

Universidade Federal de Uberlândia
Faculdade de Engenharia Mecânica
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**Desenvolvimento e Caracterização Tribológica de Materiais
Resistentes ao Desgaste Abrasivo para Indústria Mineradora
de Cassiterita**

Dissertação apresentada
à Universidade Federal de Uberlândia por:

Roberto Máscia

como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre
em Engenharia Mecânica

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Ing. Sinésio Domingues Franco - (UFU) - Orientador
Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello - (UFU)
Prof. Dr. Eduardo Albertin - (IPT/SP)

Uberlândia, 08 de abril de 2002

Universidade Federal de Uberlândia
Faculdade de Engenharia Mecânica
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

MOU
620.172.16
M395 d
TES / MEM

**Desenvolvimento e Caracterização Tribológica de Materiais Resistentes ao
Desgaste Abrasivo para Indústria Mineradora de Cassiterita**

Dissertação apresentada à Universidade Federal de Uberlândia por:

Roberto Máscia

Como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia
Mecânica

Uberlândia, 08 de Abril de 2002

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
BIBLIOTECA



SISBI/UFU
212901

FU000314475

FICHA CATALOGRÁFICA

M395d Máscia, Roberto, 1963-

Desenvolvimento e caracterização tribológica de materiais resistentes ao desgaste abrasivo para a indústria mineradora de cassiterita. - Uberlândia, 2002.

141f. : il.

Orientador: Sinésio Domingues Franco.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Inclui bibliografia.

1. Desgaste mecânico - Teses. 2. Ferro fundido - Branco-Alto cromo - Teses. 3. Aço-ferramenta - Teses. 4. Nióbio - Teses. I. Franco, Sinésio Domingues. II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 620.178.16



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
Av. João Naves de Ávila, 2160 - Campus Santa Mônica - Uberlândia - MG - 38400-902
Fone: 0XX3432394149- FAX: 0XX3432394282

ALUNO: Roberto Máscia

NÚMERO DE MATRÍCULA: 5002511-0

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação

PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL MESTRADO

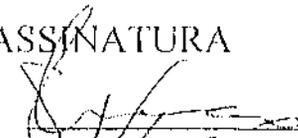
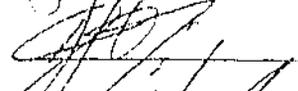
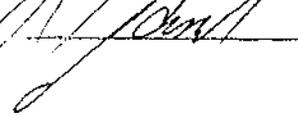
TÍTULO DA DISSERTAÇÃO:

“Desenvolvimento e Caracterização Tribológica de Materiais Resistentes ao Desgaste Abrasivo para Indústria Mineradora de Cassiterita”

ORIENTADOR: Prof. Dr. Sinésio Domingues Franco

A Dissertação foi **APROVADA** em reunião pública, realizada no Anfiteatro do Bloco E do Campus Santa Mônica, em 22 de Maio de 2002, às 14:00 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

NOME
Sinésio Domingues Franco, Prof. Dr.
José Daniel Biasoli de Mello, Prof. Dr.
Eduardo Albertin, Prof. Dr.

ASSINATURA
UFU 
UFU 
IPT-SP 

Uberlândia, 22 de Maio de 2002.

Oferecimento

À minha esposa Rosana R.N. Máscia,
meu filho Lucas R.N. Máscia,
e minha mãe Helena Garcia Máscia.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Sinésio Domingues Franco, pela competente orientação e, acima de tudo, pela constante confiança, motivação e incentivo à minha formação profissional.

A Mineração Taboca, que, na pessoa de seu gerente empreendedor Josimar Pires, incentivou a formação de seus profissionais, bem como apoiou financeiramente todo este trabalho e propiciou estágio a dois alunos da Universidade Federal de Uberlândia.

A Millennium Inorganic, que, nas pessoas de Ronaldo Alcântara e Cláudio Menezes, deram seu total apoio na conclusão deste trabalho.

Ao Dr. Eduardo Albertin do Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo pela produção de ferros fundidos brancos de alto cromo e pelas sugestões e profícuas discussões desenvolvidas sobre o assunto.

Aos fornecedores de peças fundidas da Mineração Taboca, os quais entenderam o objetivo do trabalho, e, abriram suas portas, contribuindo com o fornecimento de corpos de prova, análise da composição química, bem como, discutindo e dando sugestões para redução de custo com peças fundidas na mineração, antes mesmo da conclusão deste trabalho.

Aos professores e toda equipe técnica do Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia que colaboraram sempre que foi solicitado o apoio durante o desenvolvimento deste trabalho. Em particular, desejo agradecer aos professores M.Sc. Rafael Ariza Gonçalves pelo apoio e amizade prestado durante o trabalho, e ao professor Alberto Arnaldo Raslan pelo constante incentivo.

Às funcionárias Ângela Maria da Silva e Eunice Helena Nogueira, pela dedicação, trabalho e apoio oferecido.

Aos alunos Francisco Francelino Ramos Neto, Teófilo Ferreira Barbosa Neto, Robson José de Souza e Flávio José da Silva ao grande apoio e dedicação ao trabalho, através da execução de diversas atividades laboriosas.

Ao Conselho Nacional Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela concessão das bolsas de iniciação científica a Francisco Francelino Ramos Neto, Teófilo Ferreira Barbosa Neto e Robson José de Souza.

Aos amigos do LTM da UFU, aos companheiros da Mineração Taboca e a todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram de forma decisiva para a conclusão deste trabalho.

MÁSCIA, R., 2002, "Desenvolvimento e Caracterização Tribológica de Materiais Resistentes ao Desgaste Abrasivo para a Indústria Mineradora de Cassiterita", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG

RESUMO

Durante o processo de beneficiamento da cassiterita, minério do qual extrai o estanho, são utilizados a britagem, o bombeamento e a moagem, entre outros, de um minério contendo elevados teores de óxidos altamente abrasivos, e, em especial, o óxido de silício. Os componentes destes equipamentos apresentam, por esta razão, elevadas taxas de desgaste abrasivo e erosivo, gerando altos custos com reposição das peças. Como exemplo destes, temo-se impelidores de britadores, carcaça e rotores de bombas e revestimentos de moinhos. Os ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBAC) têm sido empregados na confecção de componentes do britador e bombas, enquanto que os aço ferramentas contendo até 1%C e 12%Cr são comumente empregados em revestimentos de moinhos. Neste presente trabalho foram identificados os mecanismos de desgaste atuantes nestes componentes, com o objetivo de selecionar os ensaios de desgaste mais adequados para as ligas propostas. São apresentados também, resultados obtidos no desenvolvimento dos FFBAC contendo até 1,5%Nb e aços ferramentas com diferentes constituições e tratamentos térmicos. Para os FFBAC, o comportamento foi analisado utilizando um abrasômetro a dois corpos com lixa de SiO₂ 80 mesh; pôde-se notar que, a taxa de desgaste é fortemente influenciada pela temperatura de austenitização e de revenimento. Além disso, para as condições tribológicas adotadas, a adição ótima de Nióbio está entre 0,5 a 1,0%. O comportamento dos aços testados em ensaio de desgaste abrasivo a três corpos com areia Normal Brasileira (150 μ m) mostrou diferenças insignificantes nas taxas de desgaste. Os resultados obtidos, mostraram ainda, que no ensaio utilizado, a taxa de desgaste decresce com o aumento da pressão nominal de teste. Por fim, foi desenvolvido, projetado e construído um hidroabrasômetro para simulação do desgaste do componentes de bombas. Foram avaliadas ligas ferrosas com diferentes teores de cromo e molibdênio no estado temperado e revenido a 200°C. Para amostras com maiores teores de cromo notou-se uma maior resistência ao desgaste erosivo, e a adição de Molibdênio, eleva significativamente a resistência a esse tipo de desgaste.

PALAVRAS-CHAVE: Abrasão a dois e três corpos, ferros fundidos brancos de alto cromo, aços-ferramentas, partículas abrasivas, mecanismos de desgaste, Nióbio

MÁSCIA, R., 2002, "Development and Tribological Evaluation of Wear Resistant Materials for Cassiterite Mining Industry", M.Sc. Thesis, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

ABSTRACT

During the cassiterite ore processing, a mixture containing mainly silicon oxide, cassiterite, iron oxides and water is guided through different crushing mills and pumps in order to reduce and separate it. These operations lead to large maintenance costs due to abrasive and erosive wear. To reduce wear in this field, the high chromium white cast irons are widely used in the crushing mills and pump parts. Tool steels, such those containing up to 1 wt. percent of carbon and 12 wt. percent of chromium have been used to protect the internal surface of bar mills. This work presents a set of different analysis, which were carried out to find out, first of all, the underlying wear mechanisms and so an appropriate wear laboratory test. The wear behaviour of hammer crushing mills was analyzed using an equipment based on the two body abrasion. High chromium white cast irons containing 15 wt. percent of chromium, 2 wt. percent of molybdenum and up to 1,5 wt. percent of niobium with different microstructures were produced, as an attempt to reduce the abrasive wear. The abrasive wear rate was measured using SiO₂ as abrasive and compared with the wear rate of commonly used white cast iron for hammer mills. It has been found the abrasive wear rate increased significantly with decreasing austenitizing temperature. The tempering temperatures also may considerably change the wear behaviour. A significant reduction on the wear rate was observed on the white cast irons with a niobium percentage between 0,5 and 1,0 percent. To simulate the wear behaviour of bar crushing mills, an equipment based on the lapping principle was used. Sand with an average grain diameter of 150 µm was selected as abrasive. The results showed that using a carbon steel as a counter-body and a nominal test pressure of 0,40 MPa, the abrasive particles are embedded in the carbon steel leading to a two body configuration. On the other hand, the use of a hard counter-body made of a high chromium white cast iron may lead to much less embedding and the three-body abrasive wear configuration predominates. Although, this situation can be modified during the test as consequence of the abrasive particle fragmentation. An increase of the wear test load may accelerate this change. Using the parameters which lead to a three-body abrasive wear no significant change could be observed between the studied steels. This suggests that the chromium content may be strongly reduced, and consequently the maintenance price of this kind of mills, without a marked reduction on the wear resistance. Finally to simulate the wear behaviour of pump parts a slurry pot were designed and constructed. A suspension of sand (5 % weight) was used and the impingement velocity was

fixed at about 8 m/s. Different quenched and tempered high chromium white cast irons were tested. The wear mechanisms were analysed. The wear tests showed a positive influence of the M_7C_3 carbides and the addition of up to 1 weight percent of molybdenum considerably increased the wear resistance. Additionally, an analyses of the initial reduction of the wear rate was found to be mainly related to a reduction of the abrasive sharp cutting edges during the test.

