercarbonetos. Quanto maior a porcentagem volumétrica de carbonetos, menor é a área da matriz livre e mais difícil torna-se a penetração por partículas abrasivas.

Para melhor compreender o fenômeno, o objetivo deste trabalho é estabelecer correlações entre a estrutura metalúrgica e mecanismos de desgaste. Analisa-se, a seguir, a influência da morfologia dos carbonetos M_7C_3 no comportamento em abrasão de ligas Fe-Cr-C eutéticas. Para tanto, uma primeira aproximação quantitativa foi feita utilizando-se a abordagem

global (2 corpos e 3 corpos - via úmida). Em adição, procurou-se estabelecer correlações entre os parâmetros microestruturais, taxa de desgaste e possíveis micromecanismos de degradação associados.

4.2 - Procedimentos Experimentais.

As amostras de ferro fundido branco ao Cromo eutéticas, após tratamento térmico, foram preparadas de forma a possibilitar a obtenção de condições superficiais idênticas. Foi feito um polimento clássico, correspondente à pasta de diamante 0.25 μm , sendo, em seguida, submetidas à caracterização abrasométrica global.

Foi utilizado um abrasômetro múltiplo [89] apresentando configuração a 2 corpos do tipo pino-sobre-disco e a 3 corpos, via úmida, em que $D \geq d$.

O fluido de transporte do pó abrasivo utilizado foi o óleo "Lap-oil C", na proporção de 9:1 em peso. As principais características do óleo são [90]:

.Cinzas sulfatadas (% máx.) = 0,05;

.Ponto de fulgor ($^{\circ}\text{C}$ min) = 85;

.Viscosidade a 40°C (cS) = 3,4.

A figura 4.2 mostra, de forma esquemática, o equipamento utilizado.

Nos ensaios a 2 corpos, a amostra além de rotacionar, translada sobre a lixa descrevendo uma espiral de Arquimedes, assegurando, desta forma, a presença de abrasivo novo no processo. Trata-se de um tribo-sistema aberto, onde só o desgaste do objeto é normalmente pesquisado. O contra-objeto não é investigado. Outra característica deste ensaio é a ausência de elemento interfacial, por exemplo, lubrificante.

Na configuração a 3 corpos, a amostra é colocada em um alvéolo, sendo pressionada por pesos mortos contra um disco de ferro fundido. Este conjunto é colocado no interior de um cilindro que gira livremente em função do atrito com o disco [89].

Os parâmetros de teste para as duas configurações são apresentados na tabela 4.1.

Foram utilizados dois tipos de abrasivos: alumina (Al_2O_3) e carbeto de silício (SiC). 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.

No caso das lixas, os grãos abrasivos foram extraídos e recuperados segundo procedimentos estabelecidos pela norma ABNT-MB 481 [102].

A taxa de desgaste foi avaliada pelo método gravimétrico interrompido, após limpeza ultrasonora (40khz, 2

minutos) em banho de acetona, a fim de se eliminar partículas abrasivas, óleo e detritos provenientes da abrasão.

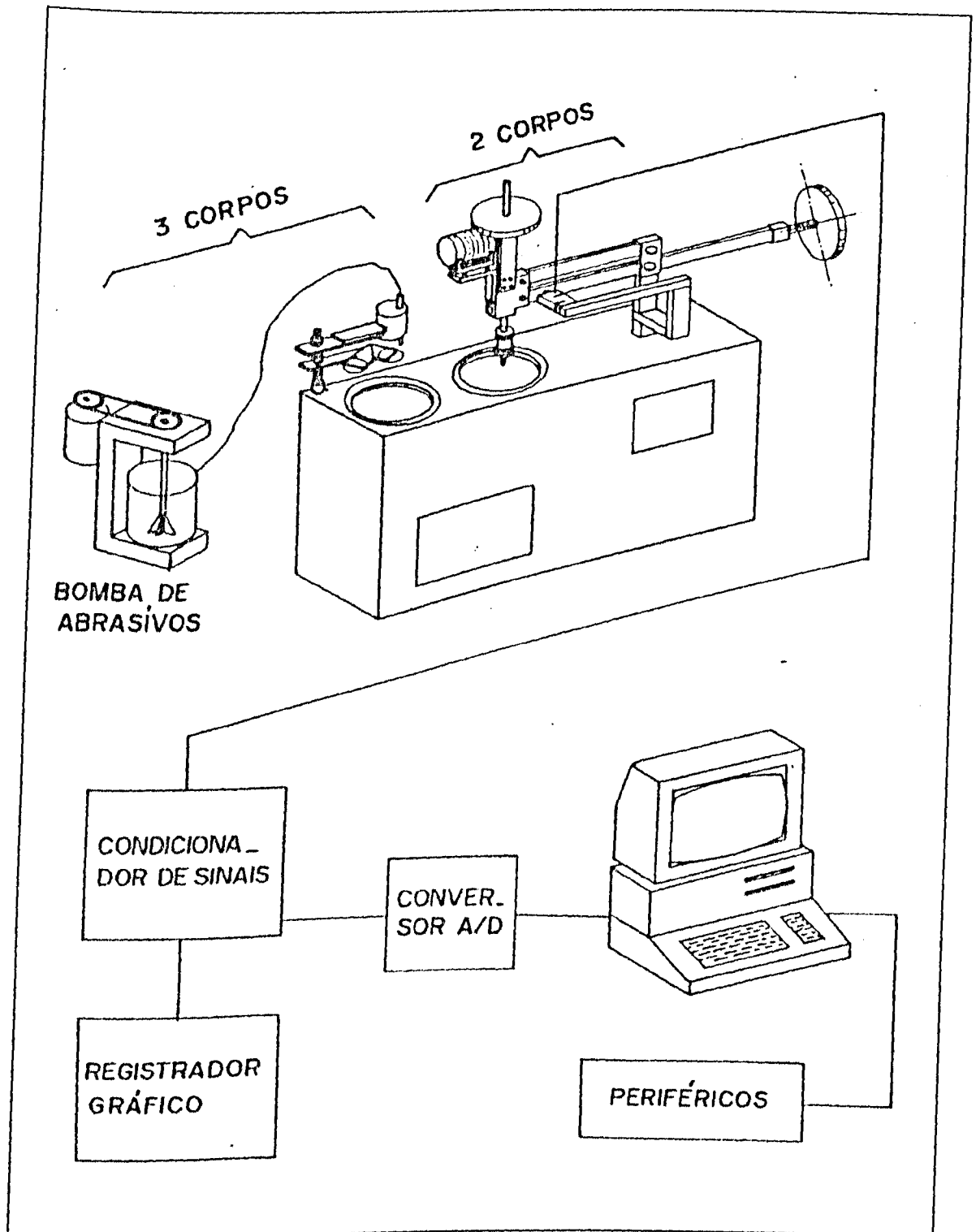


Figura 4.2 - Vista global do abrasômetro múltiplo [4].

Em seguida, as amostras foram secadas e pesadas em balança analítica, com precisão de décimo de miligrama.

Tabela 4.1 - Parâmetros de teste utilizados nos ensaios abrasométricos.

PARÂMETROS	CONFIGURAÇÃO ABRASOMÉTRICA	
	2 CORPOS	3 CORPOS
Rotação do disco	25 rpm	25 rpm
Rotação da amostra	20 rpm	-
Percurso	3,2 m	-
A B R A S I V O S	Lixa Al₂O₃ #600 ; da= 11,62 µm # 80 ; da= 168,28 µm	Pó Al₂O₃ #1000; da= 5,52 µm # 240; da= 35,86 µm # 80; da= 190,08 µm
	Lixa SiC #600 ; da= 10,49 µm # 80 ; da= 188,91 µm	Pó SiC #1000; da= 5,90 µm # 240; da= 49,86 µm # 80; da= 214,42 µm
Tempo médio ensaio	30 ± 2 (s)	1800 (s)
Dimensão amostra (mm)	cilíndrica: 5 X 20	Aproximadamente cilíndrica: 5,5 X 5
Carga (N/mm ²)	0,196	0,196

Após cada ensaio, as amostras foram observadas em microscópio óptico.

Foram feitas medidas aleatórias de largura de eventos produzidos durante a abrasão, em cada amostra, utilizando-se um banco metalográfico Carl-Zeiss Jena, modelo Neophot 21.

O intervalo de confiança relativo, imposto para cada medida, foi menor ou igual a 7% ($RCL \leq 7\%$).

4.3 - Resultados e Discussão.

4.3.1 - Caracterização dos Abrasivos.

Um dos fatores tribológicos mais influentes no comportamento em abrasão é o complexo abrasivo [79,83,84].

A alumina (Al_2O_3), também denominada "corundum", apresenta dureza em torno de 1800 HV [27], aproximadamente da mesma ordem de grandeza da dureza dos carbonetos M_7C_3 .

O carbeto de silício (SiC) ou "carborundum", possui elevada dureza, 2600 HV [27] e é cerca de 1,5 vezes mais duro do que os carbonetos M_7C_3 .

As figuras 4.3 e 4.4 mostram as distribuições de tamanhos dos abrasivos das lixas utilizadas na configuração a 2 corpos.

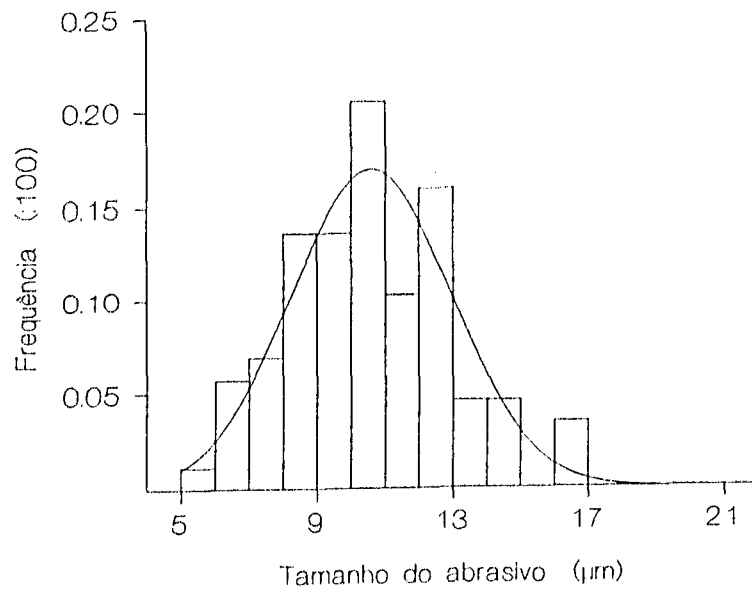
Da mesma forma, as curvas de distribuição do tamanho das partículas de abrasivo utilizadas nos ensaios a 3 corpos, são mostradas nas figuras 4.5 e 4.6.

Observa-se, de um modo geral, que em qualquer configuração abrasométrica, os abrasivos utilizados apresentam distribuição de tamanho simétrica.

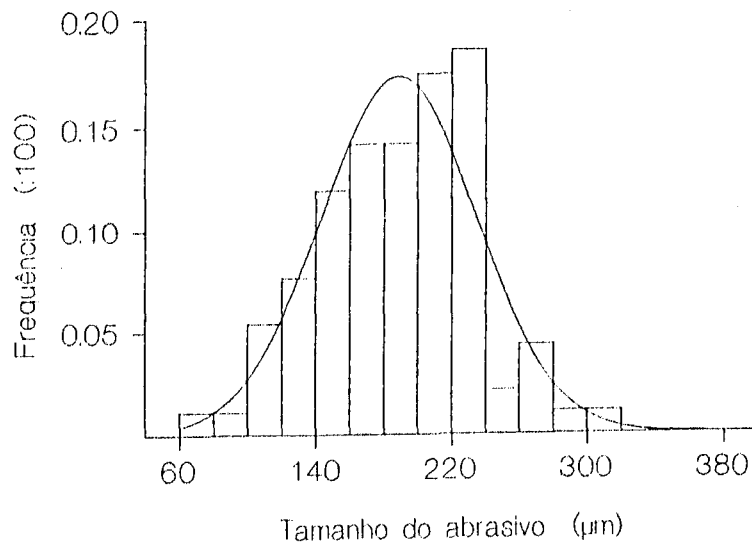
Os valores dos diâmetros médios dos grãos também são mostrados na tabela 4.1.

Os abrasivos *mesh* #1000, #240 e #80, utilizados na configuração a 3 corpos, serão referidos como pequenos, intermediários e grandes, respectivamente, independentemente da natureza dos mesmos.

Do mesmo modo, as lixas com abrasivos de *mesh* #600 e #80, utilizados na configuração a 2 corpos, serão denominados de pequenos e grandes, respectivamente.

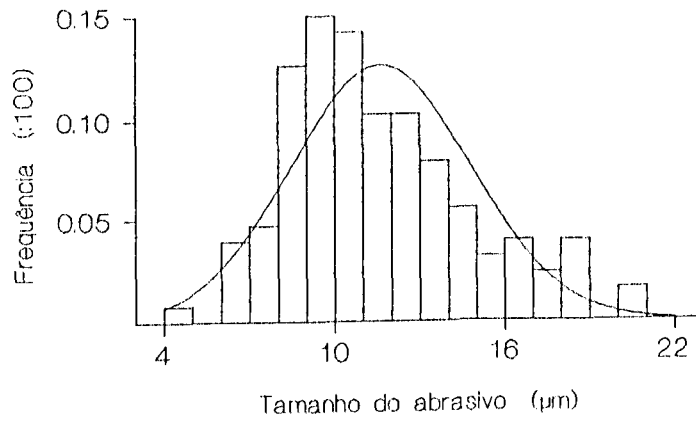


(a)

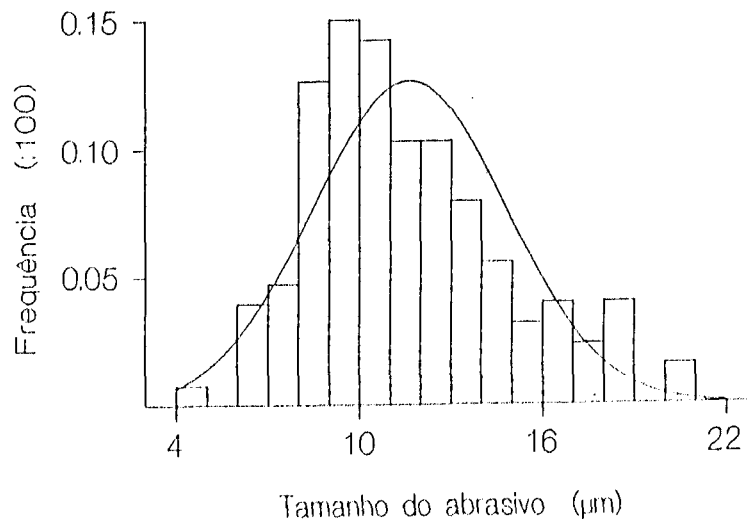


(b)

Figura 4.3 - Distribuição de tamanhos dos abrasivos. Configuração a 2 corpos. Lixas: (a) SiC #600; (b) SiC #80.



(a)



(b)

Figura 4.4 - Distribuição de tamanhos dos abrasivos. Configuração a 2 corpos. Lixas: (a) Al_2O_3 #600; (b) Al_2O_3 #80.

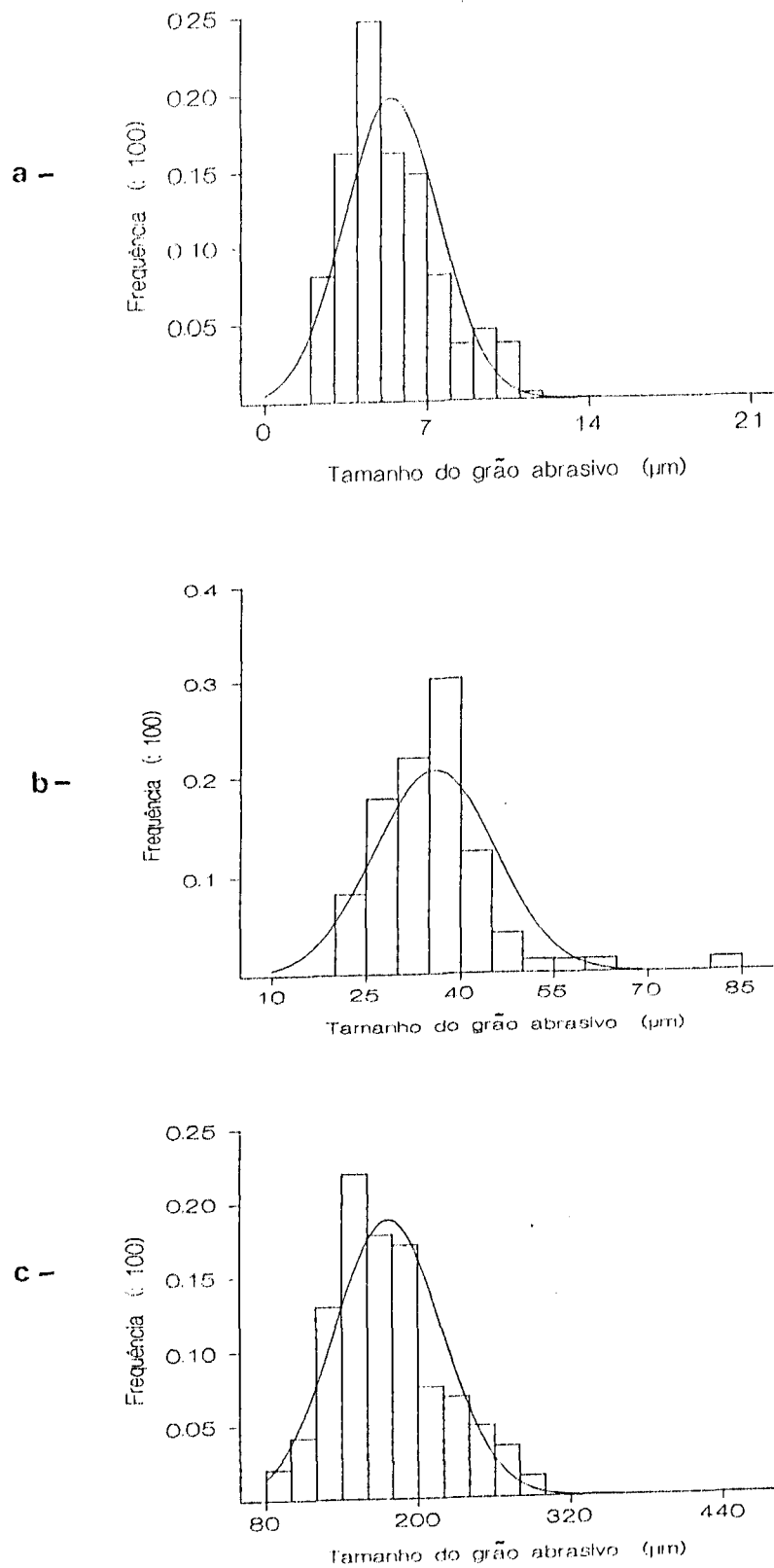


Figura 4.5 - Distribuição de tamanhos dos abrasivos em pó. Configuração a 3 corpos. (a) Al_2O_3 #1000; (b) Al_2O_3 #240; (c) Al_2O_3 #80.