KEYWORDS: Two and three body abrasive wear, high chromium white cast iron, tool steels, wear mechanisms, niobium

SUMÁRIO

	Página
1. Introdução.....	1
2. Desgaste Abrasivo em Peças e Componentes de Equipamentos para Moagem e Britagem da Cassiterita.....	8
2.1. Introdução.....	8
2.2. Revisão Bibliográfica.....	9
2.2.1. Mecanismos de Desgastes.....	12
2.2.2. Desgaste Abrasivo.....	14
2.2.3. Efeito da Microestrutura sobre o Desgaste Abrasivo.....	20
2.3. Procedimentos Experimentais.....	27
2.3.1. Descrição do Processo de Extração e Beneficiamento da Cassiterita.....	27
2.3.2. Cassiterita.....	36
2.4. Resultados e Discussões.....	40
2.5. Conclusões Parciais.....	48
3. Desenvolvimento de Ligas para Alguns Componentes Empregados na Extração de Cassiterita.....	50
3.1. Introdução.....	50
3.2. Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo.....	51
3.2.1. Efeitos da Adição de Cromo nos Ferros Fundidos Brancos	52
3.2.2. Diagrama de Fe-Cr-C.....	52
3.2.3. Tratamentos Térmicos e Comportamento Tribológico.....	54
3.2.4. Efeitos de Adição de outros Elementos de Liga	57
3.3. Procedimentos Experimentais.....	58
3.3.1. Ferros Fundidos Brancos.....	58
3.3.2. Aços-Ferramenta.....	61
3.4. Resultados e Discussão.....	63
3.4.1. Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo.....	63
3.4.2. Aços para Revestimentos de Moinhos de Barras.....	73
3.5. Conclusões Parciais.....	74
4. Desgaste Abrasivo a Dois Corpos.....	77

4.1. Introdução.....	77
4.2. Procedimentos Experimentais.....	77
4.2.1. Procedimentos Relativos ao Ensaio.....	79
4.2.2. Parâmetros de Teste.....	80
4.2.3. Fórmulas Utilizadas.....	81
4.3. Resultados e Discussões.....	81
4.3.1. Desempenho em Laboratório.....	81
4.3.2. Ensaíos de Campo.....	90
4.4. Conclusões Parciais.....	91
5. Desgaste Abrasivo Três Corpos.....	93
5.1. Introdução.....	93
5.2. Procedimentos Experimentais.....	94
5.3. Resultados e Discussão.....	96
5.3.1. Contra-corpo - Aço ABNT 1045.....	96
5.3.2. Contra-corpo - Ferro Fundido Branco de Alto Cromo.....	100
5.3.3. Resultados de. Campo.....	110
5.4. Conclusões Parciais.....	109
6. Avaliação da Resistência ao Desgaste Erosivo em Sistemas de Bombeamento de Lama Contendo Cassiterita.....	112
6.1. Introdução.....	112
6.2. Procedimentos Experimentais.....	112
6.2.1. Materiais.....	113
6.2.2 – Ensaíos de Hidroabrasão.....	115
6.3. Resultados e Discussão.....	116
6.4. Conclusões Parciais.....	121
7. Conclusões Finais.....	123
8. Sugestões para Trabalhos Futuros.....	128
9. Referência Bibliográfica.....	129
10. Anexos.....	136

SIMBOLOGIA

γ	Austenita;
β	Comprimento percorrido pela amostra (m);
ϕ	Diâmetro (mm);
ΔM	Perda de massa da amostra em gramas (g);
Δm	Perda de massa (kg);
Δt	Intervalo de medição (min);
2C	Desgaste abrasivo a dois corpos;
3C	Desgaste abrasivo a três corpos;
A	Área da seção transversal das amostras (m ²);
Ab	Abrasivo;
ALT	Liga alternativa;
D	Distância entre o corpo e o contracorpo em um tribosistema;
D.P.	Desvio padrão;
d_A	Diâmetro médio dos abrasivos;
DT	Descanso da ferramenta por avanço;
FFBAC	Ferro Fundido Branco de Alto Cromo.
H	Altura (mm);
H	Dureza;
HP	Partículas duras;
HV	Dureza Vickers;
K_{IC}	Tenacidade a fratura;
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura ou Microscopia Eletrônica de Varredura;
MO	Microscópio óptico;
P	Carga aplicada sobre as amostras (N);
PIB	Produto Interno Bruto;
PVC	Porcentagem Volumétrica de Carbonetos;
R	Raio da amostra na superfície de ensaio;
T_{IC}	Tenacidade à fratura no modo I
TD	Taxa de Desgaste (kg/m ² .N.min);
Ton.	Tensão para acabamento fino (V);
Ts	Corrente (A);
W	Taxa de desgaste;
W^{-1}	Resistência ao desgaste;
$Z_{máx.}$	Profundidade máxima de corte;

LISTA DE FIGURAS

	Página
Figura 1.1 : Mecanismos de falhas.	1
Figura 2.1 : Representação dos elementos de um tribosistema. (Zum Gahr, 1987).	10
Figura 2.2 : Configurações mecânicas do processo abrasivo.	10
Figura 2.3 : Representação esquemática dos diferentes mecanismos de desgaste – (a) abrasão, (b) adesão, (c) fadiga de contato e (d) reação triboquímica (Zum Gahr,1987).	13
Figura 2.4 : Diagrama dos possíveis mecanismos de desgaste mediante a atuação de solicitações de natureza tribológica, segundo (Czichos,1992).	13
Figura 2.5 : Principais parâmetros tribológicos associados ao desgaste abrasivo (Zum Gahr,1987).	14
Figura 2.6 : Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de materiais. (Zum Gahr,1987) e modificado por Franco (1989).	15
Figura 2.7 : Relação de microcorte e microsulcamento como função do ângulo de ataque do abrasivo. (Zum Gahr,1987).	16
Figura 2.8 : Representação esquemática do efeito da dureza do abrasivo sobre a taxa de desgaste abrasivo (M1-material 1, M2-material 2 e HP-partícula dura).	17
Figura 2.9 : Relação entre tenacidade à fratura e resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais metálicos e cerâmicos (teste pino sobre disco, $p=0,71$ MPa, 220 mesh, Al_2O_3 , (a) resultados experimentais, (b) representação esquemática (Zum Gahr,1987).	19
Figura 2.10 : Representação esquemática do tamanho relativo dos eventos com os microconstituintes. a)eventos menores que os micro constituintes; b)eventos iguais ou superiores aos microconstituintes, Franco (1989). Ab-abrasivo e HP-partícula dura.	19

- Figura 2.11** : Representação esquemática dos diferentes parâmetros que influenciam na microestrutura dos materiais.(Zum Gahr, 1987). 20
- Figura 2.12:** Efeitos da porcentagem volumétrica de carbonetos do tipo M_7C_3 e da microestrutura da matriz (martensítica ou austenítica) no desgaste abrasivo de FFBC com adições de molibdênio, (a) ensaio pino-sobre-disco (granada, 150 mesh) , e (b) ensaio roda-de-borracha, Zum Gahr (1987). 23
- Figura 2.13:** Perda por desgaste abrasivo num teste de pino sobre disco (III) de um ferro fundido branco predominantemente austenítico contendo 30%de volume de carbonetos M_7C_3 em função do tamanho dos carbonetos. 24
- Figura 2.14:** Espaçamento dos carbonetos eutéticos em função da porcentagem de cromo, Matsubara (1981). 24
- Figura 2.15:** Representação esquemática das interações entre o deslizamento de partículas abrasivas duras e macias e os carbonetos, Zum Gahr (1987). 25
- Figura 2.16:** Fluxograma de processo do beneficiamento da cassiterita em lavra a céu aberto. 28
- Figura 2.17:** Bombas utilizadas na movimentação da polpa contendo água e minério, (a) vista geral, (b) rotor de bomba modelo 25MG, (c) voluta e rotor, modelo 10" x 8" e (d) rotor modelo 25MG danificado. 29
- Figura 2.18:** Britador Canica estudado (a) vista geral, (b) e (c) impelidores e bigornas novos e (d) impelidores desgastados. 30
- Figura 2.19:** Moinho de barras (a) vista geral, (b) parte interna do moinho (placas e barras), (c)placas desgastadas e (d)instalações de novos moinhos. 31
- Figura 2.20** : Ferramenta para retirada dos corpos de prova. 32
- Figura 2.21:** Microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizado. 34
- Figura2.22:** Espectômetro de absorção atômica utilizado na determinação da composição química das ligas ferrosas. 34
- Figura 2.23** : Amostra 01- material na entrada do hopper. 36
- Figura 2.24** : Amostra 02 – material da entrada da BP-21 (modelo 25MG). 37
- Figura 2.25** : Amostra 03 – material na entrada do britador Canica. 37
- Figura 2.26:** Amostra 04 – material da saída do britador Canica. 37

- Figura 2.27:** Amostra 05 – material da entrada da BP-03 e 04. 38
- Figura 2.28:** Amostra 06 – material da saída da BP-03 e 04 e entrada da BP-13. 38
- Figura 2.29:** Amostra 07 – material da entrada do moinho de barra. 38
- Figura 2.30:** Amostra 08 – material da saída do moinho de barras. 39
- Figura 2.31:** Amostra 09 – da entrada da BP-11 (joga material para as espirais concentradoras). 39
- Figura 2.32:** Amostra 10 – material da saída do rejeito dos jigues. 39
- Figura 2.33:** Amostra 11 – material da entrada da BP-197 (rejeito das espirais concentradoras). 40
- Figura 2.34 :** Aspecto micrográfico da peça 01 (voluta 6"x 4"), (a) vista geral e (b) detalhes. 42
- Figura 2.35 :** Microestrutura da peça 02 (voluta 10"x 8"), (a) vista geral e (b) detalhes mostrando a precipitação de carbonetos na matriz. 42
- Figura 2.36 :** Micrografia da peça 03 (rotor 10"x 8"), (a) vista geral e (b) detalhes. 42
- Figura 2.37 :** Peça 04 (voluta da bomba 25MG), (a)vista geral e (b)detalhes. 43
- Figura 2.38 :** Aspectos micrográficos da peça 05 (impelidor), (a) vista geral e (b) detalhes. 43
- Figura 2.39:** Aspecto metalográfico da peça 06 (revest. de moinho de barras), (a) vista geral e (b) detalhes mostrando o aspecto acicular da martensita. 43
- Figura 2.40 :** Aspectos metalográfico representativo da peça 07 (impelidor na versão original em termos de composição química), (a) vista geral e (b) detalhes. 44
- Figura 2.41:** Superfície da peça 01 (voluta 6" x 4"), mostrando, basicamente, riscos e sulcos gerado durante o bombeamento da polpa de cassiterita + água, MEV. 45
- Figura 2.42:** Superfície típicas das peças, (a) peça 02 - 300X (voluta 10" x 8"), e (b) da peça 03 – 500X (rotor 10"x 8"). 46

- Figura 2.43:** Micrografias representativas dos mecanismos de desgaste da voluta 25MG (peça 04), (a) vista geral-100X e (b) detalhes-500X. 46
- Figura 2.44:** Superfície do impelidor 01 (fornecedor A) - 300X. 47
- Figura 2.45:** Mecanismos de desgaste em revestimento de moinho de barras utilizado na moagem de cassiterita (peça 05), (a) e (b) vistas gerais e (c) imagem de elétrons retro-espalhados de (a) mostrando regiões com a presença de minério embutido (regiões mais escuras). 48
- Figura 3.1:** Diagrama Fe-Cr-C segundo Jackson (1970), onde K_1 representa o carboneto $(Cr,Fe)_{23}C_6$, K_2 o $(Cr,Fe)_7C_3$ e K_c o $(Cr,Fe)_3C$. 53
- Figura 3.2:** Superfície "Liquidus" do diagrama Fe-Cr-C segundo Chico et al. (1982) e Jackson (1970). 53
- Figura 3.3:** Relação entre temperatura de austenitização, austenita retida contida e dureza após o resfriamento no ferro fundido branco alto cromo Maratray e Poulalion (1982). 55
- Figura 3.4 :** Tratamentos térmicos realizados nas ligas MB1 e MB2 propostas para teste. 62
- Figura 3.5:** Aspecto microestrutural da liga 15Cr2Mo desestabilizada a 950°C, após a têmpera, a) vista geral e b) detalhes. 63
- Figura 3.6:** Microestrutura da liga 15Cr2Mo0,5Nb após a têmpera a partir de 950°C. 64
- Figura 3.7:** Aspecto microestrutural da liga 15Cr2Mo1Nb após a têmpera, desestabilizada a 950°C. 64
- Figura 3.8:** Microestrutura da liga 15Cr2Mo1,5Nb após a têmpera a partir de 950°C, (a) imagem de elétrons secundários e (b) imagem de elétrons retro-espalhados evidenciando carbonetos do tipo NbC e Mo₂C. 65
- Figura 3.9:** Aspecto microestrutural da liga 15Cr1Mo1Nb (alternativa) após a têmpera a partir de 950°C, (a) vista geral e (b) detalhe mostrando células eutéticas contendo M₇C₃ e NbC. 65
- Figura 3.10 :** Fração volumétrica de carbonetos das ligas de ferro fundido branco de alto cromo estudadas. 66

Figura 3.11: Efeito das temperaturas de desestabilização e de revenimento sobre a dureza das ligas, (a) 15Cr2Mo, (b) 15Cr2Mo0,5Nb, (c) 15Cr2Mo1Nb, (d) 15Cr2Mo1,5 Nb e (e) 15Cr1Mo1Nb. 67

Figura 3.12: Aspecto da microestrutura da liga 20Cr1Mo, temperada e revenida, usada como referência para os ensaios de desgaste abrasivo, fornecedor C (bombas e rotores). 69

Figura 3.13: Microestrutura da liga ASTM 532 IID com 0% Mo, usada na confecção de impelidores, (a)vista geral e (b)detalhes, fornecedor "A". 70

Figura 3.14: Aspecto da microestrutura da liga ASTM 532 IID com 1% de Molibdênio, usada na confecção de impelidores, (a)vista geral e (b)detalhes, fornecedor "A". 70

Figura 3.15: Microestrutura desenvolvida na liga ASTM 532 IID com 1% Mo, usada na confecção de impelidores, (a) vista geral e (b) detalhes, fornecedor "B". 71

Figura 3.16: Aspecto microestrutural da liga MB1 no estado bruto de fusão, mostrando a formação perlítica com carbonetos nos contornos de grão da antiga austenita. 73

Figura 3.17: Efeito da temperatura de revenido na dureza das Ligas MB1 e MB2 austenitizadas a 960°C. 76

Figura 4.1 : Acessório para lixamento da amostras. 78

Figura 4.2 : Abrasômetro a dois corpos utilizado nos ensaios. 79

Figura 4.3 : Lixa de óxido de silício utilizado nos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos (MEV) (importadas da Wanfrieder Schmirgelwerk, Alemanha). 80

Figura 4.4: Influência das temperaturas de revenimento e de austenitização na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos, (a) 15Cr2Mo, (b) 15Cr2Mo0,5Nb, (c) 15Cr2Mo1Nb, (d) 15Cr2Mo1,5 Nb e (e) 15Cr1Mo1Nb. 82

Figura 4.5 : Influência do teor de nióbio e da temperatura de desestabilização da austenita (■ - 950 °C e □ - 1050 °C) na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos das ligas no estado, (a) temperado, (b) revenido a 200 °C, (c) revenido a 300°C, (d) revenido a 400 °C, (e) revenido a 500 °C e (f) efeito da temperatura de austenitização na taxa de desgaste. 83

Figura 4.6 : Superfície de desgaste da liga 15Cr2Mo no estado temperado, (a) desestabilizada a 950 °C, (b) a 1050 °C e (c) detalhe de (b). **85**

Figura 4.7 : Aspectos superficiais típicos da liga 15Cr2Mo após, (a) têmpera a 950 °C, (b) têmpera a 950 °C e revenimento a 500 °C e (c) têmpera a 1050 °C e revenimento a 500 °C. **87**

Figura 4.8 : Aspecto típico da superfície da liga 15Cr2Mo1,5Nb temperada a 1050 °C, (a) sem revenimento e (b) revenida a 500 °C. **88**

Figura 4.9: Aspecto típico da superfície da liga 15Cr1Mo1Ni (liga alternativa) temperada a 1.050 °C. **88**

Figura 4.10 : Efeito da pressão nominal de teste e da temperatura de revenimento na taxa de desgaste abrasivo da liga 15Cr2Mo0,5Nb. **89**

Figura 4.11 : Ensaio 2C dos fornecedores "A" (20Cr1Mo), "B" (20Cr1Mo) e liga proposta (15Cr2Mo0,5Nb). **91**

Figura 5.1: Representação esquemática da configuração de desgaste abrasivo a três corpos, (a) esquema geral e (b) dimensões do alvéolo de contenção das amostras (c) vista tridimensional do alvéolo. (01:furo para posicionamento das amostras). **98**

Figura 5.2: Vista geral do abrasômetro: 01) bomba de fluido; 02) calha de contenção do fluido; 03) disco; 04) distribuidor de fluido; 05) sistema de sustentação das amostras. **99**

Figura 5.3: Mapeamento da dureza do disco de ferro fundido branco de alto Cromo, (a) localização dos ensaios realizados e (b) valores de dureza medidos (média = 751±21HV30). **99**

Figura 5.4: Evolução da taxa de desgaste abrasivo a três corpos da liga MB1 e MB2 revenidas a 200 °C utilizando um contracorpo de aço ABNT 1045, pressão nominal de teste de 0,40 MPa. **100**

Figura 5.5: Efeito da temperatura de revenimento na taxa de desgaste abrasivo a três corpos dos aços MB1 e MB2 austenitizados a 960 °C, contra-corpo em aço ABNT 1045, pressão nominal de 0,40 MPa. **101**

Figura 5.6: Taxa de desgaste abrasivo a três corpos para amostras de materiais na condição de trabalho (revenido a 200 °C), contra-corpo de aço ABNT 1045, pressão nominal de 0,40 MPa. **101**

Figura 5.7: Superfície de desgaste típica após os ensaios de desgaste abrasivo a três corpos com disco de aço ABNT 1045, pressão nominal de 0,40 MPa, a) Liga A e b) liga B. 102

Figura 5.8: Evolução da taxa de desgaste em função do tempo de teste, (a) MB1 temperada, (b) MB1 revenida a 200 °C, (c) MB2 revenida a 200 °C, (d) MB2 revenida a 400 °C e (e) MB1 temperada, contra-corpo em ferro fundido branco de alto cromo. 104

Figura 5.9: Evolução da taxa de desgaste em função do tempo de teste, (a) liga "B" e (b) liga "A", ambas revenidas a 200°C, contra-corpo de ferro fundido branco e pressão nominal de 0,05 MPa. 105

Figura 5.10: Evolução dos mecanismos de desgaste abrasivo em uma mesma amostra da liga MB2 temperada a partir de 960 °C e revenida a 400 °C, (a) após 10, (b) 20, (c) 30, (d) 40, (e) 50 e (f) 60 minutos de teste. Pressão nominal de 0,08 MPa. 106

Figura 5.11: Vista geral da amostra de MB2 a após, (a) 10 e (b) 60 minutos de teste. 107

Figura 5.12: Evolução da taxa de desgaste para três níveis de carga com contra-corpo em ASTM 532 III A, amostra de MB1 temperada. 107

Figura 5.13: Representação esquemática dos efeitos da pressão nominal de teste sobre os eventos de desgaste, a) menores pressões resultam numa maior espessura da camada de abrasivo na interface e b) maiores pressões impedem a entrada dos grãos abrasivos de maior diâmetro. 108

Figura 5.14: Efeito da temperatura de revenimento na taxa de desgaste abrasivo a três corpos, MB1 e MB2 austenitizadas a 960 °C, contra-corpo de ferro fundido branco e pressão de 0,05 MPa. 108

Figura 5.15: Taxa de desgaste abrasivo a três corpos para amostras de materiais na condição de trabalho (revenido a 200 °C), contra-corpo de ferro fundido branco de alto Cromo, pressão nominal de 0,05 MPa. 109

Figura 5.16: Taxa de desgaste abrasivo a três corpos para amostras de materiais na condição de trabalho (revenido a 200 °C), contra-corpo de ferro fundido branco de alto Cromo, pressão de 0,40 MPa. 110

Figura 6.1: Caracterização do desgaste em sistemas de bombeamento de água e minério contendo cassiterita, a) rotor e b) voluta após o uso, e c) e d) superfícies de desgaste, respectivamente. 114

Figura 6.2 : Microestrutura típica das ligas estudadas, a) Liga L5, b) detalhe de a) mostrando carbonetos eutéticos de M_7C_3 e c) Liga L3. 115

Figura 6.3 : Hidroabrasômetro construído, (a) 01- motor, 02 - mancal, 03 - bucha, 04 - porta amostra, 05 - amostra, 06 - cuba de refrigeração, 07 - cuba de abrasivo e (b) dimensões da amostra. 116

Figura 6.4 : Efeito da rugosidade inicial das amostras nos ensaios preliminares: (a) pré-teste com amostra usinada e (b) rugosidade comparativa da amostra antes e depois da retífica. 117

Figura 6.5 : Evolução da taxa de desgaste para as diferentes ligas estudadas. 118

Figura 6.6 : Mudança geométrica do abrasivo, (a) antes do ensaio – abrasivo pontiagudo e (b) depois do ensaio – abrasivo com arestas arredondadas. 118

Figura 6.7 : Distribuição normal do diâmetro médio do abrasivo utilizado. 119

Figura 6.8 : Superfície desgastada, a) amostra L5 com ângulo incidência do abrasivo de 90° , b) amostra L5 com ângulo de incidência de 60° , c) amostra L3 com ângulo incidência do abrasivo de 90° , d) amostra L3 com ângulo de incidência de 60° , MEV. 121

Figura 6.9 : Aspecto topográfico típico das amostras ensaiadas. a) amostra L5 sob incidência de 90° , b) amostra de L5 sob incidência de 60° , c) amostra L3 sob incidência de 90° e d) amostra L3 sob incidência de 60° . 122

LISTA DE TABELAS

Página

Tabela 1.1 : Composições químicas dos ferros fundidos branco de alto cromo segundo a ASTM A 532.	4
Tabela 2.1 : Composição da Cassiterita extraída pela Mineração Taboca em Pitanga/AM e as durezas encontradas na literatura técnica para esses óxidos.	9
Tabela 2.2 - Parâmetros de corte utilizados na obtenção de amostras via eletroerosão.	32
Tabela 2.3 : Análise da Granulometria das Amostras ao longo do processo produtivo da Mineração Taboca, usando o Processo de Peneiramento.	35
Tabela 2.4 : Composição da Cassiterita extraída pela Mineração Taboca em Pitanga/AM e durezas dos óxidos que a compõe.	36
Tabela 2.5 : Composição química e dureza de rotores, volutas, impelidores e revestimentos aplicados na mineração de Cassiterita (% peso).	41
Tabela 3.1 : Composição química da liga referência G-X290 CrMoNi16 2 1, (% em peso) Phol et al, 1997.	59
Tabela 3.2 : Composição química da liga "mãe" utilizada na produção dos ferros fundidos brancos com diferentes teores de Nióbio, (% em peso).	59
Tabela 3.3 : Composição química das ligas de ferro fundido branco de alto cromo (% em peso).	60
Tabela 3.4 : Composição química das ligas de aços-ferramenta estudadas (% em peso).	62
Tabela 3.5 : Dureza das amostras das ligas propostas de ferro fundido branco e de fornecedores de impelidores e bombas.	68
Tabela 3.6 : Valores de dureza medidos em amostras de impelidores e rotores de alguns fornecedores da Mineração Taboca.	69
Tabela 3.7 : Dureza das amostras das ligas de aço propostas e de revestimentos de moinho dos fornecedores da Mineração Taboca.	76
Tabela 4.1 : Composição química das peças de impelidores, do britador Canica, testadas em campo (porcentagem em peso).	90
Tabela 5.1 : Composição química dos materiais testados (% em peso).	95
Tabela 5.2 : Características do óleo utilizado no transporte das partículas abrasivas (Lap-Oil C).	99
Tabela 6.1 : Composição química e dureza das amostras testadas (% em peso).	113
Tabela 6.2 : Caracterização dos abrasivos.	118

1. Introdução

Atrito, desgaste e lubrificação são fenômenos tão antigos quanto o ser humano. Já na pré-história o atrito de uma madeira sobre outra era usada para gerar o fogo. Ainda, na época mesolítica e nas civilizações egípcias, os mancais de portas fabricados em madeira ou em pedra e registro de perfurações em rochas, bem como veículos de roda para transporte de cargas pesadas são alguns exemplos de sistemas envolvendo atrito, desgaste e lubrificação. Já Leonardo Da Vinci (1452 – 1519) mediu a força de atrito de um corpo deslizando sobre um plano horizontal e inclinado, dando grande contribuição aos fenômenos de atrito e desgaste. Cientistas como Amontons (1663 – 1705), Coulomb (1736 – 1806), Euler (1707 – 1783), Reynolds (1842 – 1919) e Philip (1903 – 1968) entre muitos outros também contribuíram para o desenvolvimento histórico da **atrito, lubrificação e desgaste**. (Zum Gahr, 1987).

Hoje a ciência e tecnologia que trata dos complexos problemas envolvendo atrito, lubrificação e desgaste é a **TRIBOLOGIA** (do grego TRIBUS: friccionar). Criada em 1966 foi definida como o estudo das superfícies que interagem através do movimento relativo (Jost, 1975).

As falhas de um componente ou estrutura podem ocorrer devido aos mecanismos de falhas indicados na **figura 1.1**.