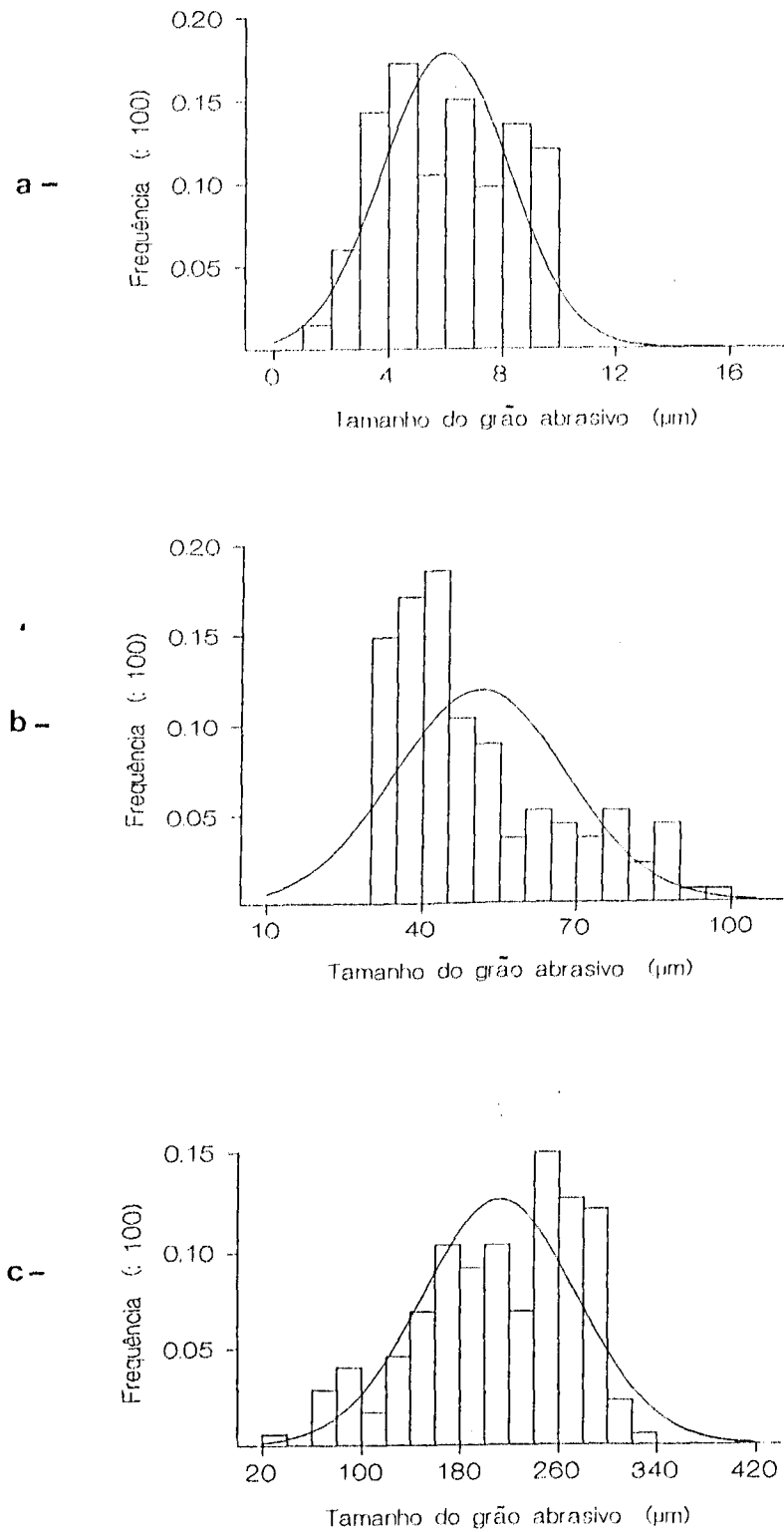


Figura 4.6 - Distribuição de tamanhos dos abrasivos em pó. Configuração a 3 corpos. (a) SiC #1000; (b) SiC #240; (c) SiC #80.

4.3.2 - Determinação do Tempo de Ensaio.

As figuras 4.7 e 4.8 mostram a evolução das taxas de desgaste de algumas amostras representativas das 2 ligas, após polimento. As configurações utilizadas são a 2 e 3 corpos, respectivamente.

Observa-se que o período inicial de teste, tanto na figura 4.7 quanto na figura 4.8, é caracterizado por intensa flutuação, onde não se observa uma lei geral de formação que correlacione taxa de desgaste e tempo de ensaio [4,10].

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.

Este tempo é menor nos ensaios a 2 corpos e corresponde a aproximadamente 180 segundos.

Na configuração a 3 corpos, o regime transitório inicial da taxa de desgaste só desaparece após 240 minutos de teste.

Desta forma, adotou-se como procedimento de ensaio a realização de pré-testes para todas as amostras, nos tempos acima estabelecidos, de acordo com cada configuração abrasométrica.

Em seguida, as taxas de desgastes foram avaliadas através de ensaios com duração individual de aproximadamente 30 segundos a 2 corpos e 30 minutos a 3 corpos.

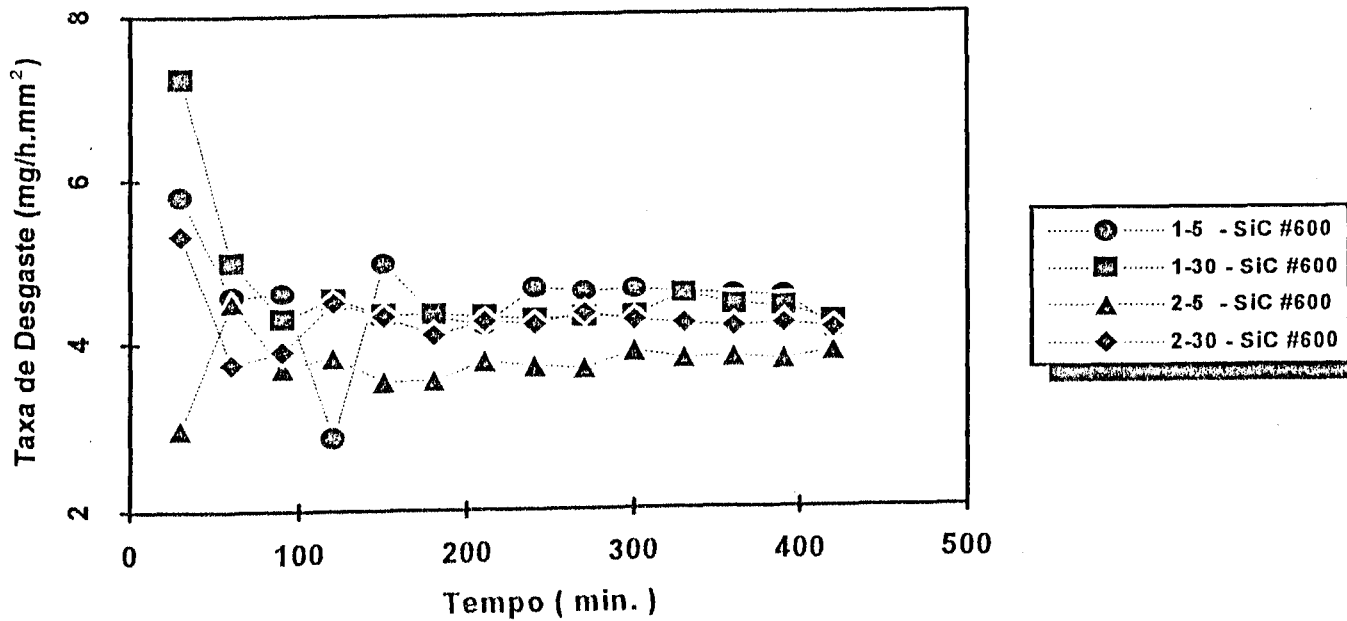


Figura 4.7 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo. Configuração a 2 corpos.

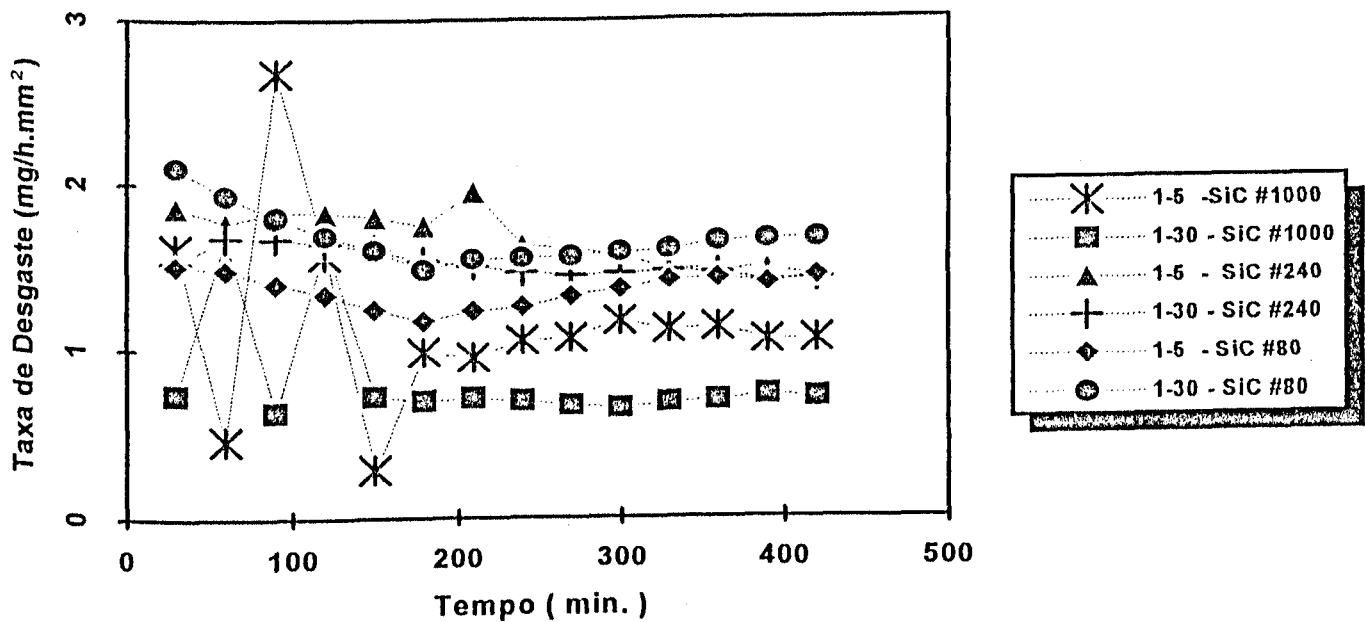


Figura 4.8 - Evolução da taxa de desgaste com o tempo. Configuração a 3 corpos.

4.3.3 - Abrasão a 2 Corpos.

A figura 4.9 mostra o efeito da microdureza da matriz na taxa de desgaste.

Destaca-se, novamente, a homogeneidade da matriz obtida pelo tratamento térmico, evidenciada pela pequena variação da microdureza.

Observa-se que este parâmetro praticamente não interfere no comportamento em abrasão a dois corpos das ligas estudadas. Ressalta-se, ainda, uma forte influência da granulometria do abrasivo, independente da sua natureza. O efeito deste parâmetro é também significativo, em particular quando se utiliza abrasivos pequenos. Neste caso, independente da liga, o desgaste abrasivo é cerca de 100% maior para o SiC.

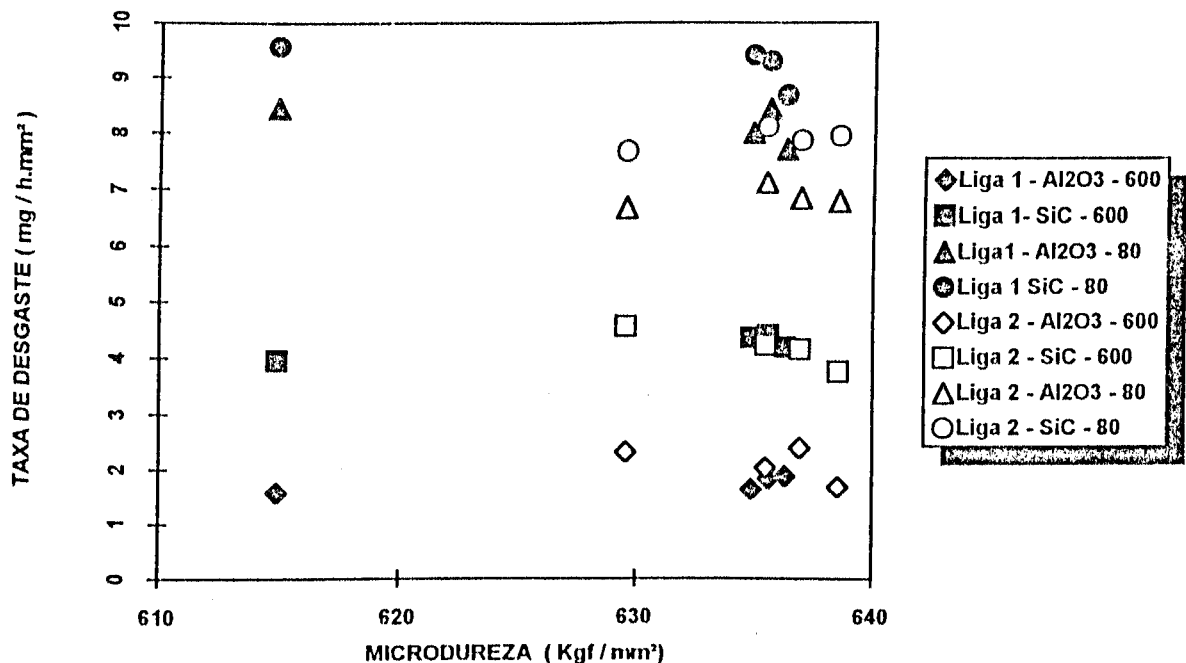


Figura 4.9 - Influência da microdureza da matriz na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.

Para os abrasivos maiores, a mesma tendência aparece, porém as diferenças de comportamentos não são tão expressivas.

Finalmente, destaca-se que a liga 2 (15%Cr e 3,7%C) tem um desempenho em relação ao desgaste abrasivo ligeiramente superior ao da liga 1 (30%Cr e 2,7%C), na situação tribológica considerada, em particular para os abrasivos grandes.

A figura 4.10 representa a taxa de desgaste em função da dureza global das amostras.

Observa-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.

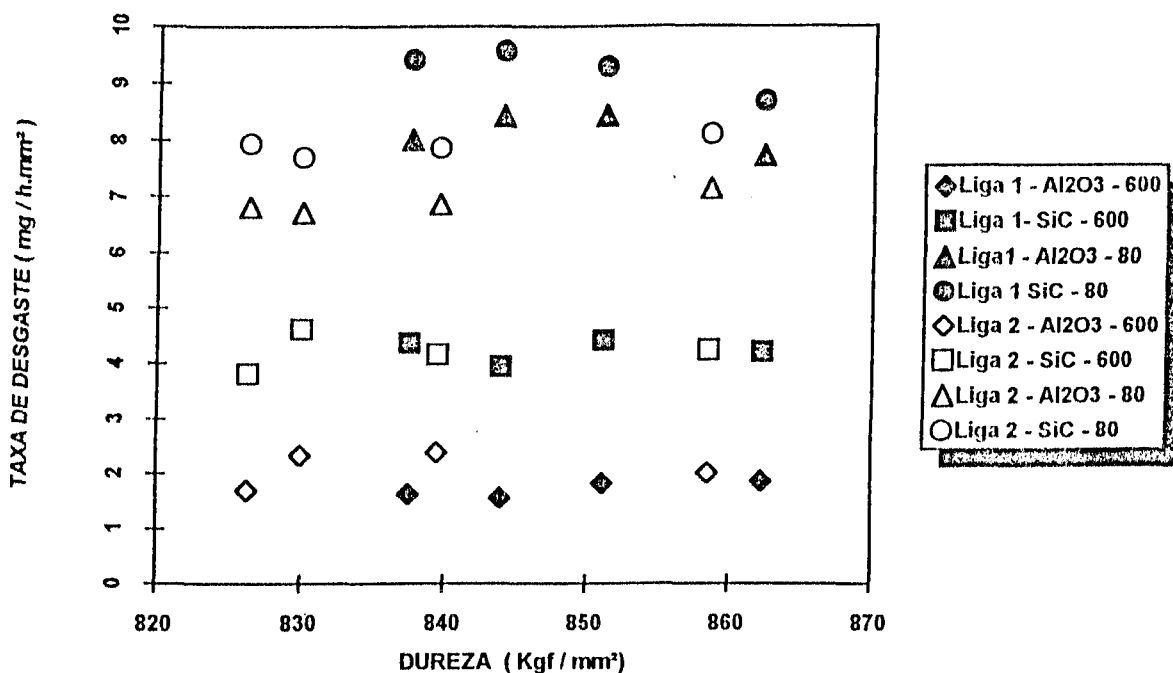


Figura 4.10 - Efeito da dureza na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.