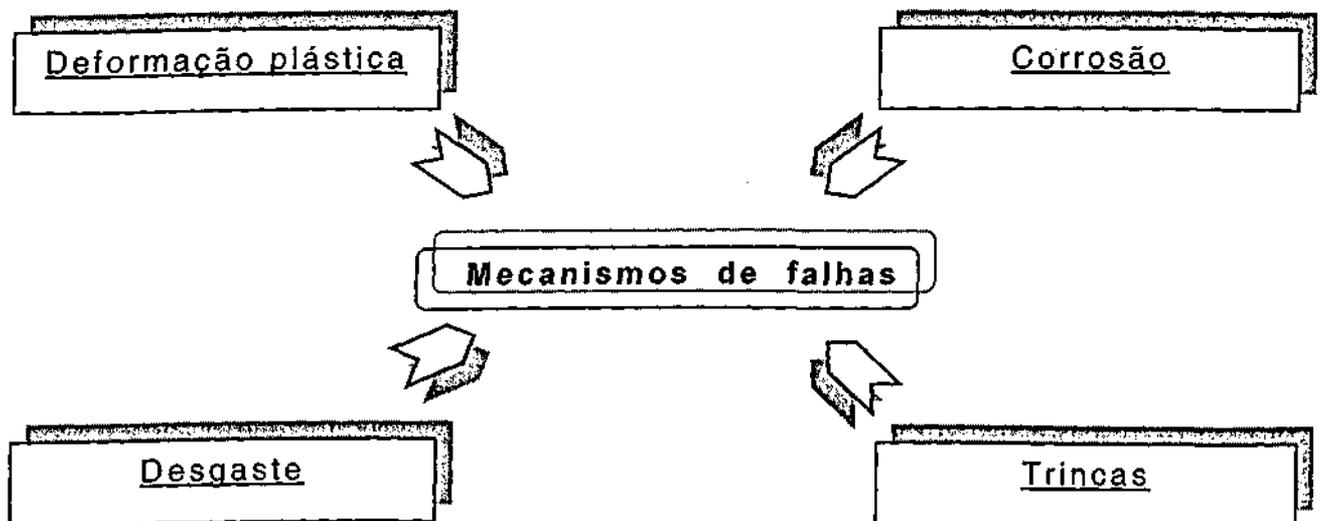


Figura 1.1: Mecanismos de falhas.

O desgaste é definido como a perda progressiva de matéria da superfície de um corpo como consequência do movimento relativo de um segundo corpo sobre o primeiro; como por exemplo tem-se os eixos, pistões, cilindros, engrenagens e peças semelhantes em máquinas, bem como bombas, peças de britadores e moinhos na indústria de mineração. Estatísticas realizadas em países desenvolvidos indicam uma perda de 5% no Produto Interno Bruto (PIB) através do **desgaste** (Czichos,1992).

Entretanto, a falta de uma compreensão precisa dos efeitos das propriedades físicas, mecânicas e superficiais dos materiais no desgaste, associado à multiplicidade de fatores que intervêm no processo, não permitem o estabelecimento de relações universais nesta área. De modo que, o empirismo criterioso é fundamental para o estudo dos diversos tipos de desgastes (Mathia,1982).

Quatro mecanismos básicos de desgaste, ou alguma combinação deles, estão envolvidos num processo de desgaste em um sistema tribológico: de acordo com a frequência de ocorrência destacam-se (Eyre,1981):

- Abrasão (50%);
- Adesão(15%);
- Reação triboquímica(8%) e
- Fadiga de contato(5%).

Nas indústrias mineradoras, onde prevalece o desgaste abrasivo nos componentes metálicos dos equipamentos, tem-se aplicado largamente os ferros fundidos brancos de alto cromo. Como exemplo de componentes citam-se: rotores e carcaça de bombas, impelidores e bigornas de britadores, placas de revestimento em calhas de polpa abrasiva, entre outros.

O consumo anual destes componentes é bastante expressivo, influenciando na composição do custo do produto final. Na Mineração Taboca/AM, em 1998, esse valor atingiu a cifra de US\$ 1.156.071 (7,5% do consumo de materiais da mineração) distribuídos nos diversos equipamentos da seguinte forma:

• Bombas (rotor, voluta, revestimento)....US\$	514.069/ano	- 44,5%
• Britador Canica (impelidores, bigorna)...US\$	253.167/ano	- 21,9%
• Moinho de Barras (revestimento).....US\$	108.356/ano	- 9,4%
Subtotal	US\$ 875.592/ano	- 75,8%
• Outros (ponta de dente de escavadeira, chapa de desgaste, bola de moinho, dente de draga, mandíbula de britadores entre outros componentes de desgaste).....US\$	280.479/ano	- 24,2%

Estes gastos verificados com peças de reposição ocorre devido ao fato desses componentes estarem diretamente em contato com uma polpa de minério, que contém óxidos de elevada dureza.

A estes custos diretos somam-se os custos indiretos, tais como: perda de produção no processo produtivo, mão-de-obra e equipamentos para troca das peças desgastadas, dentre outros; ou seja, os gastos são bem maiores que os já relacionados acima.

Os ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBAC) aparecem como representantes de uma classe de materiais altamente resistente à abrasão e com uma boa relação custo/benefício nas minerações e indústrias mineradoras; porém, o desenvolvimento destas ligas de ferro fundido branco é mais rápido e econômico em laboratório, quando comparados aos testes de campo (Zum Gahr, 1987). Só para exemplificar, os testes de campo em mineração de cassiterita ao norte do país (Mineração Taboca/AM) podem variar desde 6 meses (peças de bombas) até 12 meses (revestimento de moinhos), considerando desde a aquisição até a retirada da peça desgastada.

O desempenho destes componentes de desgaste pode ser otimizado adequando-se as suas propriedades às condições tribológicas impostas durante o seu uso. Estas propriedades são decorrentes da microestrutura, que por sua vez está intimamente relacionada com a composição química, com os processos de fundição e com o tratamento térmico da peça.

Tabrett (1996) estudou o efeito da microestrutura no desgaste de ligas de ferro fundido branco alto cromo e observou que a "performance" desta liga é função, não somente da microestrutura do material, mas

também da combinação dos mecanismos de desgaste atuantes no tribosistema (abrasão, corrosão, etc.).

Os ferros fundidos branco de alto cromo são ligas Fe-Cr-C com carbono variando normalmente de 1,5% a 4,0%, o cromo de 11% a 30%, e outros elementos, tais como: silício, manganês, fósforo e enxofre. Elementos como manganês, molibdênio, cobre e níquel são adicionados para atender requisitos específicos, principalmente de temperabilidade (Albertin,1991). As composições indicadas na **tabela 1.1** são as especificadas pela norma ASTM A 532 (Anual Book of ASTM Standards, 1987) e de larga aplicação na indústria mineradora, e em especial, na exploração da cassiterita.

Tabela 1.1: Composições químicas dos ferros fundidos brancos de alto cromo segundo a ASTM A 532/A 532M – 87, pp294-296, 1987.

Classe	Tipo	Designação	% C	% Mn	% Si	% Ni	% Cr	% Mo
I	A	Ni-Cr-Hc	2,8-3,6	máx.2,0	máx.0,8	3,3-5,0	1,4-4,0	máx.1,0
I	B	Ni-Cr-Lc	2,4-3,0	máx.2,0	máx.0,8	3,3-5,0	1,4-4,0	máx.1,0
I	C	Ni-Cr-GB	2,5-3,7	máx.2,0	máx.0,8	máx.4,0	1,0-2,5	máx.1,0
I	D	Ni-HiCr	2,5-3,6	máx.2,0	máx.2,0	4,5-7,0	7,0-11	máx.1,0
II	A	12% Cr	2,0-3,3	máx.2,0	máx.1,5	máx.2,5	11-14	máx.3,0
II	B	15%Cr-Mo	2,0-3,3	máx.2,0	máx.1,5	máx.2,5	14-18	máx.3,0
II	D	20%Cr-Mo	2,0-3,3	máx.2,0	1,0-2,2	máx.2,5	18-23	máx.3,0
III	A	25% Cr	2,0-3,3	máx.2,0	máx.1,5	máx.2,5	23-30	máx.3,0

Os ferros fundidos brancos de alto cromo são constituídos de uma parte denominada matriz, que apresenta composições e microestruturas de aço e de uma porção não metálica, denominada carboneto. Nos ferros fundidos brancos de alto cromo, os carbonetos são predominantemente do tipo M_7C_3 , onde boa parte dos átomos de "M" são compostos por Cromo. Zum Gahr (1987) sugere que a resistência à abrasão pode sofrer influência do tamanho e da distribuição dos carbonetos M_7C_3 . Esse autor estudou também a influência da estrutura da matriz e do volume de carbonetos na abrasão em ligas pertencentes ao sistema Fe-Cr-C-Mo. De Mello (1983) considerou ainda, alguns fatores adicionais como tamanho, forma e espaçamento entre carbonetos.

A matriz metálica dos ferros fundidos brancos de alto cromo possuem durezas entre 300 e 1100 Vickers, dependendo da microestrutura e composição química, enquanto que os carbonetos M_7C_3 possuem dureza entre 1300 e 1800 Vickers, dependendo da composição química e orientação cristalina (Albertin,1991). Os carbonetos que se originam na solidificação (M_7C_3) podem ser eutéticos ou primários (maiores e hexagonais), diferenciando-se daqueles que se originam de tratamento térmico, usualmente chamados de carbonetos secundários (menores). Pode-se variar a quantidade dos carbonetos através da composição química.

A matriz pode apresentar variadas microestruturas como resultado da sua composição química. Numa escala crescente de durezas, pode-se ter matriz de: ferrita mais carbonetos esferoidizados, perlita, martensita revenida e martensita não revenida. Além disso, pode-se ter desde residuais de 10% a 30% de austenita em matrizes martensíticas até matrizes totalmente austeníticas. Todas matrizes podem ainda ser encruadas resultando em aumento de dureza. A matriz pode ser variada em quantidade, sendo o principal fator para isso a composição química, enquanto que a variação nas propriedades depende dos tratamentos térmicos e da própria composição química.

Sare (1995) estudou o efeito do tratamento térmico em ligas de ferro fundido branco na resistência à abrasão. Ele verificou, que a taxa de desgaste é função da temperatura e tempo de desestabilização da austenita, bem como do tratamento térmico subcrítico

Os principais fatores que se destacam na propriedade dos ferros fundidos branco de alto cromo são (Maratray,1991) :

- A elevada dureza do carboneto M_7C_3 , que pode contribuir para o aumento da resistência à abrasão. Neste caso, a matriz tem papel fundamental, qual seja, de prover suficiente suporte mecânico aos carbonetos, evitando assim, sua quebra, deformação e divisão;
- Possibilidade de se obter estrutura martensítica em seções espessas;
- O custo relativamente baixo do cromo como elemento de liga;

- A estrutura da matriz fundida pode ser alterada através de processos térmicos como a desestabilização da austenita e de tratamento térmico subcrítico;

Apesar da crescente viabilidade da utilização comercial das ligas de alto cromo, as informações tecnológicas e científicas encontradas são muito poucas, principalmente quanto ao efeito da adição de outros elementos (De Mello, 1983).

Dado o fato de que o desgaste é uma propriedade do sistema, este trabalho tem como objetivo avaliar melhor o efeito do tratamento térmico no desgaste abrasivo a dois corpos de ferros fundidos brancos 15Cr2Mo contendo até 1,5% de nióbio, e também no desgaste abrasivo a três corpos em aços fundidos contendo cromo e manganês. Para isto foram confeccionados corpos de prova variando os elementos, nióbio para o ferro fundido branco e cromo/manganês para o aço, os quais foram submetidos a diferentes temperaturas de desestabilização da austenita (variando de 880°C à 1050°C durante 2 h) e, posteriormente, submetidos ao tratamento térmico subcrítico (variando de 200°C à 500°C durante 2 h).

No capítulo 2 são apresentados, além da revisão bibliográfica, os procedimentos experimentais, bem como características do minério de cassiterita, os equipamentos e as técnicas utilizadas e os mecanismos de desgaste dos componentes.

O desenvolvimento de ligas para alguns componentes empregados na extração de cassiterita é apresentado no capítulo 3 juntamente com os tratamentos térmicos aplicados.

Já no capítulo 4 é detalhado o desgaste abrasivo a dois corpos, descrevendo os procedimentos experimentais e o desempenho das ligas em laboratório.

No capítulo 5 é apresentado o desgaste abrasivo a três corpos descrevendo também os procedimentos e desempenho das ligas utilizadas no trabalho.

No capítulo 6 são apresentados o desenvolvimento, a construção e aplicação de um equipamento para simular o desgaste em peças rotativas, como o rotor de bomba. Além disso, os procedimentos experimentais e resultados obtidos são apresentados.

Cada capítulo possui seus resultados, discussões e conclusões parciais. O capítulo 7 é dedicado à conclusão geral do trabalho e sugestões para desenvolvimento futuros.

As referências bibliográficas encontram-se no capítulo 8. Nos anexos são apresentados os primeiros resultados relativos à redução de custos gerados com o desenvolvimento do presente trabalho.