Nota-se, ainda, que a liga de maior dureza (liga 1, de dureza média 849 HV) apresenta um desempenho ligeiramente inferior ao da liga de menor dureza (liga 2, de dureza média 839 HV). Novamente, a granulometria e natureza dos abrasivos influenciam o desgaste: abrasivos de menor dureza (Al_2O_3) e de menor granulometria (#600), desgastam menos as ligas em questão. Isto pode ser explicado pela menor efetividade do abrasivo em riscar a superfície das amostras, não provocando uma perda acentuada de matéria.

ZUM GAHR [27] também apresentou resultados de teste a dois corpos utilizando *flint* #80 em estruturas de aço Ni-Cr-Ti, onde não se constatou nenhum efeito da variação de dureza sobre a resistência ao desgaste desta liga.

Da mesma forma, MURRAY e WATSON [92], testando aços com mesmos níveis de dureza, obtidos através de variações de tratamentos térmicos, usando Al_2O_3 #80 como abrasivo, configuração a 2 corpos, observaram que estes materiais, quando tinham a mesma dureza, apresentaram diferentes resistências ao desgaste abrasivo.

Em geral, a dureza é considerada uma das mais importantes propriedades mecânicas dos materiais [93]. Entretanto, durante a abrasão a superfície do material é altamente deformada, resultando em um endurecimento superficial cujas condições podem alterar completamente sua resistência [94]. Muito embora a dureza isoladamente possa ser um bom indicador da resistência ao desgaste abrasivo para materiais

monofásicos [95], para o caso de materiais polifásicos, outros fatores são determinantes para os micromecanismos de desgaste atuantes.

Desta forma, conforme mostrado anteriormente, grandes diferenças no comportamento em abrasão podem ocorrer em materiais de mesma dureza, dependendo da sistema tribológico imposto. Os resultados obtidos evidenciam este fato, mostrando que outros fatores devem intervir no processo.

A figura 4.11 mostra o efeito da porcentagem volumétrica de carbonetos das duas ligas estudadas, no comportamento em abrasão.

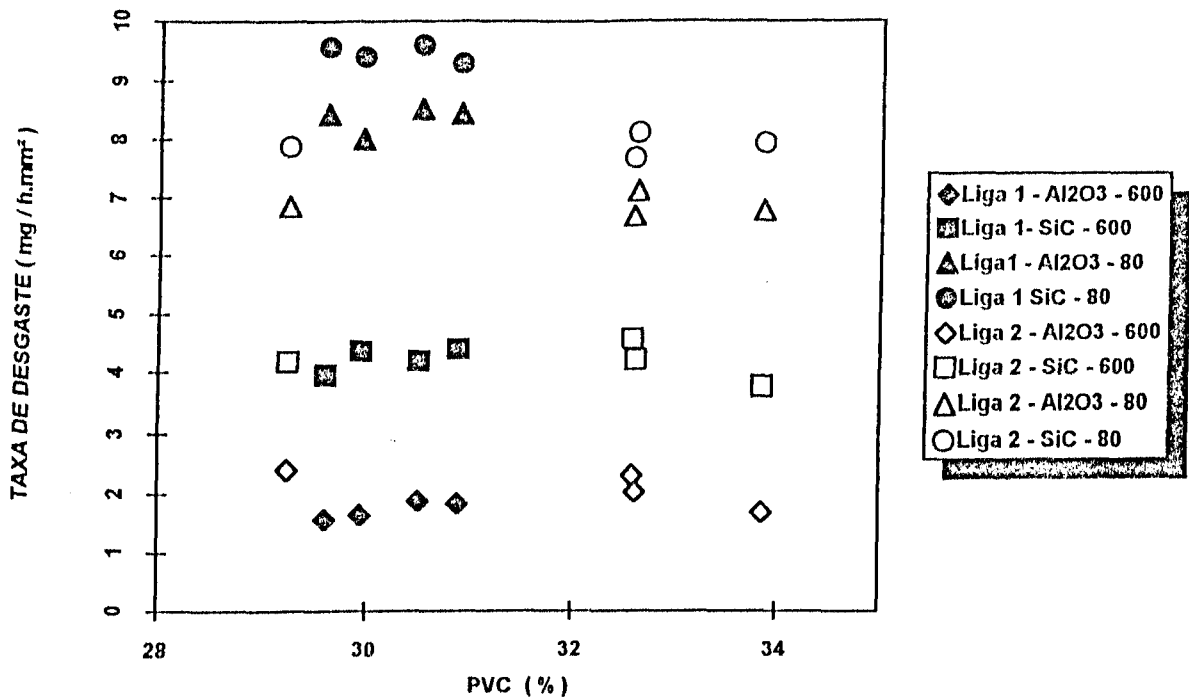


Figura 4.11 - Influência da porcentagem volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.

Nenhum efeito deste parâmetro sobre a taxa de desgaste pôde ser observado.

De um modo geral, a liga que apresentou menor quantidade de carbonetos (liga 1, PVC médio=30%) teve pior desempenho que a liga com maior quantidade de carbonetos (liga 2, PVC médio=32%). Nota-se, também, uma forte influência da natureza e tamanho do abrasivo, da mesma forma já observada: abrasivos mais macios e menores desgastam menos a superfície.

O comportamento dos carbonetos em relação ao desgaste de ferros fundidos brancos não é muito clara.

De acordo com a regra das misturas de KHRUSHOV [69,80,81], a taxa de desgaste de materiais polifásicos depende da contribuição de seus microconstituintes individuais. Entretanto, não leva em conta, explicitamente, qualquer interação entre grãos abrasivos e material abrasado.

A análise da literatura, mostra, ainda, duas correntes contraditórias quanto à influência da quantidade de carbonetos em abrasão a dois corpos, evidenciando sua complexidade.

A resistência ao desgaste diminuiu com o aumento da porcentagem volumétrica de carbonetos do tipo M_7C_3 em ferros fundidos brancos hipoeutéticos desgastado com papel de alumina [96], ferros fundidos brancos com carbonetos variando de 7 a 45% desgastados por SiC #80 [8] e ligas à base de Cobalto, obtidas por metalurgia do pó [82].

Por outro lado, a resistência ao desgaste aumentou com o aumento da porcentagem volumétrica de carbonetos em ferros

fundidos brancos hipereutéticos, utilizando-se como abrasivo a granada [97] e em ligas Ni-Cr-C solidificadas unidirecionalmente, contendo de 0-40% de carbonetos M_7C_3 , abrasadas por SiC [98].

XING, LU e WANG [99], trabalhando com diferentes frações volumétricas de carbonetos em testes a 2 corpos, encontraram sempre, independente do tipo de matriz, um aumento na resistência ao desgaste com o aumento da porcentagem volumétrica de carbonetos, para 2 tipos de abrasivos (SiC #120 e garnet #180). ZUM GAHR [100], obteve resultados semelhantes usando SiC como abrasivo.

Do mesmo modo, a resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos de alto Cromo, contendo carbonetos na faixa de 7 a 45%, matriz predominantemente martensítica, 2 corpos, granada #150 como abrasivo e pressão de 2.12 MPa, também aumentou com o volume de carbonetos [69].

Estes resultados sugerem que a morfologia dos carbonetos, representada por parâmetros adicionais como tamanho relativo (L/D) e espaçamento relativo (L/MFP) entre carbonetos, deva ser considerada. Neste caso, "L" representa o tamanho do evento abrasivo, "D" é o tamanho médio do carboneto e "MFP" o espaçamento médio entre carbonetos.

Segundo DE MELLO [101], quando a relação L/MFP é pequena, ou seja, para grandes espaçamentos, as características da matriz governam o desgaste. Valores médios de L/MFP, caracterizam um compromisso mútuo entre matriz e carbonetos.

Para uma grande relação L/MFP, os carbonetos é que comandam, então, o processo de desgaste.

ZUM GAHR [8] também afirma que, um pequeno espaçamento e uma pequena relação entre largura dos eventos produzidos por abrasão e tamanho dos carbonetos (L/D), são favoráveis a uma grande resistência à abrasão.

A maior adequacidade na utilização destes parâmetros adimensionais L/D e L/MFP , advém do fato de que ambos refletem a intensidade da abrasão, levando em conta as propriedades do abrasivo como dureza, forma e tamanho, e da carga aplicada, além de parâmetros específicos da estrutura metalúrgica como MFP e D .

A figura 4.12 analisa o efeito do espaçamento relativo na taxa de desgaste.

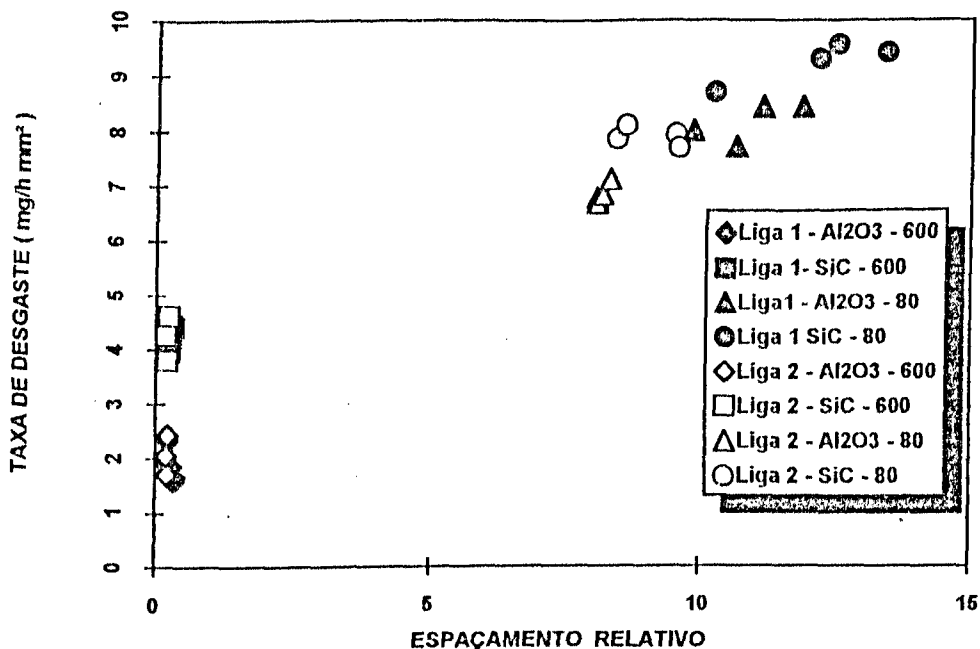


Figura 4.12 - Efeito do espaçamento relativo na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.

Observa-se que, para abrasivos pequenos, independente da natureza, a relação entre largura dos eventos e espaçamento entre carbonetos é sempre pequena e inferior a 1, levando a uma pequena taxa de desgaste.

Por outro lado, para abrasivos grandes, a relação L/MFP é sempre grande, ocasionando elevadas taxas de desgaste.

A variação da taxa de desgaste em relação ao tamanho relativo, está representada na figura 4.13.

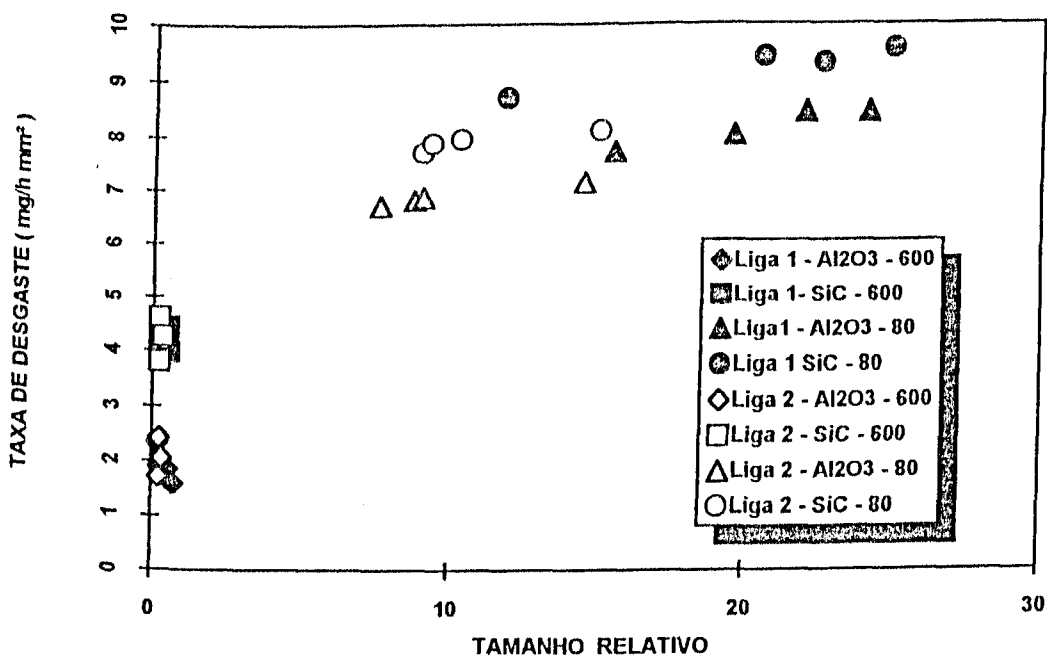


Figura 4.13 - Efeito do tamanho relativo na taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos.

Novamente, a análise do parâmetro L/D pode ser dividida em duas situações opostas, que são funções do tamanho de grão abrasivo. Para abrasivos pequenos, a largura dos eventos produzidos por abrasão é sempre menor que o carboneto, implicando em elevada resistência à abrasão.

Já abrasivos grandes, por sua vez, produzem eventos sempre maiores que os carbonetos, levando a pequenas resistências à abrasão.

KOSEL e colaboradores [102], estudando o efeito do tamanho dos carbonetos M_7C_3 sobre o desgaste, em ligas à base de Cobalto, afirmaram que, para uma grande relação L/D, ou seja, para pequenos carbonetos, verifica-se a remoção destes por inteiro.

Estes resultados concordam com DIESBURG e BORIK [42] que, estudando a resistência à abrasão de ferros fundidos brancos, encontraram um decréscimo na resistência ao desgaste devido à presença de pequenos carbonetos eutéticos na estrutura, induzidos pela elevada taxa de solidificação.

Por outro lado, quando as dimensões do risco são menores que os carbonetos, estes não são removidos, resultando num aumento substancial da resistência ao desgaste, caso não haja microlascamento.

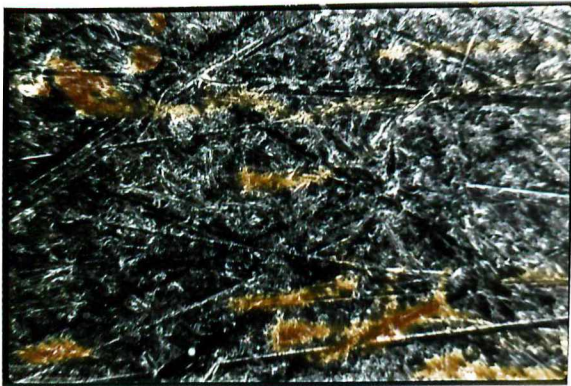
DE MELLO [101] também afirma que quanto maior a relação L/MFP, menor a resistência ao desgaste. Seus resultados são relativos a testes esclerométricos em ferros fundidos brancos, ao cromo.

As figuras 4.14 e 4.15 mostram os aspectos superficiais típicos de duas amostras representativas das ligas ensaiadas a dois corpos.

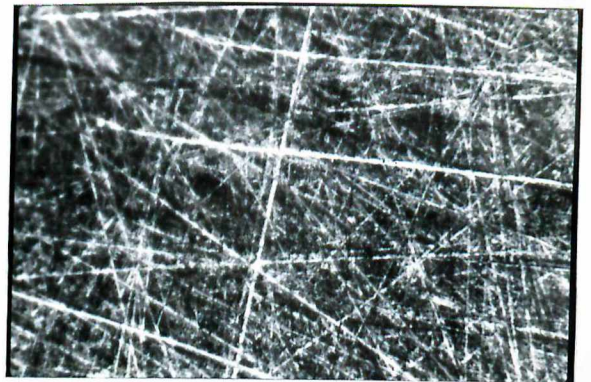
A figura 4.14 é característica de uma condição pouco severa de desgaste. A análise microscópica destas superfícies revelam considerável deformação plástica, sugerindo que o micromecanismo de remoção de matéria dominante seja o microsulcamento.

Amostra 1-20

Amostra 2-20



(a)



(b)

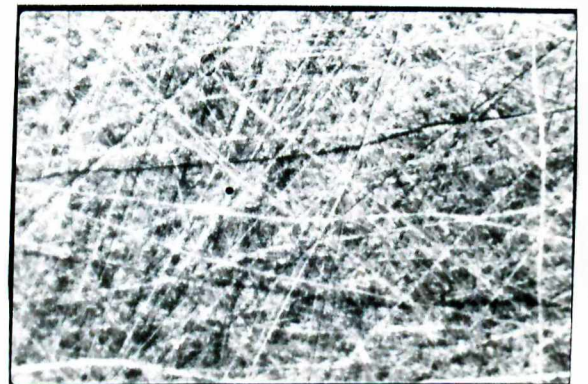
5 μ m

Figura 4.14 - Aspectos superficiais das amostras 1-20 e 2-20 no teste a 2 corpos. (a) Al_2O_3 #600, (b) SiC #600. M.O.