2. Desgaste Abrasivo em Peças e Componentes de Equipamentos para Moagem e Britagem da Cassiterita

2.1. Introdução:

Falhas devido ao desgaste abrasivo representam um dos maiores problemas nas operações das minerações, isto porque os minérios são altamente abrasivos, sendo que a perda por desgaste pode ser severo para tratamento de sólidos volumosos (Xu,1993). Na indústria mineradora de cassiterita, cujo produto final é o estanho, utiliza-se em seu processo a via úmida (minério + água) e a gravimetria para classificação do minério. Na fase de pré-concentração do minério, os principais equipamentos utilizados na extração da cassiterita são os seguintes (ver Anexo 01 – Equipamentos Utilizados na Extração de Cassiterita – Taboca):

- Escavadeiras e dragas;
- Grelhas fixas e vibratórias;
- Alimentadores de sapatas;
- Britadores de mandíbula e giratório;
- Peneiras estáticas e giratórias;
- Transportadores de correia e calhas;
- Bombas de polpa e água;
- Jigues, espirais concentradoras e hidrociclones;
- Moinho de barra;

A cassiterita, é encontrado na natureza em teores relativamente baixos. No Brasil esse minério é, em sua maioria, explorado na mina de Pitinga/AM (300km ao norte de Manaus) com teores da ordem de 3% de óxido de estanho (SnO_2). O restante do minério é constituído basicamente de areia ou óxido de silício ($\approx 77\%$), hematita ou óxido de ferro ($\approx 5\%$), e outros em menores teores (tabela 2.1). Em função das elevadas durezas desses óxidos (da ordem de 1.000HV) a Mineração Taboca possui um consumo anual bastante expressivo em peças fundidas durante a lavra e beneficiamento da cassiterita, cujos valores estão mencionados no capítulo 1 – Introdução, sendo que seu controle e minimização dos custos dependem da seleção de materiais apropriados para os componentes de desgaste.

Assim, dada a importância do desgaste abrasivo na extração e beneficiamento da cassiterita, o presente capítulo tem como objetivo identificar os mecanismos de degradação de componentes de bombas (rotores e volutas), britadores Canica (impelidores e bigornas) e revestimentos de moinhos de barras, que compõem 75% dos custos com material de reposição (fundidos). Pretende-se ainda, caracterizar metalograficamente os materiais empregados no início deste trabalho, de tal forma a facilitar o processo de otimização de materiais nos diferentes equipamentos em análise.

Tabela 2.1: Composição da Cassiterita extraída pela Mineração Taboca em Pitinga/AM e as durezas encontradas na literatura técnica p/ esses óxidos.

Parâmetro	SnO ₂	Fe ₂ O ₃	ZrO ₂	U ₃ O ₈	Nb ₂ O ₅	Ta ₂ O ₅	SiO ₂	Pb
% em peso	3,20	5,30	1,62	0,04	0,42	0,07	76,77	0,03
HV0,1(*)	1017-1491	818-1097	1200	637-803	700-740	600-1030	800-1100	

(*) Uetz (1986).

2.2. Revisão Bibliográfica

O desgaste é um fenômeno que ocorre em diversas situações. Como exemplo de peças e sistemas sujeitos a desgaste, citam-se: peças e componentes com movimentação relativa em equipamentos, bombas de polpas, britadores, rolamentos, engrenagens, freios, etc. Outros exemplos, relacionados diretamente com a vida humana, podem ser mencionados, tais como: roupas, sapatos, utensílios domésticos (fogão, garfos, etc.) e articulações ósseas. Nestes exemplos variam muito as condições de desgaste. A solução para um desses problemas de desgaste depende da identificação exata da natureza do problema. Análises de sistemas podem ser usados para identificação de parâmetros de sistemas tribológicos; dependendo destes parâmetros do tribosistema, diferentes mecanismos de desgaste podem ocorrer (Zum Gahr, 1987).

A estrutura de um tribosistema é determinada pelos elementos que compõem, suas propriedades e as interações entre eles. Usualmente, os sistemas tribológicos consistem-se de quatro elementos, quais sejam (figura 2.1) (DIN 50320):

1. corpo;
2. contra corpo (sólido, líquido, gás ou uma mistura deles);

3. elementos interfaciais (lubrificantes, camadas adsorvidas ou sujeiras);
4. atmosfera;

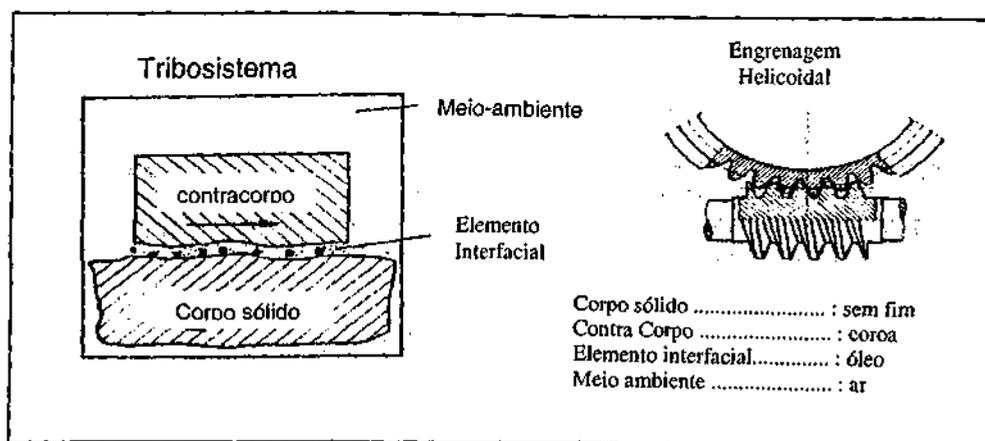


Figura 2.1: Representação dos elementos de um tribosistema, Zum Gahr (1987).

Um grande número de variáveis intervenientes nos sistemas tribológicos tem gerado dificuldades quanto a classificação dos diversos tipos de desgaste abrasivo. A classificação mais aceita, e adotada neste trabalho, baseia-se na configuração mecânica atuante no sistema. Neste caso, os processos são subdivididos em: a) abrasão a dois corpos (2C), e b) abrasão a três corpos (3C). Todavia, configurações tipicamente "a três corpos" podem apresentar mecanismos característicos de abrasão a dois corpos. Por esse motivo Hutchings et al. (1999) propôs que a abrasão seja classificada nas seguintes modalidades: a) abrasão por deslizamento, e b) abrasão por rolamento, resultando em um processo de indentação múltipla. No primeiro tipo, são formados riscos paralelos à direção de deslizamento.

O desgaste abrasivo a dois corpos é produzido quando partículas fixas ou asperidades duras são colocadas em movimento relativo em relação à superfícies em estudo (figura 2.2a). A abrasão a três corpos, por sua vez, caracteriza-se pela presença de abrasivos livres entre as duas superfícies submetidas a abrasão (figura 2.2b).

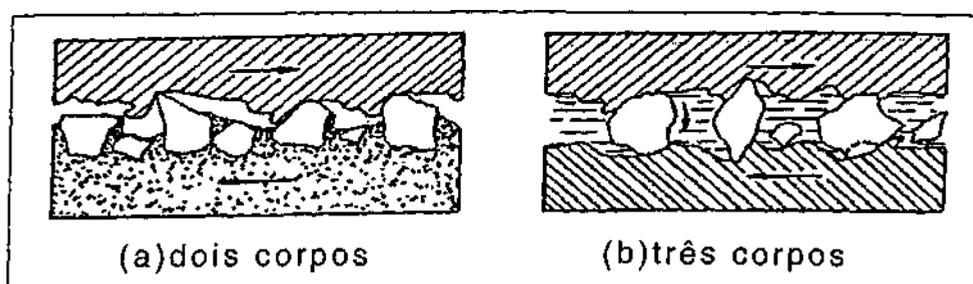


Figura 2.2: Configurações mecânicas do processo abrasivo

No caso do desgaste a três corpos, se a distância D entre as duas superfícies for equivalente ao diâmetro das partículas abrasivas d_a , as duas superfícies são igualmente solicitadas, mas o comportamento de uma é refletido sobre a outra. Assim, a incrustação de partículas abrasivas na superfície menos dura ou ancoramento em defeitos superficiais, podem levar ao deslizamento de partículas em relação à outra superfície e transformar o processo em uma abrasão a dois e três corpos. Por outro lado, se $D > d_a$, as características de uma superfície não interferem significativamente no desgaste da sua opositora e os choques, caso existam, são amortecidos pelo rearranjo das partículas abrasivas.

Empresas de mineração, onde os sistemas são mais agressivos, o desgaste abrasivo é muito forte, influenciando no balanço econômico das empresas, conforme exposto no capítulo 01. Por esse motivo, essas empresas estão formando grupos de trabalhos para estudar as condições tribológicas e propor soluções "personalizadas". Como exemplo, na Mineração Taboca, uma melhoria de 10% na performance dos materiais sujeitos ao desgaste (melhoria de ligas e/ou desenvolvimento de fornecedores) representa uma economia direta de US\$ 115.607 / ano; sem contabilizar os lucros indiretos como redução na mão de obra, de equipamentos auxiliares (guindaste, máquina de solda, transporte, entre outros) e maior disponibilidade da unidade industrial; conseqüentemente, maior produção e um menor custo por tonelada produzida. Todavia, os testes de componentes de desgaste podem levar até 12 meses (revestimento de moinhos) o que inviabiliza qualquer desenvolvimento "personalizado" de ligas; sendo muito usado o teste em laboratório como os ensaios de dois corpos (pino sobre disco) e também os ensaios de três corpos; dependendo do tipo de desgaste que atua no componente. Assim uma considerável redução no tempo e custos do desenvolvimento de ligas pode ser obtido.

Dependendo dos parâmetros tribológicos operantes, bem como da configuração de desgaste abrasivo atuante, os mecanismos de desgaste podem ser alterados, e conseqüentemente o desempenho dos diferentes materiais. Desta forma, a otimização de sistemas tribológicos no que tange ao material, passa necessariamente pela identificação dos mecanismos de desgaste. A seguir, esses mecanismos são descritos de forma detalhada.

2.2.1. Mecanismos de Desgastes

Os principais mecanismos de desgaste, que podem surgir de forma isolada ou superpostos, são representados de forma esquemática na **figura 2.3**.

Segundo Eyre (1981), os mecanismos de desgaste podem ser os seguintes:

- **Abrasão (figura 2.3a):**

Responsável por 50% das falhas, a abrasão é caracterizado pela remoção de materiais em uma dada superfície devido a ação de partículas duras; (partículas minerais, óxidos ou picos da topografia superficial). Como exemplos, onde ocorre a abrasão cita-se: britadores, moinhos e bombas, dentre outros.

- **Adesão (figura 2.3b):**

A adesão é caracterizada pela transferência de material devido à formação de junções e sua ruptura como consequência das altas pressões nas asperidades e do movimento relativo; exemplo: eixos cames, bombas de engrenagem e mancais de bucha.

- **Fadiga de Contato (figura 2.3c):**

A fadiga de contato caracteriza-se pela formação e propagação de trincas causada pelo carregamento superficial cíclico de rolamento e deslizamento; exemplo: rolamentos, cilindros de laminação e rodas de vagões sobre trilhos.

- **Reação Triboquímica (figura 2.3d):**

Por fim, a reação triboquímica é caracterizada pela remoção e formação contínua de camadas de reação devido ao contato deslizante, onde os corpos reagem com o meio ambiente; exemplo: feixes de mola e chapas rebitadas.

Dentre os mecanismos de desgaste, a abrasão e a fadiga de contato são favorecidos por interações mecânicas entre as superfícies, enquanto a reação triboquímica e a adesão são fortemente influenciados por interações entre os materiais que compõem o tribosistema, **figura 2.4**. Essa figura apresenta ainda os diferentes submecanismos, pela termodinâmica e mecânica do sistema, ou possíveis formas de

degradação das superfícies técnicas a nível microscópico. Esses micromecanismos são detalhados na próxima sessão, dada a sua importância para o presente trabalho.

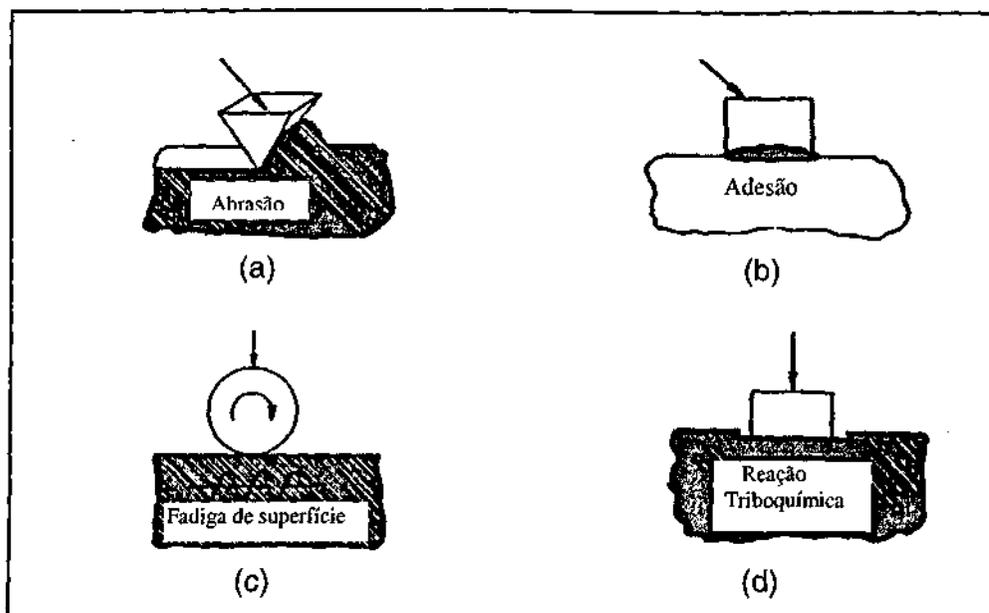


Figura 2.3 : Representação esquemática dos diferentes mecanismos de desgaste – (a) abrasão, (b) adesão, (c) fadiga de contato e (d) reação triboquímica (Zum Gahr,1987).

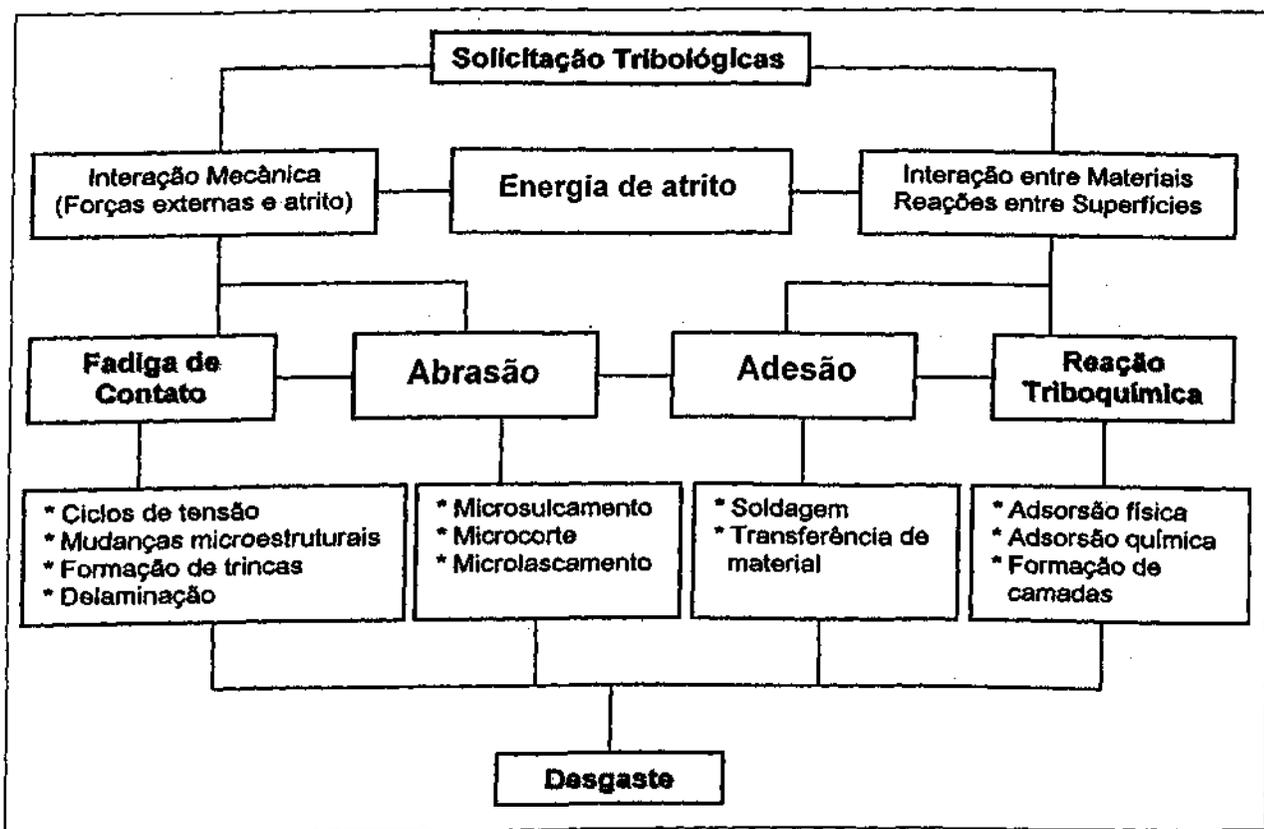


Figura 2.4 – Diagrama dos possíveis mecanismos de desgaste mediante a atuação de solicitações de natureza tribológica, Czichos (1992).

2.2.2. Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo pode ser definido como sendo a perda de matéria devido ao movimento relativo das duas superfícies decorrente de (Rowe, 1986) :

- a) asperidades duras em uma das superfícies,
- b) partículas abrasivas livres entre as duas superfícies, ou
- c) partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies.

O desgaste, de forma geral, é um fenômeno interfacial complexo, onde a alteração de um ou mais parâmetros durante a operação pode resultar em fortes alterações nos mecanismos de desgaste. Para o desgaste abrasivo, os principais parâmetros intervenientes são apresentados na figura 2.5, a seguir :

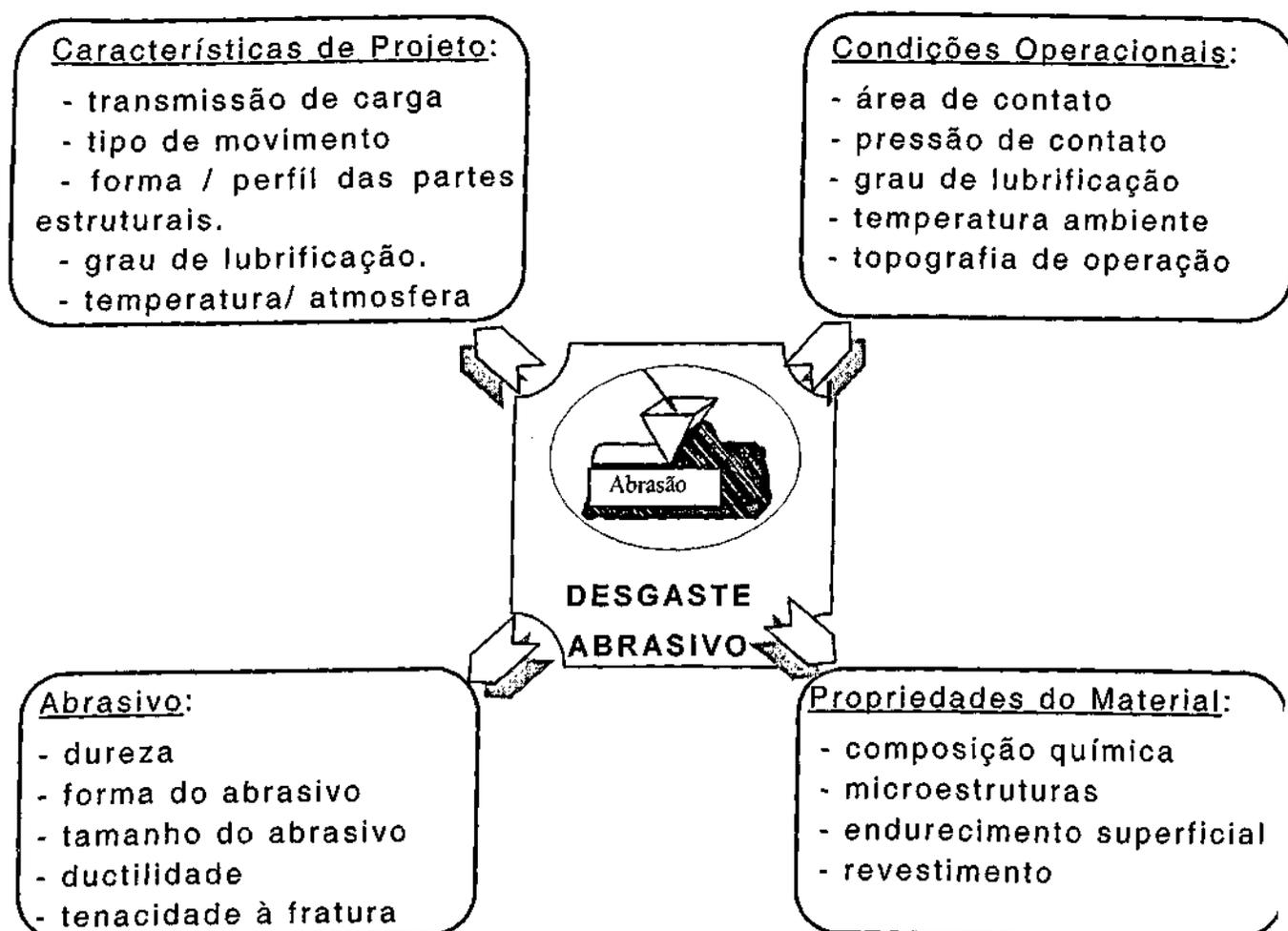


Figura 2.5 : Principais parâmetros tribológicos associados ao desgaste abrasivo, Zum Gahr (1987).

No desgaste abrasivo, dependendo dos parâmetros tribológicos operantes, ou seja, as interações físicas entre a partícula abrasiva e a superfície do material três, submecanismos podem ocorrer (Zum Gahr, 1987), os quais sejam :

- Microsulcamento (fig.2.6a)
- Microcorte (fig. 2.6b)
- Microlascamento ou microtrincamento (fig. 2.6c)

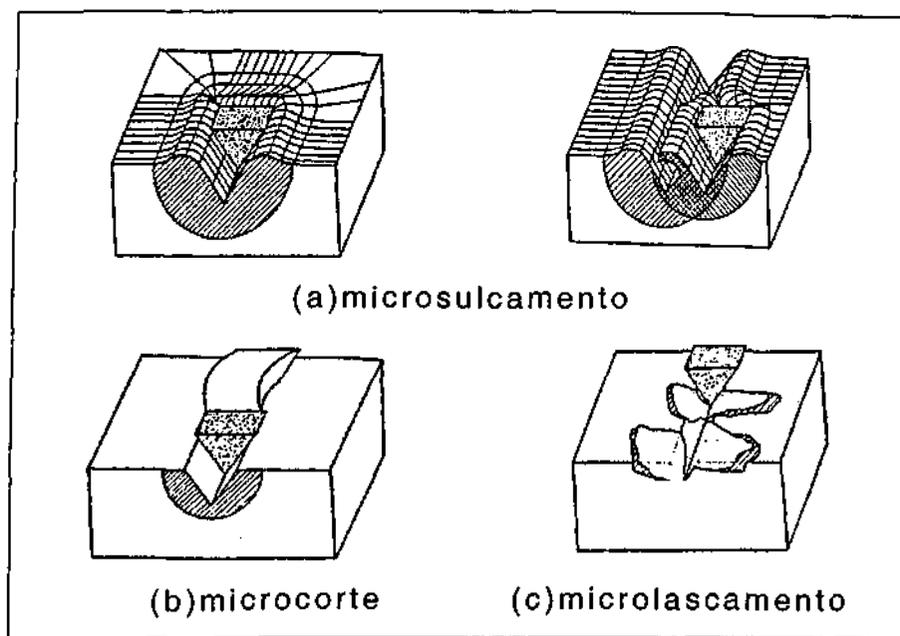


Figura 2.6: Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de materiais. (Zum Gahr, 1987) e modificado por Franco (1989).

O **microsulcamento** é caracterizado por uma forte deformação plástica do material devido à ação da partícula dura. O material deformado plasticamente é acumulado nas laterais do sulco. Mediante sucessivas deformações plásticas geradas pelo microsulcamento surgem trincas e/ou delaminação, que acabam por resultar na deformação de microfragmentos de desgaste.

Com o aumento da força normal atuante na partícula dura ou asperidades, ou ainda da dureza do material, o **microcorte** começa a aumentar sua participação no processo. Esse micromecanismo caracteriza-se pela formação de microcavacos à frente da partícula dura.