A figura 4.15, relativa à condições mais severas de desgaste, permite evidenciar que não houve mudança nítida de comportamento que pudesse ser detectada a nível de microscopia ótica.

Em ambas as figuras, observa-se a maior agressividade da abrasão quando o SiC foi utilizado.

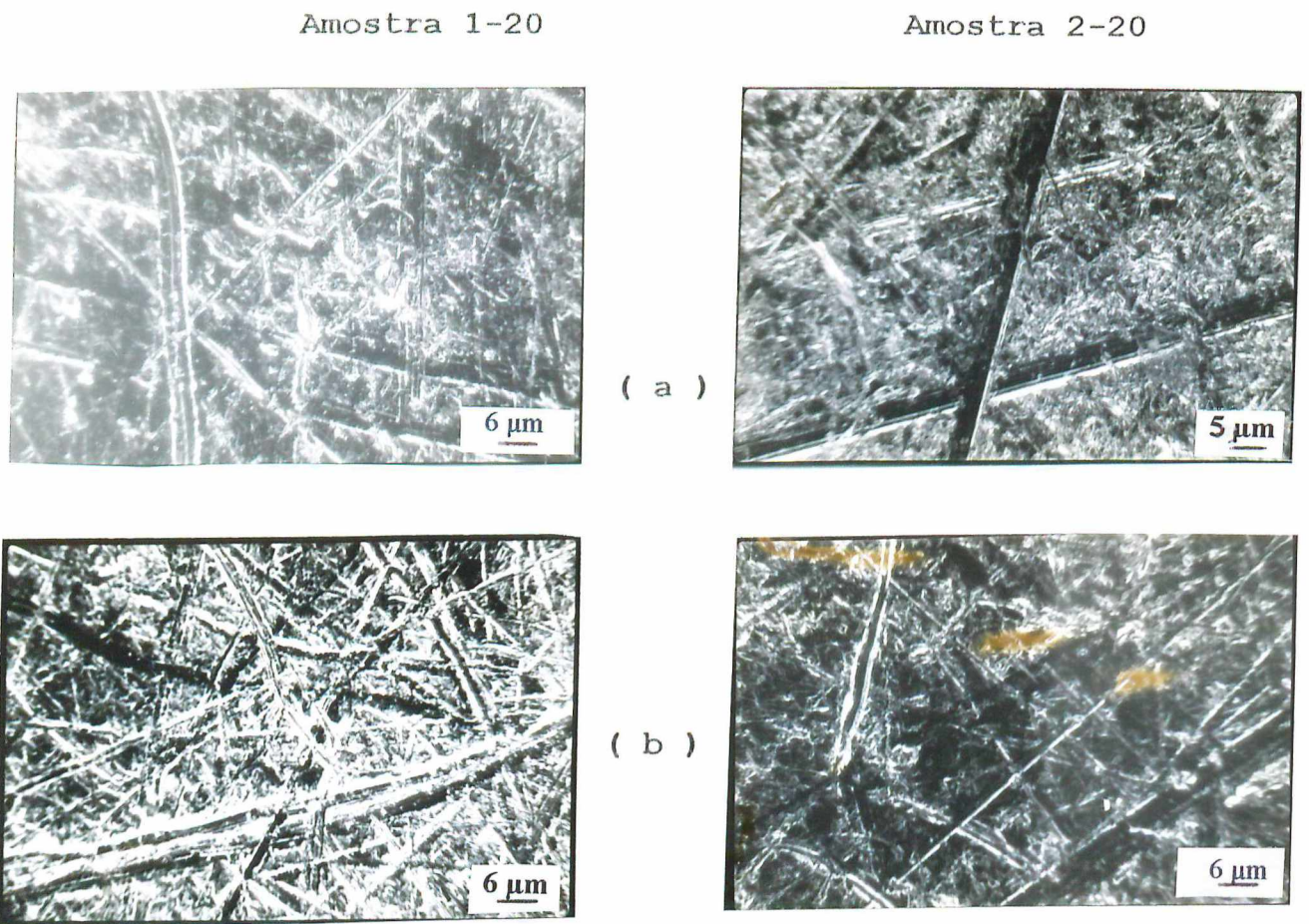


Figura 4.15 - Aspectos superficiais das amostras 1-20 e 2-20 no teste a 2 corpos. (a) Al_2O_3 #80, (b) SiC #80. M.O.

4.3.4 - Abrasão a 3 corpos.

Conforme já analisado no item anterior, para a configuração a 2 corpos, a microdureza da matriz, a dureza global e a porcentagem volumétrica de carbonetos praticamente não interferiram no comportamento em abrasão a 3 corpos das ligas estudadas. Estas tendências podem ser visualizadas através das figuras 4.16, 4.17 e 4.18, respectivamente.

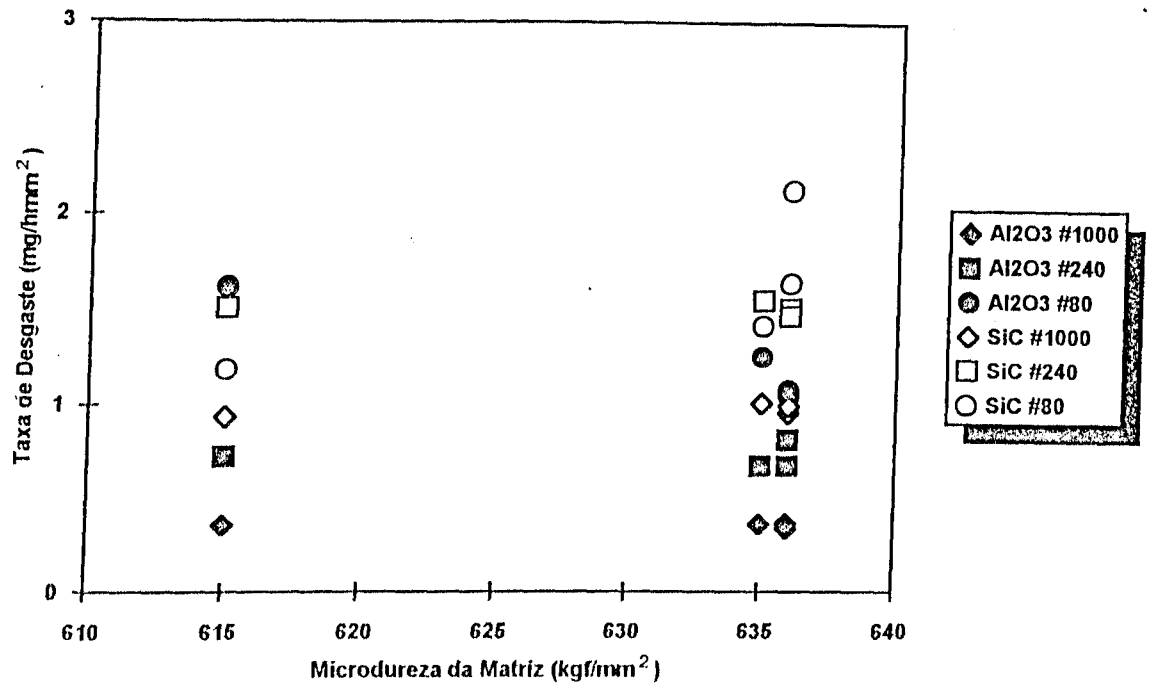
Notou-se, que em qualquer uma das figuras acima, que quando foram utilizados abrasivos grandes, os resultados encontraram-se relativamente dispersos.

Particularmente no caso da porcentagem volumétrica de carbonetos, figura 4.18, ressalta-se que este parâmetro influenciou a taxa de desgaste somente quando as ligas foram solicitadas por partículas grandes de SiC e Al₂O₃.

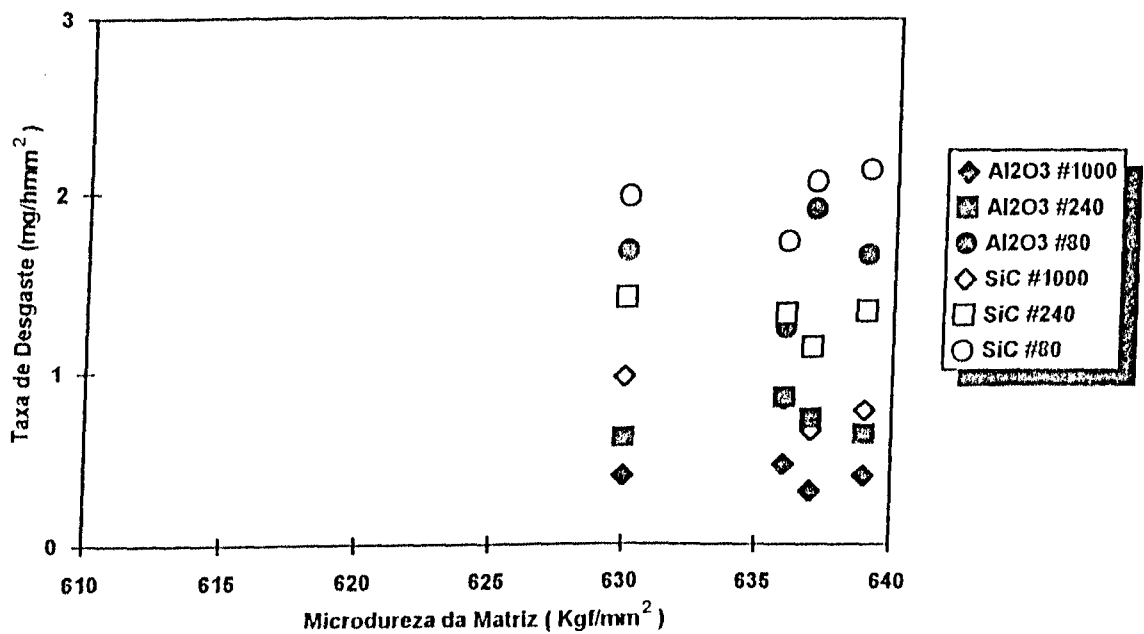
No caso do SiC, observou-se um aumento da taxa de desgaste da liga 1. Na liga 2, uma tendência oposta pôde ser verificada para o mesmo abrasivo, à medida que se aumentou a porcentagem volumétrica de carbonetos.

Para o abrasivo Al₂O₃, verificou-se uma inversão de comportamentos: a taxa de desgaste da liga 1 diminuiu com o aumento da porcentagem volumétrica de carbonetos, enquanto que houve um aumento da mesma para a liga 2, embora com pouca intensidade.

Resultados qualitativamente similares aos encontrados neste trabalho, foram obtidos por XING, LU e WANG [99] que,

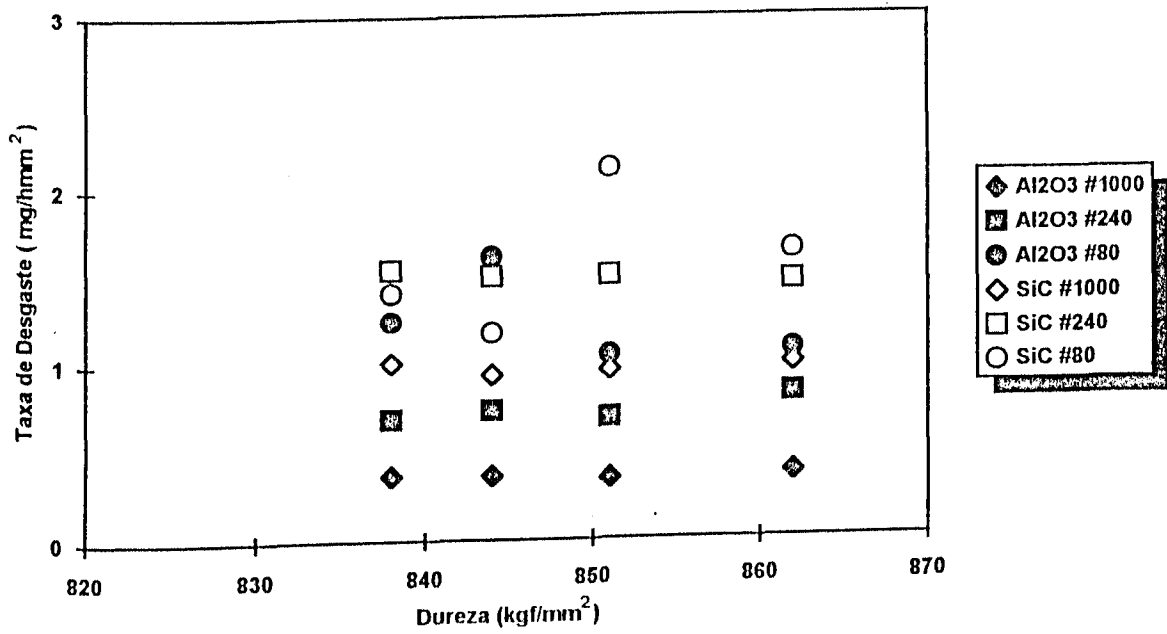


(a)

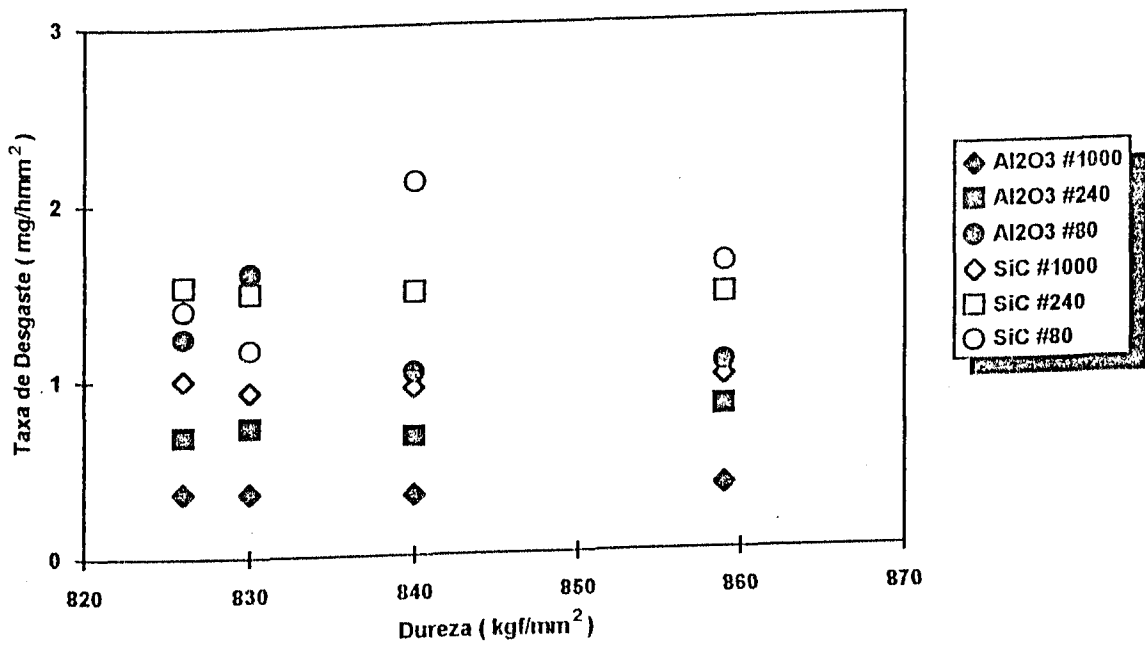


(b)

Figura 4.16 - Efeito da microdureza da matriz na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.