Microsulcamento e microcorte são mecanismos dominante em materiais mais dúcteis. A proporção de desgaste em função do volume

deslocado durante o corte, isto é, a razão de microsulcamento para microcorte, depende das características do abrasivo, tais como sua natureza, forma, ângulo crítico, orientação e inclinação da face de contato (**figura 2.7**) (Sedricks e Mulhearn,1964).

Acima de uma carga crítica, altas concentrações de tensões são impostas pelas partículas abrasivas, e, especialmente, em materiais frágeis, surge como mecanismo o **microtrincamento**. Nestes casos, grandes fragmentos de desgaste são desprendidos da superfície devido à formação e propagação de trincas.

Nos casos em que o submecanismo de microtrincamento predomina, fala-se, então, em uma abrasão frágil. E nos casos em que predomina o microsulcamento e/ou microcorte tem-se uma abrasão dúctil.

Além desses submecanismos, pode-se citar a indentação no desgaste envolvendo partículas duras e livres para rolar entre o corpo e o contra-corpo. Neste caso, as superfícies experimentam um processo de indentação múltipla, que gera nos materiais dúcteis uma forte deformação plástica, antes do surgimento dos primeiros fragmentos de desgaste. Nos materiais frágeis, ou em fases duras, a deformação plástica ocorre em menor intensidade, e por isso, microtrincas podem surgir, levando o processo ao microlascamento (Szuder,1977 e De Mello,1994).

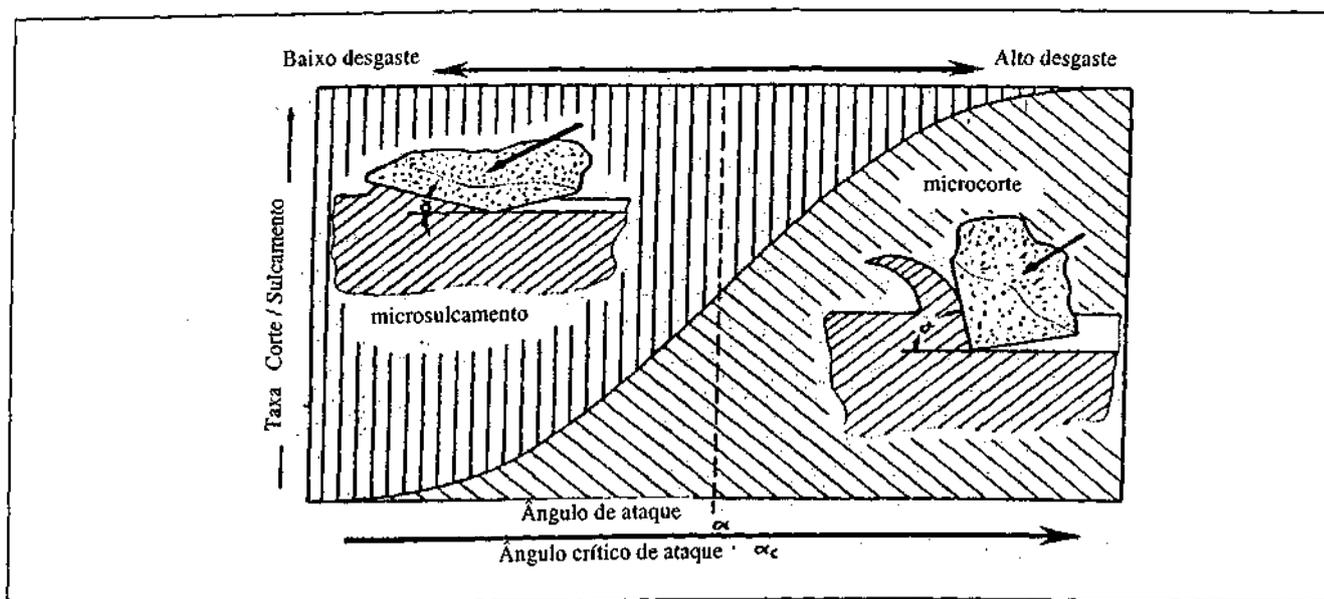


Figura 2.7 : Relação de microcorte e microsulcamento como função do ângulo de ataque do abrasivo, Zum Gahr (1987).

Dentre os parâmetros que influenciam no desgaste abrasivo destaca-se o efeito da dureza do abrasivo em relação à dureza do material solicitado (figura 2.8). Nesse gráfico são notadas três regiões de desgaste, a saber: desgaste moderado, desgaste severo e transição.

Na região de desgaste suave ou moderado, correspondente à região onde a dureza do material é maior que a dureza do abrasivo, a taxa de desgaste aumenta ligeiramente com o aumento da dureza do abrasivo.

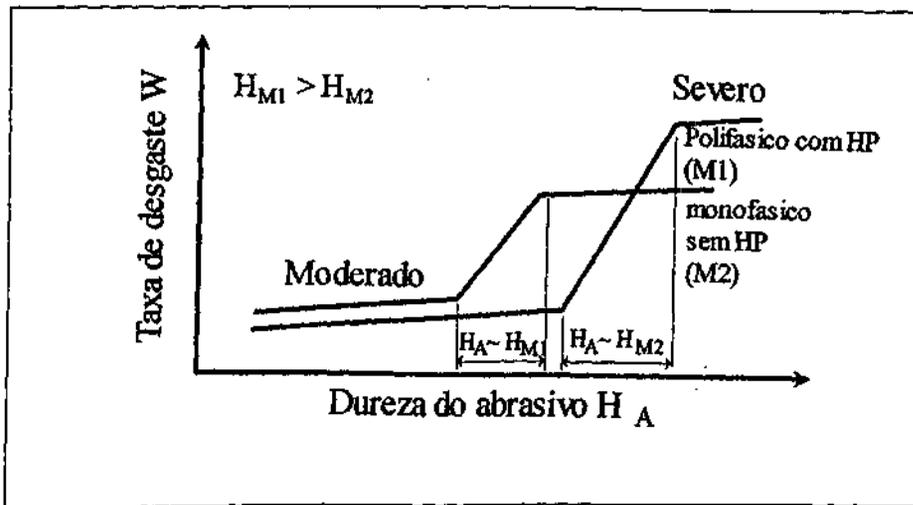
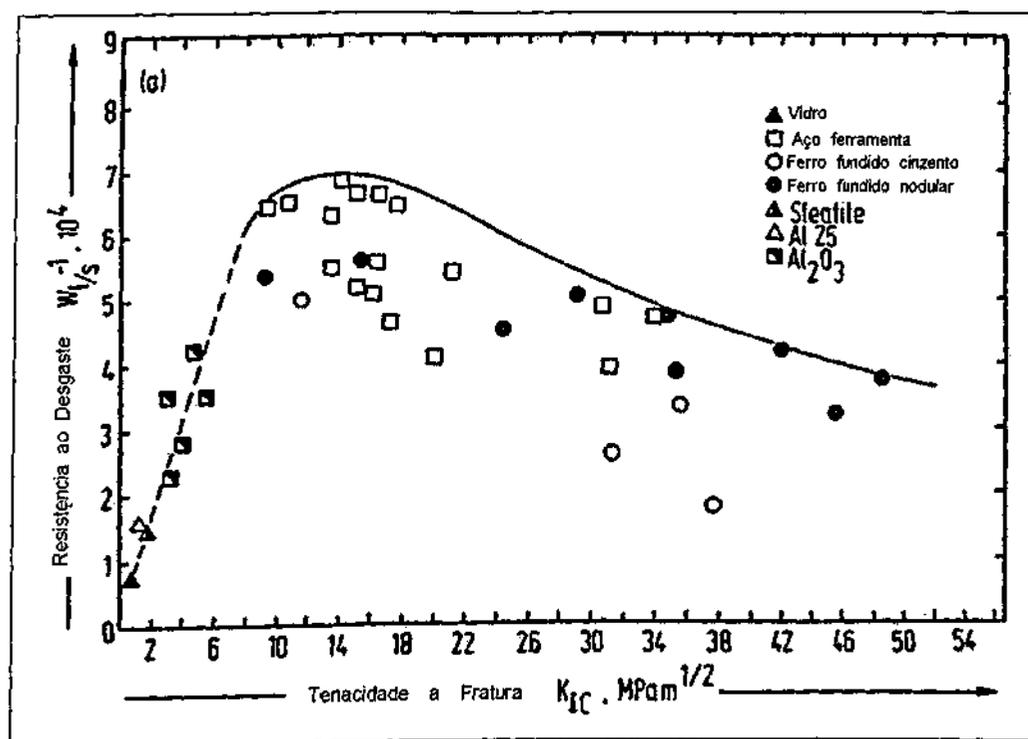


Figura 2.8 : Representação esquemática do efeito da dureza do abrasivo sobre a taxa de desgaste abrasivo (M1-material 1, M2-material 2 e HP-partícula dura).

Em aplicações práticas, a relação de durezas H_M / H_A deve ser superior à 1,3 para se garantir uma operação na região de desgaste moderado. Por essa razão, procura-se selecionar ou projetar microestruturas, que sejam constituídas de fases duras (carbonetos, boretos, nitretos e óxidos) embutidas em uma matriz macia, porém com uma taxa de desgaste moderado para as fases duras. A redução da taxa de desgaste se dá, neste caso, tanto pela fragmentação parcial ou total dos abrasivos, quanto pela proteção física gerada pela fase dura, que leva a uma redução da profundidade de riscamento da matriz. Os materiais polifásicos, se levados até à região de desgaste severo, podem apresentar como micromecanismo de abrasão o trincamento. Isso pode levar a um pior desempenho em relação a materiais livres de fases duras (Uetz, 1986).

Para as matrizes homogêneas e dúcteis, a perda de material na região de desgaste severo se dá via microsulcamento e microcorte

(abrasão dúctil), e é função, basicamente, da dureza e da sua capacidade de deformação. Neste caso, a resistência ao desgaste cresce com o aumento da participação do microsulcamento. Já o comportamento da fase dura na região de desgaste severo pode variar bastante. Esse comportamento se deve ao fato de que o surgimento do microtrincamento (abrasão frágil) é função dos parâmetros tribológicos, tais como : forças atuantes sobre os abrasivos, velocidade relativa, geometria do contato e das propriedades dos materiais (Czichos,1992, De Mello,1983 e Lamy,1984). Zum Gahr (1987) mostrou, que em um primeiro instante, com o aumento da dureza, a resistência ao desgaste do material solicitado aumenta, até um valor máximo. Continuando o aumento da dureza, a tenacidade à fratura é reduzida a tal ponto, que o microlascamento não pode mais ser evitado. Em consequência disso, a resistência ao desgaste cai, como mostrado na figura 2.9a e b.



(a)

Figura 2.9 : Continua

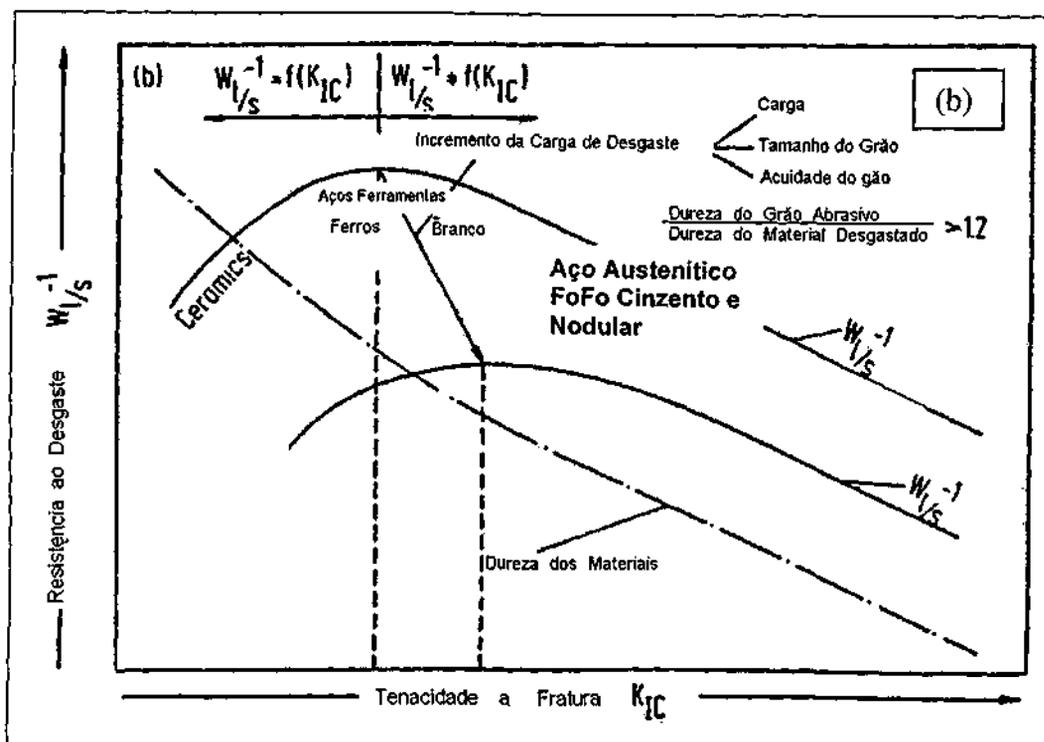


Figura 2.9 : Relação entre tenacidade à fratura e resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais metálicos e cerâmicos (teste pino-sobre-disco, $p=0,71$ MPa, 220 mesh, Al_2O_3 , (a) resultados experimentais, (b) representação esquemática (Zum Gahr, 1987).