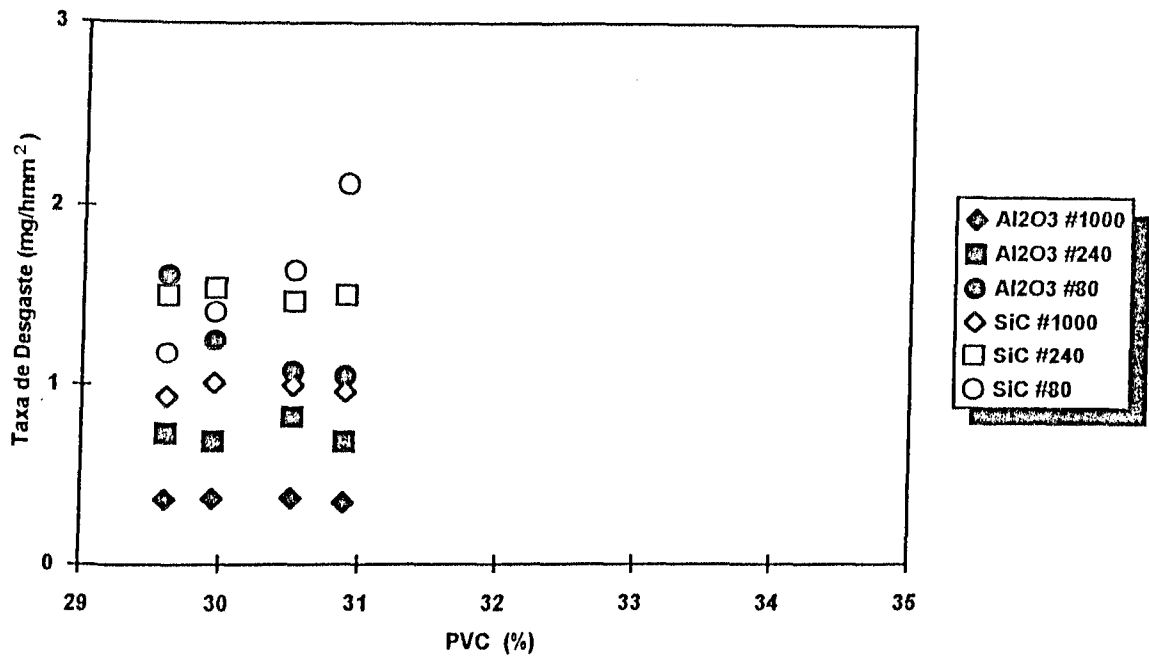


(a)

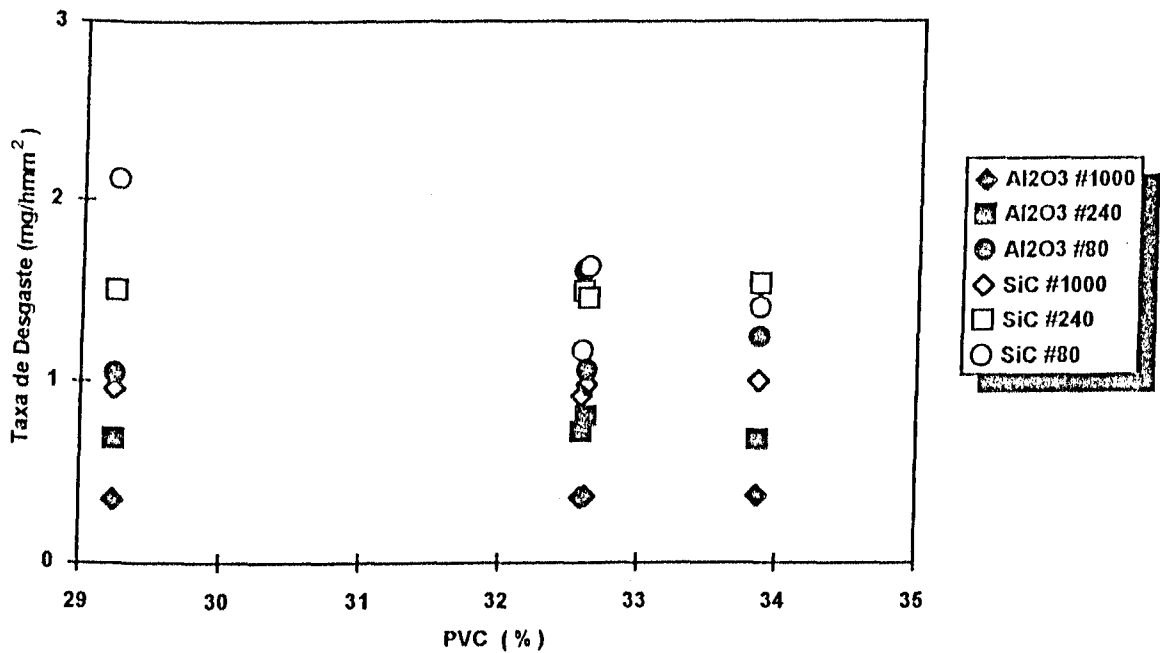


(b)

Figura 4.17 - Efeito da dureza global na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.



(a)



(b)

Figura 4.18 - Efeito da porcentagem volumétrica de carbonetos na taxa de desgaste. (a) Liga 1; (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.

estudando o efeito da porcentagem volumétrica de carbonetos M_7C_3 com diferentes matrizes, em abrasão a 3 corpos, verificaram que o SiC causava maior desgaste quanto maior a porcentagem volumétrica de carbonetos, independente do tipo de matriz. Para abrasivos mais macios, como alumina e granada, e matrizes martensíticas e austeníticas desestabilizadas, a taxa de desgaste passa a ser decrescente com a porcentagem volumétrica de carbonetos, passando por um mínimo por volta de 25-30% de carbonetos.

Em busca de uma interpretação para as diferenças de comportamentos observadas nas ligas utilizadas neste trabalho, ressalta-se, primeiramente que, de um modo geral, a resistência ao desgaste está normalmente relacionada com a quantidade de Carbono da liga ou diretamente pela quantidade global de carbonetos. Entretanto, neste caso, somente esta relação direta não dá uma boa idéia do comportamento destas ligas, mesmo porque, as variações impostas a este parâmetro pela composição química, velocidade de solidificação e tratamento térmico, são relativamente pequenas.

Esta hipótese também foi considerada por outros autores [10,27,103]. A literatura [10,27] registra, para ensaios de ligas Fe-Cr-C-Mo em roda-de-borracha com sílica seca a baixas tensões, uma redução gradual na resistência à abrasão devido à presença de carbonetos primários e massivos que são susceptíveis a mecanismos específicos de desgaste como a fragmentação de cantos, formação de "pits" e ação de sulcamento pelos próprios fragmentos dos carbonetos. Estes podem acelerar o processo de degradação microestrutural quando há presença de

carbonetos primários excessivamente grandes e/ou com morfologia desfavorável [10,27]. Para revestimentos soldados, RENSE e colaboradores [103] obtiveram um comportamento diferente que consiste na redução contínua da taxa de desgaste com o aumento percentual de carbonetos M_7C_3 , mesmo além da composição eutética. GREGOLIM [10] sugeriu que essa discordância de resultados entre os materiais obtidos por fundição e os obtidos por Rense para revestimentos soldados poderia ser atribuída à limitação da faixa de composição investigada e ao pequeno número de pontos experimentais para frações de carbonetos M_7C_3 , acima de 20%. Este fato dificultou a caracterização de um eventual ponto de mínimo no desgaste, mesmo no intervalo investigado por Rense.

Por outro lado, a inversão de comportamento entre as ligas 1 e 2, para um mesmo abrasivo, pode ser atribuída, provavelmente, à natureza mais complexa dos micromecanismos complementares de desgaste que atuam de forma combinada na degradação destas microestruturas.

Ressalta-se ainda uma forte influência da granulometria do abrasivo, independente da sua natureza. Particularmente, abrasivos pequenos e intermediários mostram-se menos efetivos na remoção de matéria, independente da liga.

No caso da liga 1, o desgaste com grãos abrasivos pequenos e intermediários de carbeto de Silício, é cerca de 154% e 120% maior do que com alumina, respectivamente.

Para a liga 2, as diferenças entre as taxas de desgaste provocadas por estes mesmos abrasivos são menores. O abrasivo

pequeno de carbeto de Silício remove cerca de 98% de matéria a mais do que a alumina e o abrasivo intermediário, 83%.

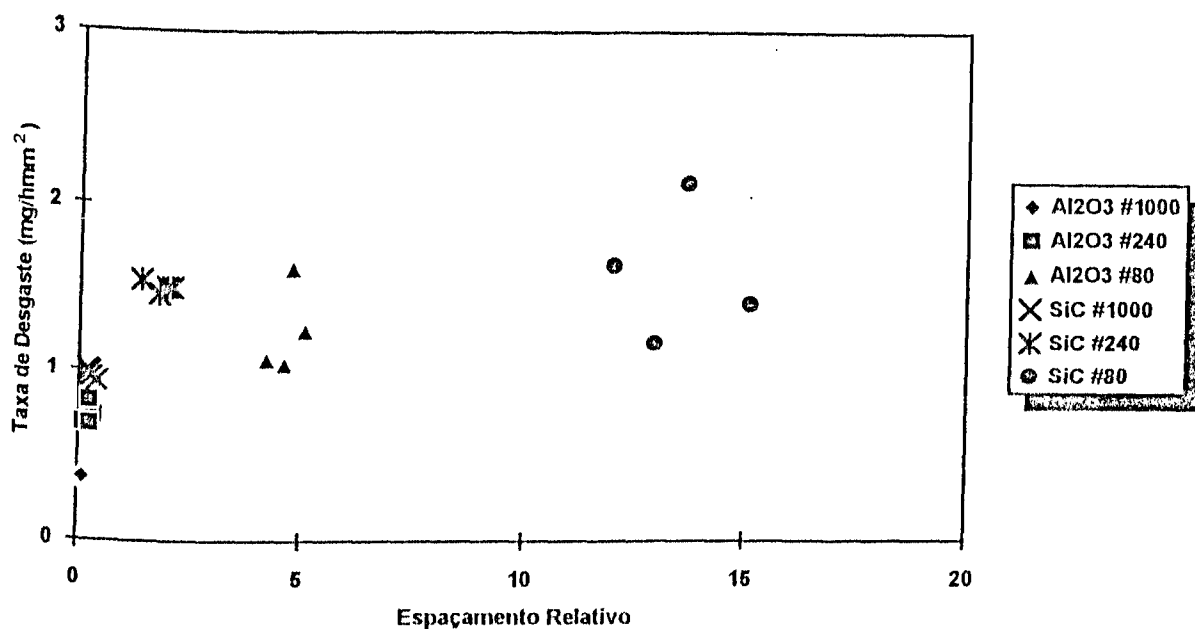
Já este comportamento não é tão pronunciado quando se trata de abrasivos grandes (apenas 18% maior para o SiC, independente da liga).

De um modo geral, a liga 1 apresentou menores taxas de desgaste possuindo, desta forma, um desempenho ligeiramente superior em relação à liga 2, para o sistema tribológico imposto.

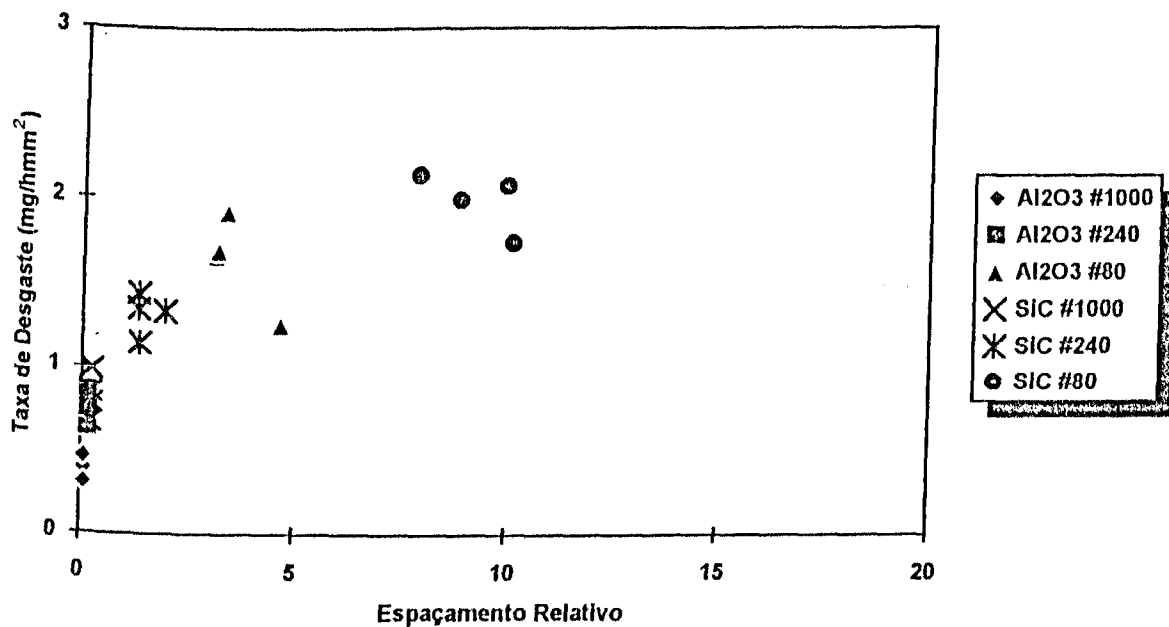
A figura 4.19 analisa o efeito do espaçamento relativo na taxa de desgaste.

Nota-se que a relação entre a largura dos eventos e o espaçamento é sempre pequena para qualquer grão abrasivo pequeno, independente da natureza e grãos de alumina intermediários. Desta forma, é de se esperar que o desgaste seja, nestes casos, controlado pela matriz e que o espaçamento entre carbonetos não influencie significativamente o processo. Isto justifica as pequenas taxas de desgaste obtidas e sua independência em relação aos parâmetros microestruturais referentes aos carbonetos, já analisados para ambas ligas.

Com o SiC intermediário, a relação L/MFP próxima de 1 reflete um compromisso mútuo entre matriz e carbonetos. Isto



(a)



(b)

Figura 4.19 - Efeito do espaçamento relativo na taxa de desgaste. (a) Liga 1, (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.

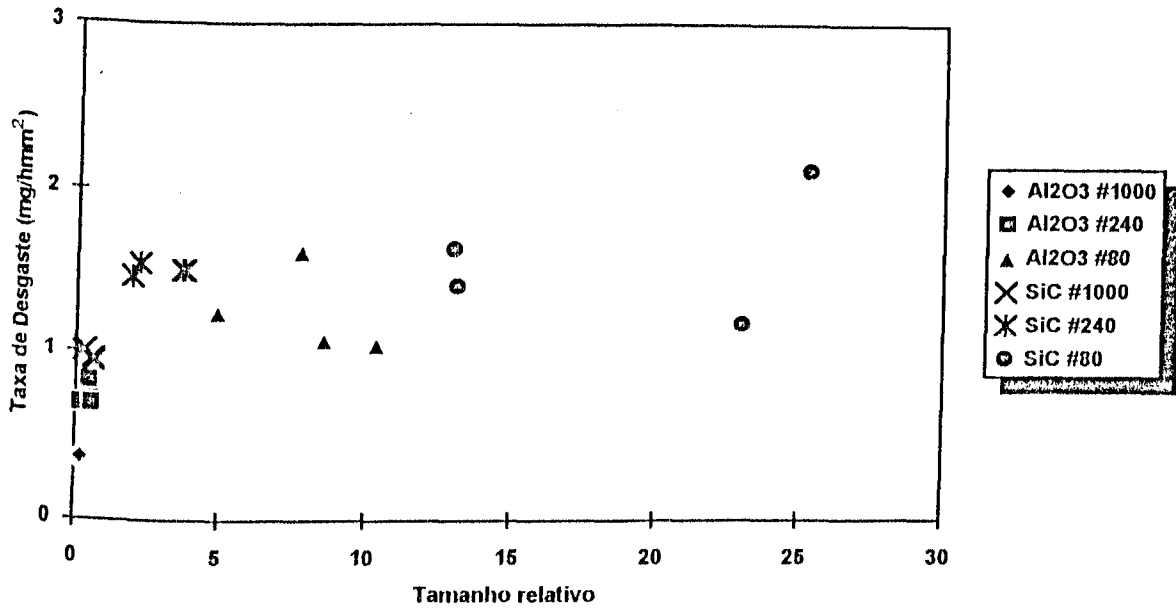
significa que, como condições tribológicas idênticas foram impostas para as 2 famílias e como as matrizes reagiram da mesma forma, pode-se concluir que as diferenças notadas quando as superfícies foram abrasadas com partículas maiores, provém do material, em particular da ação dos carbonetos. Logo, com abrasivos grandes é de se esperar uma situação inversa: que os carbonetos participem ativamente do processo de desgaste.

De fato, observando-se a relação L/MFP, nota-se que a mesma é sempre elevada para partículas abrasivas grandes, independente de sua natureza. Isto confirma a participação dos carbonetos ativamente no processo de desgaste, sendo responsável por elevadas taxas de remoção de matéria.

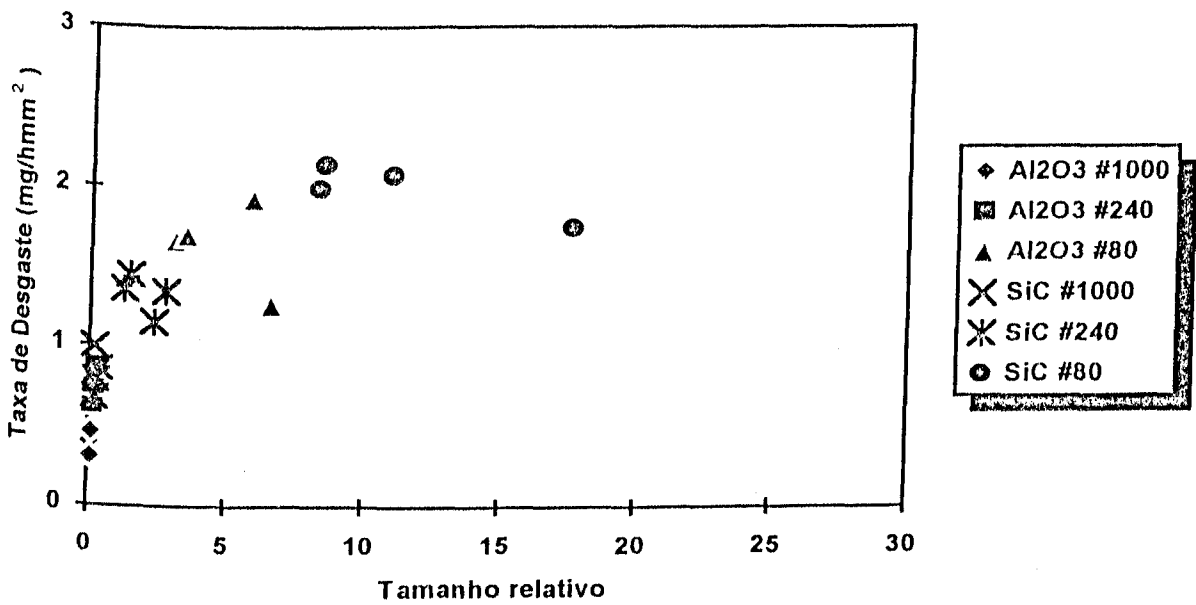
De um modo geral, podemos observar que, à medida em que se aumenta o espaçamento relativo, a taxa de desgaste tende a elevar-se. Observa-se ainda, que os eventos produzidos pelo SiC são sempre maiores que aqueles produzidos pela alumina, confirmando, mais uma vez, a grande influência do tamanho e natureza do abrasivo.

A variação da taxa de desgaste em relação ao tamanho relativo, está representada na figura 4.20.

As mesmas observações feitas para o espaçamento relativo, são aplicadas aqui, para o tamanho relativo. É de se esperar, entretanto, que para os abrasivos já indicados (Al_2O_3 #1000 e #240 e SiC #1000), a situação de desgaste pouco se altere, já que a matriz mostrou-se homogênea. Realmente, observa-se que para abrasivos pequenos e intermediários, as



(a)



(b)

Figura 4.20 - Efeito do tamanho relativo de carbonetos na taxa de desgaste. (a) Liga 1, (b) Liga 2. Abrasão a 3 corpos.

taxas de desgaste são relativamente menores, indicando um aumento na resistência à abrasão, enquanto que, à medida em que se aumenta a razão entre a profundidade do sulco e tamanho de carbonetos, a resistência ao desgaste diminui. Isto pode ser atribuído, provavelmente, ao fato de que, em ligas com carbonetos pequenos, o abrasivo pode removê-los por completo.

A figura 4.21 mostra os aspectos superficiais de algumas amostras das ligas ensaiadas a três corpos.

O mecanismo detalhado do processo de desgaste operante na abrasão a 3 corpos, via úmida, não é bem conhecido [23].

A figura 4.21a, caracteriza uma condição menos severa de desgaste, onde se observa claramente os efeitos das indentações múltiplas devido ao "rolamento" e ao caráter anguloso do abrasivo e riscos formados pelo deslizamento das partículas abrasivas.

Comparando-se as figuras 4.21b e 4.21c, não se evidencia uma mudança significativa de micromecanismos de desgaste entre as duas famílias de ligas. Nota-se, todavia, maior agressividade do abrasivo sobre a liga 1, confirmando os resultados anteriores.

Isto sugere que a remoção do material se dê através de interação direta de microeventos e/ou após sucessivas deformações plásticas, conforme já observado por SZUDER [104].

De um modo geral, a análise dos resultados obtidos mostrou que, nas condições tribológicas impostas tanto na

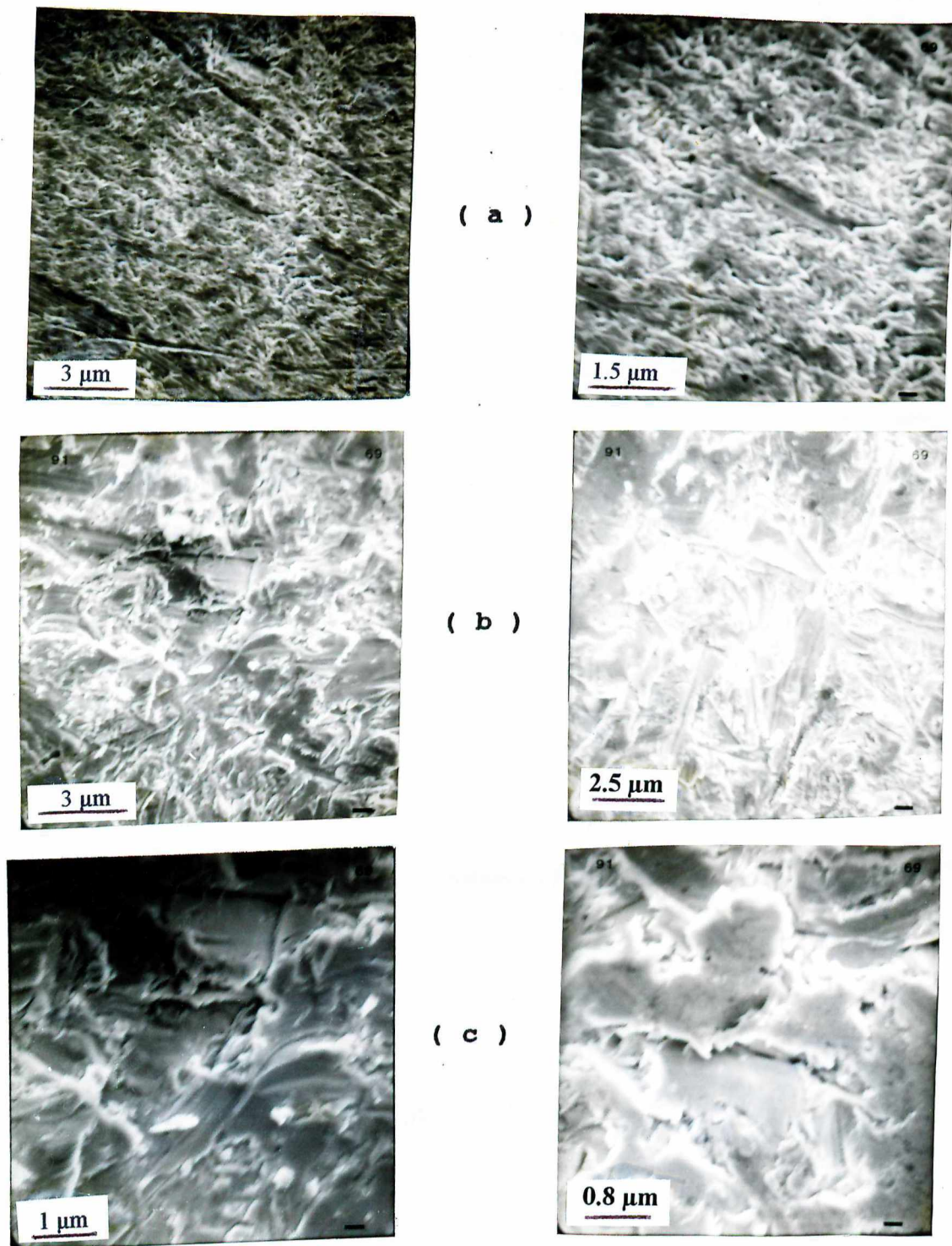


Figura 4.21 - Aspecto de superfícies desgastadas. (a) amostra 1-5, SiC #1000; (b) amostra 1-20, SiC #80; (c) amostra 2-30, SiC #80. Abrasão a 3 corpos. MEV.

configuração a 2 como a 3 corpos, houve uma forte influência do complexo abrasivo no comportamento em abrasão.

De acordo com BERNS e FISHER [105], estudando a resistência ao desgaste abrasivo a 2 corpos em microestrutura de ligas à base Fe-Cr-C-B, utilizando uma variedade de abrasivos como o *flint*, granada, corundum e SiC #80, a resistência ao desgaste pode aumentar, diminuir ou permanecer aproximadamente constante, dependendo do tipo de abrasivo, ou mais precisamente, de suas características particulares como: natureza, forma, tamanho e angulosidade [1,27,67].

A influência da forma da partícula abrasiva tem sido observada experimentalmente e a teoria leva em conta que este efeito está ainda em desenvolvimento [77]. De um modo geral, este parâmetro é caracterizado, principalmente, pela angulosidade das partículas e espera-se que, partículas irregulares e mais angulosas produzam maior desgaste que as partículas arredondadas [106]. Ressalta-se, como exemplo, a formação de "pits" em ilhas de matriz, presentes no interior de carbonetos primários M_7C_3 , que foi associada à ação de fragmentos pontiagudos de sílica, enquanto que partículas abrasivas originalmente arredondadas e não fragmentadas possuem a capacidade de ampliar (mas não de iniciar) a formação desses "pits" [107,108].

De acordo com SHETTY, KOSEL e FIORE [102], estudando as diferenças entre mecanismos de remoção de material com abrasivos de formas diferentes, a alumina mostrou uma tendência a ser arredondada ou cisalhada, não penetrando dessa forma, em

carbonetos individuais tão profundamente como poderia ser no caso do carbeto de Silício. A penetração mais superficial da alumina leva a menores concentrações de tensões e, conseqüentemente, menos trincamento.

No caso do carbeto de Silício, os contornos dos grãos permanecem agudos (angulosos) durante o processo de desgaste, enquanto que no caso da alumina, as partículas são arredondadas ou quebradas pelos carbonetos M_7C_3 , de comparável dureza [98].

Alguns estudos envolvendo partículas abrasivas apontam ainda, a formação de um filme lubrificante e protetor, decorrente do arredondamento de partículas de alumina pelos próprios carbonetos durante o desgaste, contribuindo para a redução do mesmo [10,86]. Este filme lubrificante previne o contato direto do abrasivo e carboneto, evitando a formação de picos de tensões devido à distribuição de carga mais uniforme. Isto levaria a menores taxas de desgaste, comparativamente àquelas obtidas quando se utiliza o SiC, e que está de acordo com os resultados observados neste trabalho.

Investigações sistemáticas [27,10,102] têm mostrado considerável influência da dureza relativa do agente abrasador e do material abrasado na taxa de remoção de material.

Considerando-se a dureza do abrasivo e das fases presentes, diz-se que o abrasivo é duro quando apresentar uma dureza superior à da fase abrasada e vice-versa [86]. Assim, abrasivos duros do tipo carbeto de Silício riscam carbonetos M_7C_3 profundamente, diminuindo a resistência ao desgaste. Já a alumina, de dureza comparável à do carboneto [10,102], risca-o,

entretanto, com menos facilidade, sendo responsável por menores taxas de desgaste.

RICHARDSON [85] atribuiu o efeito do tipo do abrasivo sobre o desgaste às diferentes taxas de deterioração do mesmo, em relação à razão H/H_a , onde H é a dureza da fase considerada e H_a a dureza do abrasivo. Para $H/H_a < 0,8$, o desgaste se torna significativamente mais elevado. Para $H/H_a \cong 0,8$, mostra-se um aumento considerável na resistência ao desgaste. De acordo com MISRA e FINNIE [59], para $H/H_a < 0,65-0,75$, a taxa de desgaste aumenta sensivelmente. Já EYRE [109], encontrou que a resistência ao desgaste de um aço aumenta rapidamente quando o material de ensaio possui uma dureza cerca de 0,5 vezes a do abrasivo.

Levando-se em consideração cada abrasivo utilizado, temos que, a dureza da alumina é aproximadamente da mesma ordem de grandeza da dureza dos carbonetos, enquanto que a dureza do carbeto de silício é cerca de 1,5 vezes maior que a dureza dos mesmos [27].

Estes resultados explicam a maior severidade de desgaste utilizando-se SiC como abrasivo, quando comparado com a perda de massa provocada pela alumina em ambas configurações de desgaste.

As figuras 4.22 e 4.23 mostram o efeito da granulometria do abrasivo sobre a taxa de desgaste para as configurações a 2 e 3 corpos, respectivamente.

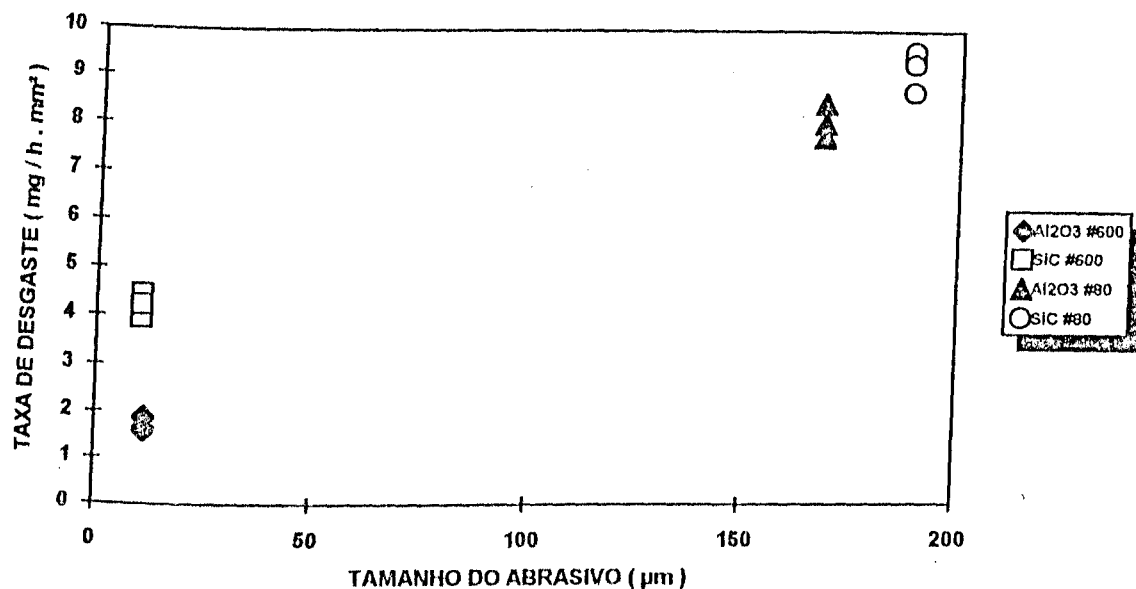
De antemão, não se nota o efeito de escala relativo [62], ou seja, a estabilização da taxa de desgaste a partir de

um tamanho crítico de grão abrasivo, em ambas as figuras. Ressalta-se, entretanto, que este fenômeno é característico de metais puros.

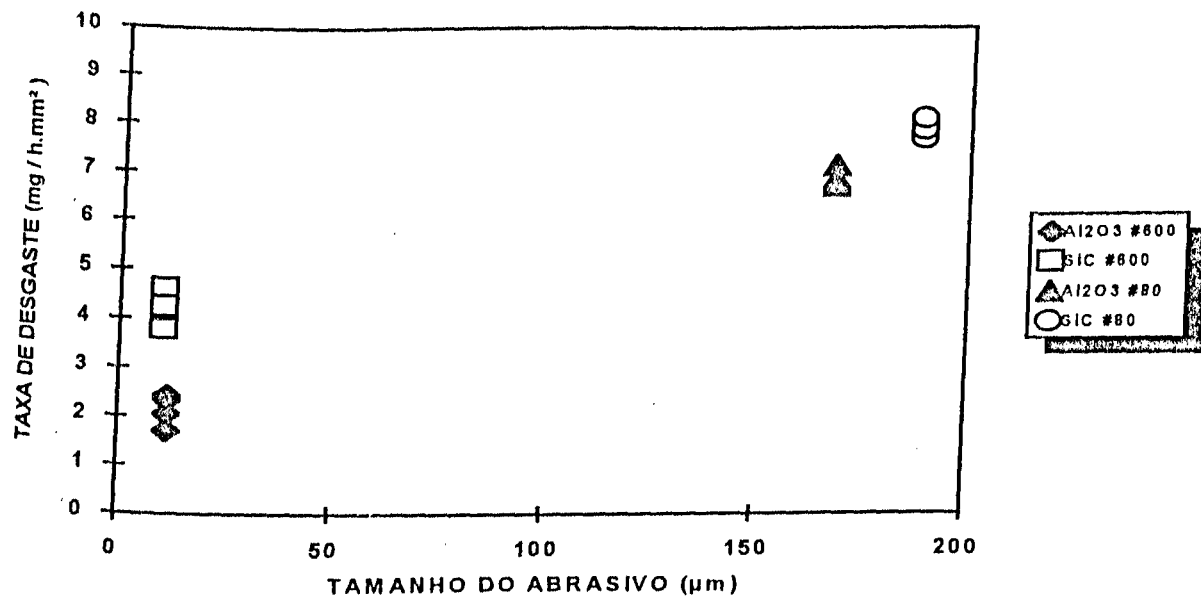
Observa-se ainda que, de uma maneira geral, o aumento da granulometria do abrasivo promove um aumento na taxa de desgaste, conforme já bastante reportado na literatura [61,62,79].

MULHEARN [79] acredita que, com a variação do tamanho do abrasivo, tem-se uma variação da sua forma. Para abrasivos pequenos, sua geometria poderia ser aproximada a uma esfera, em contraste com a geometria angulosa, que seria característica de abrasivos maiores.

LARSEN-BADSE [110] sugeriu que a eficiência da remoção de matéria está ligada à carga de contato elástico, que varia com o tamanho do abrasivo. Assim, aumentando-se o tamanho médio do abrasivo, para uma mesma carga, diminui-se a densidade dos mesmos sob a superfície abrasada. Aumenta-se, conseqüentemente, a pressão individual, responsável por profundos sulcamentos, indentações e, eventualmente, microlascamentos.

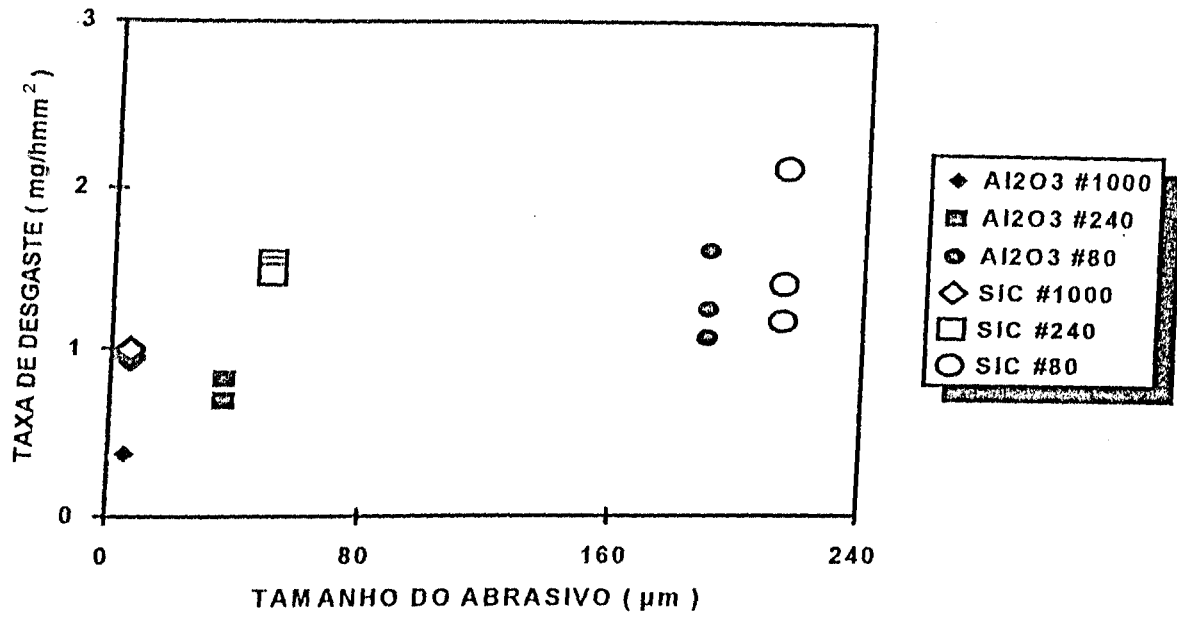


(a)

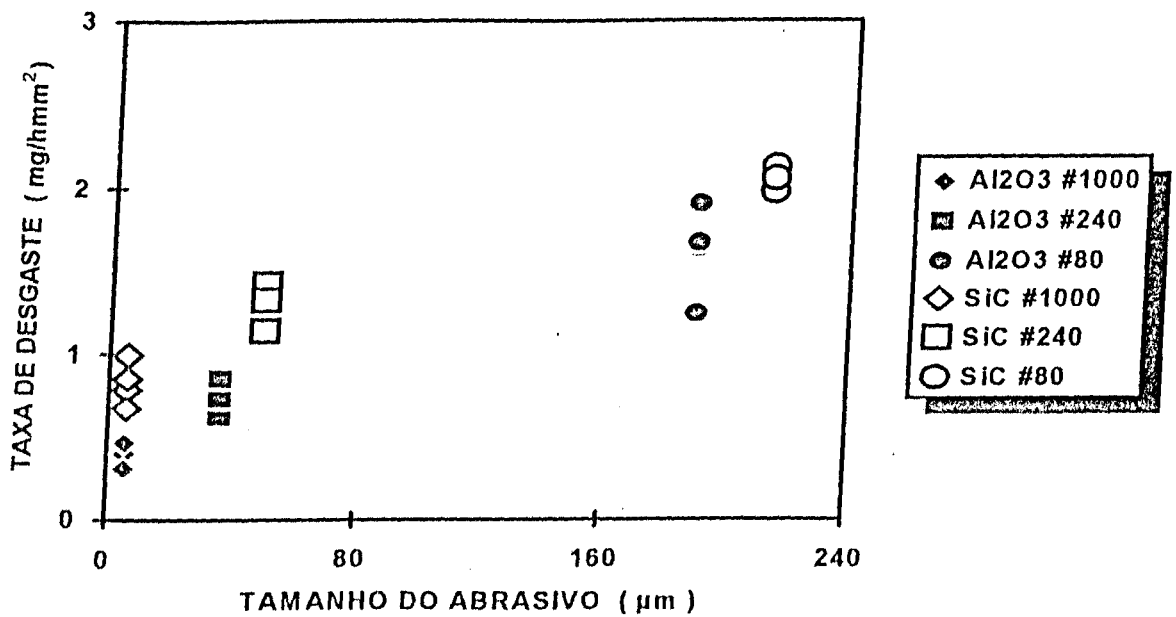


(b)

Figura 4.22 - Influência do tamanho do abrasivo sobre a taxa de desgaste. Abrasão a 2 corpos. (a) Liga 1, (b) Liga 2.



(a)



(b)

Figura 4.23 - Influência do tamanho do abrasivo sobre a taxa de desgaste. Abrasão a 3 corpos. (a) Liga 1; (b) Liga 2.

De acordo com JI-SHU-SUN [111], existe um modelo desenvolvido por Evans e Wilshaw para desgaste abrasivo baseado no trincamento de sólidos muito frágeis por uma partícula indentadora que não precisa ser necessariamente dura. Segundo este modelo, a perda de massa para ferros fundidos brancos, contendo grande quantidade de carbonetos M_7C_3 , é proporcional ao tamanho da partícula abrasiva e a $P^{(3/2)}$, sendo "P" a pressão de contato médio entre abrasivo e superfície desgastada.

Considerando-se particularmente o caso de abrasão a 3 corpos, a densidade de abrasivos sob cada superfície abrasada foi calculada do seguinte modo: foram medidos os tamanhos dos eventos (L) via metalografia e comparados com os tamanho teóricos das impressões (L_t), calculados através da teoria da dureza (anexo I), supondo vários tipos de arranjos das partículas abrasivas sob a superfície abrasada.

Através da comparação destes resultados, verificou-se que, a configuração que melhor se aproximou da real foi aquela dada pela distribuição hexagonal dos abrasivos.

Considerando-se então esta distribuição, a densidade de abrasivos sob a superfície abrasada pôde ser avaliada.

A tabela 4.2 mostra os valores obtidos para cada abrasivo.

Observa-se que em qualquer granulometria, a densidade de abrasivos é sempre maior para a alumina, implicando em menores taxas de desgaste. Dentro de uma mesma natureza, considerando uma distribuição uniforme de carga sobre os abrasivos, os resultados mostram um aumento progressivo da

pressão sobre a superfície abrasada, devido ao decréscimo da densidade de abrasivos, à medida que os mesmos aumentam de tamanho.

Tabela 4.2 - Densidade média de abrasivos por mm^2 de superfície abrasada. Configuração a 3 corpos.

GRANULOMETRIA	DENSIDADE (Nr. PARTÍCULAS/ mm^2)	
	Al_2O_3	SiC
#1000	9.135	8.756
# 240	236	154
# 80	8	5

A análise da tabela 4.2 nos mostra ainda que, a mudança na granulometria de um abrasivo, por exemplo, de mesh #1000 para #80, é acompanhada por um acréscimo de pressão exercida sobre a superfície abrasada de 1.142 vezes para o caso da Al_2O_3 e de 1.751 vezes para o SiC.

Aliado a todos estes fatores, encontra-se ainda o próprio material tem uma considerável influência sobre a taxa de deterioração do abrasivo. Materiais muito duros, isto é, de dureza maior ou comparável à do abrasivo, causará rápida deterioração do mesmo através de fratura das partículas [77].

Para a alumina, mais facilmente deteriorável que o carbeto de silício, este fato contribuiu para a redução da taxa de desgaste.

De um modo geral, as taxas de desgaste obtidas via abrasão a 2 corpos são mais elevadas do que aquelas obtidas através da configuração a 3 corpos. Isto pode ser explicado pelo fato de que no primeiro caso, a presença de abrasivos sempre novos assegura uma maior eficiência na remoção de material. Na abrasão a 3 corpos, a liberdade de movimentação do abrasivo e as tensões geradas durante o processo de desgaste, faz com que os mesmos sejam rearranjados além de serem deteriorados ao longo do tempo com maior facilidade.

Finalmente, a liga 1 (30%Cr, 2,7%C) apresentou-se mais resistente à abrasão quando a configuração de teste imposta foi a 3 corpos, desgastando-se principalmente por sucessões de microdeformações plásticas. Nos testes a 2 corpos, a liga 2 apresentou uma melhor performance em relação ao desgaste, sendo que o micromecanismo de degradação de matéria predominante foi o microsulcamento.

4.3.5. Conclusões Parciais.

Analisou-se a influência da morfologia de carbonetos M_7C_3 no comportamento em abrasão a dois e três corpos de ferros fundidos brancos de alto Cromo, podendo-se concluir que:

- 1 - A microdureza da matriz, a dureza global e a porcentagem volumétrica de carbonetos, devido à sua pequena variação, praticamente não interferiram no comportamento abrasivo a 2 corpos. Para o caso da abrasão a 3 corpos,

observou-se uma pequena influência da porcentagem volumétrica de carbonetos sobre a taxa de desgaste quando o SiC #80 e Al_2O_3 #80 foram utilizados.

2 - A dureza, sozinha, não pode servir como critério de resistência de materiais polifásicos ao desgaste abrasivo.

3 - Verificou-se que a morfologia dos carbonetos exerce forte influência no desempenho destas ligas: valores elevados de espaçamento e tamanho relativos levam a um acréscimo considerável da taxa de desgaste para ambas configurações.

4 - Observou-se uma forte influência da natureza e granulometria do abrasivo. Abrasivos mais duros provocam maiores perdas de massa. Da mesma forma, independente da natureza, para abrasivos grandes, o desgaste abrasivo é maior.

5 - As taxas de desgaste são notadamente maiores na configuração a 2 corpos do que a 3 corpos.

6 - Na configuração a 2 corpos, a liga 2 (15%Cr, 3,7%C) apresenta-se mais resistente ao desgaste do que a liga 1 (30%Cr, 2,7%C), enquanto o inverso é observado na configuração a 3 corpos, para os sistemas tribológicos impostos.

7 - Finalmente, observou-se que o micromecanismo predominante de remoção de matéria foi o microsulcamento no desgaste a 2 corpos, enquanto que a 3 corpos, o micromecanismo predominante foi a microdeformação plástica.

5 - CONCLUSÕES FINAIS.

O presente trabalho analisou a influência de alguns parâmetros do sistema tribológico, no comportamento em abrasão de materiais polifásicos. Para tanto, utilizou-se como sistema modelo, 2 famílias de ligas eutéicas do sistema Fe-Cr-C (liga 1 - 30%Cr, 2,7%C e liga 2 - 15%Cr, 3,7%C), solidificadas unidirecionalmente, que foram tratadas termicamente e caracterizadas sob o ponto de vista de abrasão.

Apresenta-se, a seguir, em síntese, as principais conclusões obtidas em capítulos anteriores.

1 - A composição química e as diferentes velocidades de solidificação impostas às ligas, produziram considerável heterogeneidade nas respectivas matrizes, no estado bruto de fusão. Por outro lado, parâmetros microestruturais relativos aos carbonetos, dentro de cada família, não tiveram uma variação significativa.

2 - Após submetidas a tratamento térmico a 1100°C, durante 20 minutos, seguido de têmpera e revenimento (250°C, 30 minutos), as matrizes tornaram-se mais homogêneas e de natureza predominantemente martensítica. Relativamente aos carbonetos, sua morfologia foi afetada de tal forma que a porcentagem volumétrica e o espaçamento entre os mesmos diminuíram, enquanto que seu tamanho médio aumentou.

3 - Após testes abrasométricos, verificou-se que as taxas de desgaste são notadamente maiores na configuração a 2 corpos do que a 3 corpos, para ambas as ligas.

4 - A microdureza da matriz, a dureza global e a porcentagem volumétrica de carbonetos, devido à sua pequena variação, praticamente não interferiram no comportamento abrasivo. Entretanto, valores elevados de espaçamento e tamanho relativos levam a um acréscimo considerável da taxa de desgaste, para ambas as configurações.

5 - A dureza, sozinha, não pode servir como critério de resistência ao desgaste de materiais polifásicos.

6 - Observou-se uma forte influência da natureza e granulometria do abrasivo. Abrasivos mais duros provocam maiores perdas de massa. Da mesma forma, independentemente da natureza, para abrasivos grandes, o desgaste das ligas é maior.

7 - Na configuração a 2 corpos, a liga 2 apresentou-se mais resistente ao desgaste do que a liga 1, enquanto o inverso foi observado na configuração a 3 corpos, para os sistemas tribológicos impostos.

8 - Finalmente, observou-se que, no desgaste a 2 corpos, o micromecanismo predominante de remoção de matéria foi o microsulcamento. A 3 corpos, prevaleceu a microdeformação plástica.

5.1 - Sugestões para Futuros Desenvolvimentos.

Para continuidade deste trabalho, sugere-se o aumento da faixa de velocidade de solidificação das ligas utilizadas, objetivando uma análise mais detalhada da influência da morfologia dos carbonetos na resistência ao desgaste abrasivo destas ligas, juntamente com outras caracterizações abrasométricas, como por exemplo a esclerometria.

Sugere-se, ainda, uma investigação mais profunda, via MEV, dos micromecanismos de desgaste atuantes.

6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1]-REICK, W., POHL, M., PADILHA, A.F.; Influência do Abrasivo nos Resultados de Desgaste Obtidos pelo Ensaio do Pino em Aços Inoxidáveis com Microestrutura Duplex, In: Anais do I Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, p.145-163, 1986.
- [2]-JOST, H.P.; Economic Impact of Tribology, Mechanical Engineering (97):26-33, 1975.
- [3]-EYRE, T.S.; Friction and Wear Mechanisms, In: Anais do II Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, p. 263-292, 1991.
- [4]-FRANCO, S.D.; Contribuição ao Estudo do Desgaste Abrasivo de Materiais Polifásicos, Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 1991, 115p.
- [5]-MATHIA, T.; Journal Du Frottement Industriel, (14): 20-26, 1982.
- [6]-ROWE, G.; Friction, Wear and Lubrication Terms and Definitions, O.E.C.D., Paris, 1966.
- [7]-EYRE, T.S.; Wear Characteristics of Metals, Tribology International (10):203-212, 1966.
- [8]-ZUM-GAHR, K.H.; Abrasive Wear of Metallic Materials, In: Anais da Proc. of Int. Conf. on Wear of Materials, p.396-404, Dearbour, 1981.
- [9]-KO, P.L.; Metallic Wear - A Review With Special Reference to Vibration Induced Wear In Power Plant Components, Tribology International 20 (2): 66-78, 1987.
- [10]-GREGOLIM, J.A.R.; Desenvolvimento de Ligas Fe-C-Cr(Nb) Resistentes ao Desgaste. Tese de Doutorado - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1990, 228p..
- [11]-SUH, N.P.; An Overview of the Delamination Theory of Wear; Wear (44):1-16, 1977.
- [12]-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 - Ensaios em Moinho de Bolas. Tese de Doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993, 297p..

- [13]-DAVIES, V.H., BOLTON, L.A.; The Mechanisms of Wear, Weld Surfacing and Hardfacing, 4-10, 1980.
- [14]-HURRICKS, P.L.; Some Metallurgical Factors Controlling The Adhesive and Abrasive Wear Resistance of Steels - A Review, Wear (26):285-304, 1973.
- [15]-MOORE, M.A.; Abrasive Wear, In: Treatise on Materials Science and Technology (13):217-257, 1979.
- [16]-DAWSON, R.J.; Machinable White Iron, The Machinability of Engineering Materials, ASME, 121-141.
- [17]-AVERY, H.S.; The Measurement of Wear Resistance, Wear (4): 427-449, 1961.
- [18]-FAIRHURST, W., ROHRIG, K.; Abrasion Resistant High Chromium White Cast Irons, Foundry Trade Journal (136):685-698, 1974.
- [19]-RESENDE, I.M., DE MELLO, J.D.B.; Influência da Velocidade de Solidificação na Estrutura Metalúrgica de Ferros Fundidos Brancos ao Cromo, In: Anais do II Seminário Brasileiro Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, p.219-239, 1991.
- [20]-GUNDLACH, R.B.; Microstructure, Hardness and Abrasion Resistance of As-Cast 17,5%Cr White Irons, Trans. Am. Foundrymen's Soc. (82): 309-316, 1974.
- [21]-NORTON, P.A., GUNDLACH, R.B., DODD, J.; Factors Affecting Austenite Measurements in High-Chromium White Cast-Irons, AFS Transactions, 879-884.
- [22]-MARATRAY, F.; Les Fontes Blanches a Haute Teneur en Chrome Resistant a L'Abrasion, In: Anais do II Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, dezembro, p. 2-62, 1991.
- [23]-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.
- [24]-MARATRAY, F., USSEGLIO-NANOT, R.; Factors Affecting The Structure Of Chromium and Chromium-Molybdenum White-Irons, Climax Molybdenum, 32p., Paris, 1970.
- [25]-POPOV, V.S., NARGONY, I.P.L.; Influence of Carbides On the Abrasive Wear Resistance of Alloys, Russian Castings Production (8):377-379, 1969.

- [26]-MARATRAY, F.; Improvement of and Research Into New Abrasion Resistance Materials; AFS. Int. Cast Metals Journal (6):55-61, 1981.
- [27]-ZUM GAHR, K.H.; Microstructure and Wear of Materials, Amsterdam, Elsevier Sci. Publish Inc., New York, 590p., 1987.
- [28]-DE MELLO, J.D.B., DURAND-CHARRE, M., MATHIA, T.; Abrasion Mechanisms of White Cast Irons - II Influence of the Metallurgical Structure of V-Cr White Cast-Irons, Mat. Sci. and Eng. (78):127-134, 1986.
- [29]-DE MELLO, J.D.B., DURAND-CHARRE, M., MATHIA, T.; Abrasion Mechanism of White Cast Irons - I: Influence of The Metallurgical Structure of Molybdenum White Cast Irons; Mat. Sci. and Eng. (73):203-213, 1985.
- [30]-MATSUBARA, Y.; Eutectic Solidification of High-Chromium Cast Irons - Eutectic Structures and Their Quantitative Analysis, Transactions AFS (72):183-196, 1981.
- [31]-RESENDE, I.M., DE MELLO, J.D.B.; Projeto, Construção e Avaliação de Equipamento de Solidificação Unidirecional Interrompida por Têmpera, In: Anais do II Seminário Brasileiro Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, p.177-193, 1991.
- [32]-SINÁTORA, A., ALBERTIN, E.; Considerações Técnicas e Econômicas Sobre a Fabricação e Utilização de Bolas de Moinho Fundidas, In: Anais do II Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, p.85-121, 1991.
- [33]-MARATRAY, F., BECHET, S.; Fundiciones Blancas de Alto Contenido en Cromo Resistentes a La Abrasion, Colada 12 (9):183-192, 1979.
- [34]-MATSUBARA, Y., ÓGI, K., MATSUDA, K.; Eutectic Solidification of High Chromium Cast Iron Mechanism of Eutectic Growth, AFS Casting Congress, Tokyo, 19p., 1980.
- [35]-SAVERNA, J., SCHISLER, J.M., MASOUNAUS, J.; Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Abrasion Wear Resistance of the 15Cr-2Mo Eutectic Cast Iron, Revue de Metallurgie (4):206-216, abril, 1992.
- [36]-JACKSON, R.S.; The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable System. JISI, 208: 163-167, 1970.
- [37]-THORPE, W.R., CHICCO, B.; The Fe-Rich Corner of The Metastable Fe-Cr-C Liquidus Surface, Met. Trans. A. (16A): 1541-1549, setembro, 1985.

- [38]-MERTENS, C.L., BZEYER, J.P., TOTOLIDIS, D., MAGNEÉ, A.; Study of the Secondary Hardening in 18% Cr Cast Iron, Revue de Metallurgie (2):103-112, fevereiro, 1990.
- [39]-CIAS, W.W.; Austenite Transformation Kinetics and Hardenability of Heat Treated 17,5% Cr White Cast Irons, AFS Transactions (82):317-328, 1974.
- [40]-GOOSENS, L., COSTA, P.H.C., SANTOS, A.B.S.; Influências do Teor de Carbono em Ferros Fundidos Brancos com 15% Cr e 3% Mo, Metalurgia ABM (35):591-596, 1979.
- [41]-PARKS, J.L.; Characteristics of As-Cast and Subcritically Heat-Treated High-Chromium Molybdenum White Irons for Thick-Section Castings, AFS Transactions (86):93-102, 1978.
- [42]-DIESBURG, D.E., BORIK, F.; Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for The Mining Industry, Symposium on Materials for the Mining Industry, Climax Molybdenum Co., Colorado, p.15-41, julho, 1974.
- [43]-KLIAUGA, A.M.; Microestrutura e Resistência ao Desgaste Abrasivo de Algumas Ligas do Sistema Fe-Cr-C. Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 124p., 1991.
- [44]-DUPIN, P., SAVERNA, J., SCHISLER, J.M.; Microstructure of White Cast Iron Matrixes With High Chromium Content in The As-Cast and Heat Treated Conditions, Bull. Cercle Etud. Metause (15): 35-47, 1983.
- [45]-KUNDRAT, D.M., CHCHOL, M., ELLIOTT, J.F.; Phase Relationships in the Fe-Cr-C System at Solidification Temperatures, Metallurgical Transactions B. (158):663-676, 1984.
- [46]-MARATRAY, F.; Contribuítion À L'Etude du Systeme Fe-Cr-C. Influence du Molybdène, Mémoires Scientifiques Rev. Métallurgie, LXVIII (2):67-74, 1971.
- [47]-PARKS, J.L., DODD, J.; Factors Affecting the Production and Performance of Thick Section High Chromium Molybdenum Alloy, Iron Casting, 54p.
- [48]-POULLATION, A., MARATRAY, F.; Étude de la Durete des Structure Martensitique et la Retention D'Austenité par Trempe et Hypertrempe, Colloque du Cercle D'Etudes des Metaux, 40p., novembro, 1977.

- [49]-SINÁTORA, A., MEI, P.R., TCHIPTSCHIN, A.P.; Efeitos da Porcentagem de Austenita Retida na Taxa de Desgaste de Ferros Fundidos de Alto Cromo Contendo ou não Vanádio, In: Anais do I Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, p.183-198, 1986.
- [50]-PARENT-SIMONIN, S.; Influence des Facteurs Métallurgiques Essentiels Sur la Résistance à L'Abrasion des Fontes Blanches, Fonderie (399):197-202, maio, 1980.
- [51]-SIQUEIRA, C.J.M.; Desenvolvimento de Equipamento para Análise Térmica Diferencial. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 83p., 1988.
- [52]-UNDERWOOD, E.E.; Quantitative Stereology; Addison Wesley Publishing Co., 1970.
- [53]-PADILHA, A.F., AMBROZIO, F.F.; Técnicas de Análise Microestrutural, Ed. Hemus, 1985.
- [54]-DUPIN, P., SAVERNA, J., SCHISLER, J.M.; A Structural Study of Chromium White Cast Irons, AFS Transactions (82):711-718.
- [55]-DURAND-CHARRE, M., HAMAR-THIBAUT, S., DURAND, F.; Solidification of Fe-2C-12-Cr Steel Influence of Microsegregations on the Formation of Bainite, Metalkunde 71: 802-808, 1980.
- [56]-MISRA, A., FINNIE, L.; A Classification of Three-Body Abrasive Wear and Design of a New Tester, Wear (60):111-121, 1980.
- [57]-SUNDARARAJAN, G.; A New Model for Two-Body Abrasive Wear Based on the Localization of Plastic Deformation, Wear (117):1-35, 1987.
- [58]-O.E.C.D Paris; Research Group on Wear of Engineering Materials, Terms and Definitions, 1969.
- [59]-MISRA, A., FINNIE, J.; An Experimental Study of Three Body Abrasive Wear, Wear (85):57-68, 1983.
- [60]-RABINOWICZ, E.; Friction and Wear of Materials; John Willey and Sons, Inc. New York, 244p., 1965.
- [61]-MISRA, A., FINNIE, J.; A Review of The Abrasive Wear of Metals, Transactions of the ASME (104):94-101, april, 1982.

- [62]-MOORE, M.; A Review of Two-Body Abrasive Wear, Wear (27):1-17, 1974.
- [63]-TOPOROV, G.V.; "The Influence of Structure on the Abrasive Wear of Cast Iron, Friction and Wear in Machinery, ASME (12):39-59, New York, 1960.
- [64]-RABINOWICZ, E., MUTIS, A.; Effect of Abrasive Particle Size on Wear, Wear (8):381-390, 1965.
- [65]-DE MELLO, J.D.B.; Abordagem Global do Processo Abrasivo - Parte I: Considerações sobre os Métodos Abrasométricos, In: Anais do I Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, p.29-46, 1986.
- [66]-COX, G.J.; Progress in Abrasion-Resistant Alloy White Iron Development, Foundry Trade Journal, 480-486, june, 1985.
- [67]-AVERY, H.S.; Classification and Precision of Abrasion Tests, Proc. Int. Conf. on Wear of Materials, p.148-157, 1977.
- [68]-ABRASIVE WEAR - 1965, Information Report Handbook Supplement, p.1-16, agosto, 1965.
- [69]-ZUM-GAHR, K.H.; Abrasive Wear of Two Phase Metallic With a Coarse Microstructure, In: Anais da Int. Conf. on Wear of Materials, p.45-58, Canadá, 1985.
- [70]-DE GEE, A.W.J.; Friction and Wear as Related to the Composition, Structure, and Properties of Metals, Intenational Metals Reviews (2):57-67, 1979.
- [71]-SPURR, R.T.; The Abrasive Wear of Metals; Wear (65):315-324, 1981.
- [72]-HORNBOGEH, E.; Description of Wear of Materials With Isotropic and Anisotropic Microstructure, In: Proc. Int. Conf. on Wear Materials, ASME, Vancouver, p.477-484, april, 1985.
- [73]-ZUM-GAHR, K.H.; How Microstructure Affects Abrasive Wear Resistance, Metal Progress, p.46-52, sept., 1979.
- [74]-ZUM GAHR, K.H.; Relation Between Abrasive Wear Rate and the Microstructure of Metals, K.C. Ludema, W-A Glaeser and S.K. Rhee, New York, 1979.
- [75]-SIMM, W., FRETTI, S.; Abrasive Wear of Multiphase Materials, Wear (129):105-121, 1989.

- [76]-NOGUEIRA, R.E.Q., DE MELLO, J.D.B.; Esclerometria Aplicada ao Estudo do Desgaste Abrasivo: Potencialidades da Técnica, construção e Avaliação de Esclerômetro Retilíneo, In: Anais do XLIII Congresso da ABM, Belo Horizonte, p.281-300, outubro, 1988
- [77]-MOORE, M.A., SWANSON, P.A., The Effect of Particle Shape on Abrasive Wear: Comparasion of Theory and experiment, In: Int. Conf. on Wear of Material, p.1-11, 1983.
- [78]-ARCHARD, I.F.; Contact and Rubbing of Flat Surfaces, Journal of Applied Physics 24(8):981-988, 1953.
- [79]-MULHEARN, T.O., SAMUELS, L.E.; The Abrasion of Metals: A Model of the Process, Wear (5):478-498, 1962.
- [80]-KRUSCHOV, M.M., BABICHEV, M.À.; Resistance to Abrasive Wear of Structuraly Heterogeneous Materials, Friction and Wear in Machinery (12):15-26, 1958.
- [81]-GARRISON, W.M.; Krushov's Rule and the Abrasive Wear Resistance of Multiphase Solids, Wear (82):213-220, 1982.
- [82]-KOSEL, T.H., FULCHER, J.K., FIORE, N.F.; The Effect of Carbide Volume Fraction on The Low-Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons, In: Proc. of Int. Conf. on Wear of Materials, p.432-438, 1981.
- [83]-ZUM GAHR, K.H., ELDIS, G.T.; Abrasive Wear of White Cast Irons, Wear (64):175-194, 1980.
- [84]-GUNDLACH, R.B., PARKS, J.L.; Influence of Abrasive Hardness on Wear Resistance of High Chromium Irons, Wear (46):97-108, 1978.
- [85]-RICHARDSON, R.D.; The Abrasive Wear of Metals and Alloys, In: Proc. Int. Mech. Engrs., p.410-415, 1968.
- [86]-KOSEL, T.H., FIORE, N.F.; Abrasive Wear in Multiphase Microstructures, Journal of Materials for Energy Systems (3):7-27, sept., 1982.
- [87]-KOSEL, T.H., FIORE, N.F., COYLE, J.P., UDVARDY, S.P., KONKEL, W.A.; Microstructure and Wear in High Alloys, In: Proceedings of the Symposium on Corrosion - Erosion Behavior of Materials, The Metallurgical Society of ASME, St. Louis, Missouri, october, 1978.
- [88]-AVERY, H.S.; Work Hardening in Relation to Abrasion Resistance, Symposium on Materials for the Mining Industry, Climax Molybdenum Company, Colorado, p.43-77, july, 1974.

- [89]-FRANCO, S.D., ZUM PANO Jr., P., DE MELLO, J.D.B.; Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo - Parte II: Desenvolvimento e Avaliação de Abrasometria a 2 e 3 corpos, In: Anais do I Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, 47-62, São Paulo, 1989.
- [90]-Boletins Técnicos da COBRAL ABRASIVOS E MINÉRIOS LTDA.
- [91]-Norma ABNT MB-481 - Grãos Abrasivos Aplicados em Lixas.
- [92]-MURRAY, M.J., WATSON, J.D., MUTTON, P.J.; Abrasive Wear Mechanisms in Steels, K.C. Ludema et al, eds. ASME, New York, p.257-265, 1979.
- [93]-The Selection of Steel for Wear Resistance, By the ASM Committee on Wear Resistance, Metals Handbook (1):244-250.
- [94]-LARSEN-BADSE, J., MATHEW, K.G.; Influence of Structure on the Abrasion Resistance of a 1040-Steel, Wear (14):199-206, 1969.
- [95]-KHRUSCHOV, M.M.; Principles of Abrasive Wear, Wear (28):69-88, 1974.
- [96]-MUSCARA, J.; A Metallurgical Study of High Stress Abrasion. Ph. D. Dissertation - University of Michigan, october, 1971.
- [97]-ZUM GAHR, K.H.; Influence of Carbide Volume Fraction on Abrasion Resistance of White Cast Irons, Climax Molybdenum Company Report, agosto, 1979.
- [98]-BLANK, E., LUCHSINGER, E.; Microstructure and Abrasive Wear Resistance of Cast Ni-Cr-C Alloys, Wear (16):293-301, 1970.
- [99]-XING, J., LU, W., WANG, K.; An Investigation on the Wear Resistance of High Chromium Cast Iron, Wear, 45-61, 1983.
- [100]-ZUM GAHR, K.H., DOANE, P.V.; Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons, Metallurgical Transactions A. (11A):613-620, 1980.
- [101]-DE MELLO, J.D.B., DURAND-CHARRE, M., MATHIA, T.; A Sclerometric Study of Unidirectionally Solidified Cr-Mo White Cast Irons, Wear (111):203-215, 1986.
- [102]-SHETTY, H.R., KOSEL, T.H., FIORE, N.F.; A Study of Abrasive Mechanisms Using Diamond and Alumina Scratch Tests, Wear (80):347-376, 1982.

- [103]-RENSE, C.E.C., EDWARDS, G.R., FROST, H.R., The Effect of Open-Arc Process Variables on the Microstructure and Wear Resistance of a Typical Chromium-Carbide type Hardfacing Deposit, Journal of Materials for Energy Systems 5(3):149, 1983.
- [104]-SZUDER, A.; Contribution Experimentale a L'Etude du Rodage Plan. Tese de Doutorado - Universite Claude Bernard, Lyon, Franca, 94p., 1977.
- [105]-BERNS, H., FISHER, A.; Abrasive Wear Resistance and Microstructure of Fe-Cr-C-B Hard Surfacing Weld Deposits, Wear of Materials, 1985, Ludema, K.C. ed. Asme, New York, p.625-633, 1985.
- [106]-FISSET, M., HAWARD, G.; L'usure Abrasive des Materiaux, Canadian Metalurgical Quartely, 2(22):157-165, 1983
- [107]-PRASAD, S.V., KOSEL, T.H.; A Study of Carbide Removal Mechanisms During Quartz Abrasion I: In Situ Scratch Test Studies, Wear (92):253-268, 1983.
- [108]-PRASAD, S.V., KOSEL, T.H.; A Study of Carbide Removal Mechanisms During Quartz Abrasion II: Effect of Abrasive Particle Shape, Wear (95):87-102, 1984.
- [109]-EYRE, T. S.; Wear Resistance of Metals, Treatise on Materials Science and Technology, Wear, p 13, 1979.
- [110]-LARSEN-BADSE, J.; Influence of Size on Groove Formation During Sliding Abrasion, Wear (11): 213-222, 1968.
- [111]-SUN, J.S.; The Abrasion Characteristics of Some Carbide Containg Alloys, Wear (9):79-86, 1966.

7 - ANEXO I.

7.1 - Cálculo do Tamanho Teórico de Impressão.

Supondo que as partículas abrasivas sejam cônicas, a teoria da dureza nos mostra que [23]:

$$L_t = 2. [F_{n,i} / (\pi.H)]^{1/2} \quad (1)$$

onde:

L_t = diâmetro teórico de impressão;

$F_{n,i}$ = carga normal suportada por abrasivo;

H = dureza da superfície.

Segundo SZUDER [104], a carga suportada por partícula é dada pela seguinte expressão:

$$F_{n,i} = P / (Nb.R_e) \quad (2)$$

onde:

$F_{n,i}$ = carga normal suportada por abrasivo;

P = pressão média aplicada à amostra;

Nb = Número de partículas por unidade de superfície;

R_e = Coeficiente de enchimento ($R < 1$).

Supondo-se que a distribuição estatística dos diâmetros equivalentes das partículas abrasivas se aproximem de uma distribuição gaussiana, temos que, de acordo com SZUDER [104], somente 0.2% destas partículas deformam plasticamente a superfície antagonista e serão eficazes no processo de abrasão a 3 corpos.


Assumiu-se, para o cálculo do N_b , que as partículas abrasivas se arranjassem sob as formas hexagonais, triangulares e quadradas abaixo das superfícies a serem desgastadas. Desta forma, pôde-se avaliar o tamanho teórico das impressões, através da equação 1.



A tabela 7.1 mostra os resultados obtidos através destes cálculos.

O tamanho dos microeventos obtidos via metalografia também pode se visto na mesma tabela.

Comparando-se os resultados teóricos com os obtidos via metalografia, observamos que os valores que mais se aproximam dos valores medidos, são aqueles referentes ao arranjo hexagonal das partículas sob a superfície abrasada.

Tabela 7.1 - Comparação entre tamanho de eventos obtidos via metalografia quantitativa e teoria da dureza.

Amostra	METALOGRAFIA						ARRANJO 					
	SiC			Al ₂ O ₃			SiC			Al ₂ O ₃		
	#1000	#240	#80	#1000	#240	#80	#1000	#240	#80	#1000	#240	#80
1-5	1,88	12,68	75,22	0,74	1,01	27,99	2,077	15,623	77,271	0,951	1,076	28,051
1-10	1,07	12,32	75,63	0,92	1,79	25,30	2,073	15,586	77,084	0,949	1,074	27,983
1-20	1,66	12,14	74,78	0,54	1,53	27,51	2,0601	15,493	76,624	0,943	1,067	27,816
1-30	1,69	11,74	73,92	0,64	1,39	24,88	2,037	15,320	75,772	0,933	1,056	27,506
2-5	2,19	15,90	72,90	0,67	1,50	26,59	2,063	15,511	76,715	0,944	1,069	27,849
2-10	1,87	17,10	71,08	0,65	1,42	24,99	2,054	15,447	76,397	0,94	1,064	27,733
2-20	1,71	14,60	77,95	0,69	1,36	24,78	2,047	15,392	76,127	0,937	1,061	27,636
2-30	1,70	13,60	77,10	0,57	1,21	25,73	2,034	15,294	75,639	0,931	1,054	27,459

Amostra	ARRANJO 						ARRANJO 					
	SiC			Al ₂ O ₃			SiC			Al ₂ O ₃		
	#1000	#240	#80	#1000	#240	#80	#1000	#240	#80	#1000	#240	#80
1-5	1,143	8,590	36,941	0,952	6,178	32,748	1,142	8,591	36,944	0,951	6,179	32,750
1-10	1,140	8,569	36,852	0,949	6,163	32,669	1,139	8,570	36,855	0,949	6,164	32,671
1-20	1,133	8,518	36,632	0,944	6,127	32,474	1,133	8,519	36,635	0,943	6,127	32,476
1-30	1,121	8,423	36,255	0,933	6,058	32,113	1,120	8,424	36,228	0,933	6,059	32,115
2-5	1,135	8,528	36,676	0,945	6,134	32,512	1,134	8,529	36,679	0,944	6,134	32,515
2-10	1,130	8,493	36,523	0,941	6,108	32,377	1,129	8,494	36,527	0,940	6,109	32,380
2-20	1,126	8,463	36,394	0,938	6,087	32,263	1,125	8,464	36,398	0,937	6,087	32,266
2-30	1,119	8,409	36,161	0,932	6,048	32,057	1,118	8,409	36,165	0,931	6,048	32,059