Para serem efetivas no combate ao desgaste abrasivo, as partículas duras devem apresentar, além de uma combinação ótima de tenacidade à fratura e dureza, um tamanho médio no mínimo igual aos eventos de desgaste produzidos pelos abrasivos na matriz (figura 2.10). Além disso, é desejável que haja uma boa coesão entre a matriz e as partículas duras, minimizando, desta forma, o destacamento das mesmas.

Todavia um aumento excessivo do tamanho das HP pode, levar a uma considerável redução na resistência à tração e à flexão do componente mecânico.

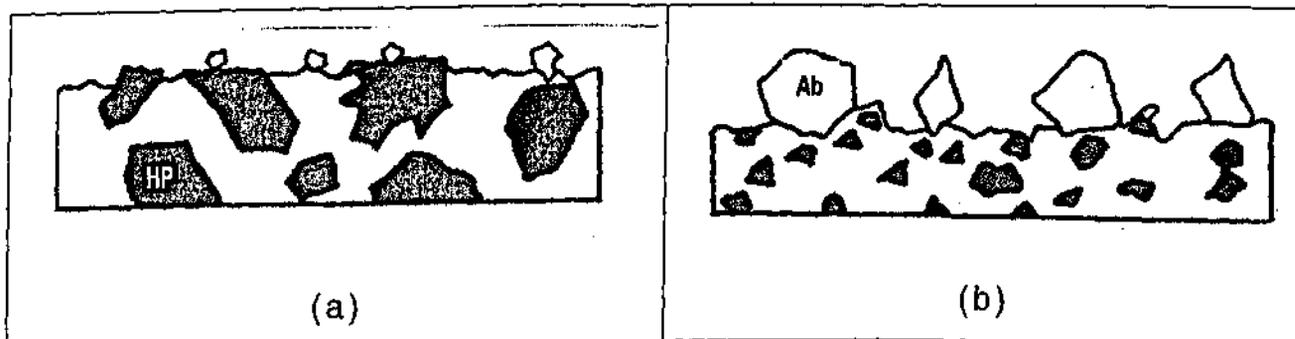


Figura 2.10: Representação esquemática do tamanho relativo dos eventos com os microconstituents. a) eventos menores que os microconstituents; b) eventos iguais ou superiores aos microconstituents, Franco (1989). Ab-abrasivo e HP- partícula dura.

2.2.3. Efeito da Microestrutura sobre o Desgaste Abrasivo

A microestrutura dos materiais depende dos parâmetros de sua produção. Dentre estes principais parâmetros citam-se : a constituição química das ligas, o processo de solidificação, o tratamento térmico, o tratamento mecânico e o tratamento termomecânico (figura 2.11).

Dependendo do resfriamento após o processo de fundição, as fases formadas podem ser substancialmente diferentes das observadas nos diagramas de equilíbrio. Para os produtos semi-acabados, a composição química, a taxa e o tipo de solidificação determinam sua estrutura. Frequentemente, a microestrutura final de um produto resulta dos tratamentos mecânicos, térmicos ou termomecânicos introduzidos aos produtos semi-acabados.

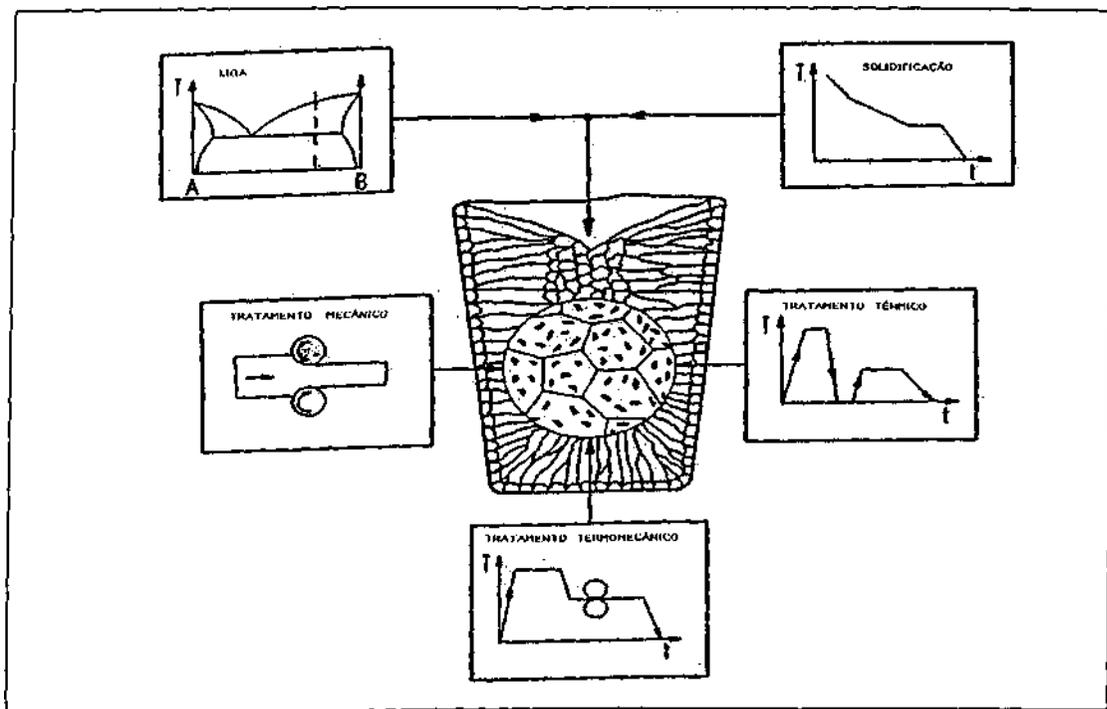


Figura 2.11 : Representação esquemática dos diferentes parâmetros que influenciam na microestrutura dos materiais, Zum Gahr (1987).

Estes tratamentos dependem do produto ou peça, entretanto, a influência dos elementos microestruturais sobre a resistência à abrasão é grande, pois estas propriedades dos materiais são decorrentes da microestrutura e possuem uma relação direta com a "performance" dos componentes de desgaste. Inclusões devido ao processo de fundição,

fases secundárias no endurecimento, matriz, defeitos nos cristais, nódulos internos e anisotropia microestrutural são todos importantes elementos microestruturais, que influenciam diretamente o desgaste.

Os ferros fundido branco de alto cromo, que encontram larga aplicação em sistemas envolvendo abrasão, são constituídas de carbonetos do tipo M_7C_3 de elevada dureza (1300 - 1800 HV0,05) e resistente à abrasão. Estes carbonetos são suportados por uma matriz tratada termicamente de dureza que varia de 300 à 1100 Vickers (ferrita, perlita, martensita revenida, martensita não revenida, austenita retida ou uma combinação destes); embora o papel de sustentação exercido pela matriz não possa ser desprezado, é indicado que em geral o fator de controle na remoção do material é a degradação dos carbonetos (Prasad, 1983).

Os dois constituintes fundamentais (carbonetos e matriz) podem apresentar frações volumétricas variadas em decorrência da composição química (Albertin, 1991), sendo que Maratray (1970) desenvolveu uma fórmula (1), que permite uma estimativa da fração volumétrica de carbonetos eutéticos nos ferros fundido branco alto cromo apresentada a seguir.

$$\% \text{ de carbonetos} = 12,33\% \text{ C} + 0,55\% \text{ Cr} - 15,2 \quad (1)$$

O comportamento tribológico dos FFBC nos estados martensítico e austenítico foram investigados por Zum Gahr (1987) usando ensaios do tipo pino-sobre-disco e roda-de-borracha (figura 2.12). Nos ensaios pino-sobre-disco foi utilizado granada (150mesh). Nestes ensaios, com o acréscimo do volume de carboneto observou-se um decréscimo da perda de massa nos dois tipos de matriz, martensítica e austenítica.

Para baixas porcentagens volumétricas de carbonetos (PVC), os ferros fundidos austeníticos mostraram um melhor desempenho em relação aos martensíticos. Já nas maiores porcentagens de carbonetos do tipo M_7C_3 observou-se um comportamento superior dos martensíticos em relação aos austeníticos. Esse comportamento foi explicado pela melhor capacidade de suporte mecânico da matriz oferecido aos carbonetos.

Observa-se também pela figura 2.12b, que a perda de massa do ferro fundido branco alto cromo austenítico e martensítico decresce até um mínimo com o aumento do volume de carbonetos, de

aproximadamente 30%. Acima de 30%, a perda por desgaste abrasivo aumenta. Isto ocorre, segundo o autor, devido ao microtrincamento e lascamento dos carbonetos de M_7C_3 .

Em geral, nas situações onde prevalece a deformação plástica (microsulcamento) da superfície desgastada, a austenita retida pode atuar de forma decisiva na retenção de trincas, além do fato que após elevada deformação plástica a sua dureza é consideravelmente aumentada, seja pelo encruamento, ou seja, pela sua transformação em martensita (Zum Gahr, 1987). Assim, peças com teores significativos de austenita retida apresentam desempenho muito bom. Entretanto, se a deformação plástica gerada pela solicitação tribológica for relativamente baixa, a taxa de desgaste pode aumentar bastante devido à presença deste microconstituente.

Os teores de austenita retida podem ser variados através da temperatura de desestabilização e da temperatura de revenimento. Assim, as melhores combinações de teores de austenita retida, fração volumétrica de carbonetos e composição devem ser determinados para cada tribosistema.

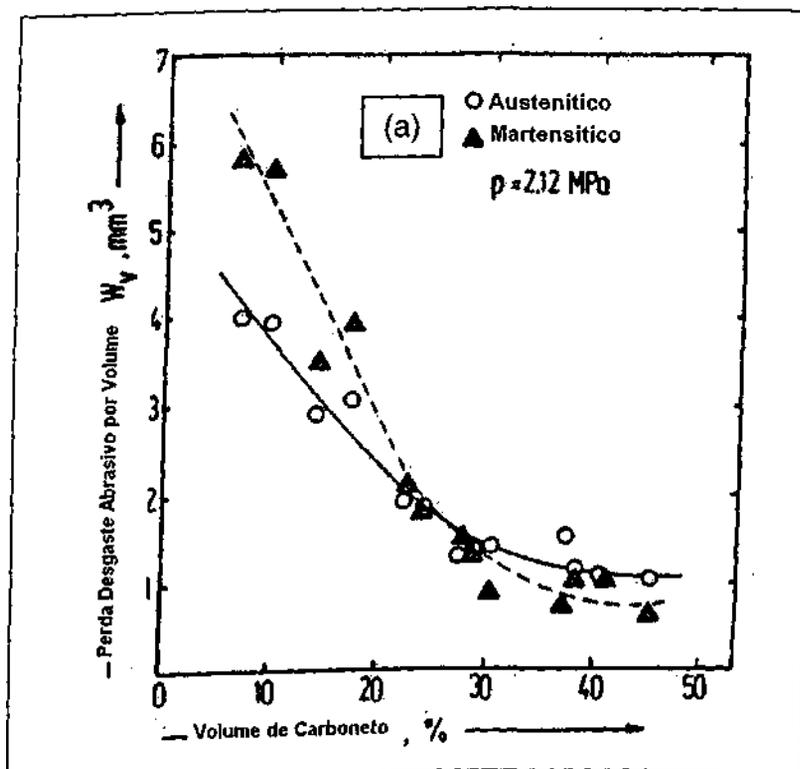


Figura 2.12: Continua.

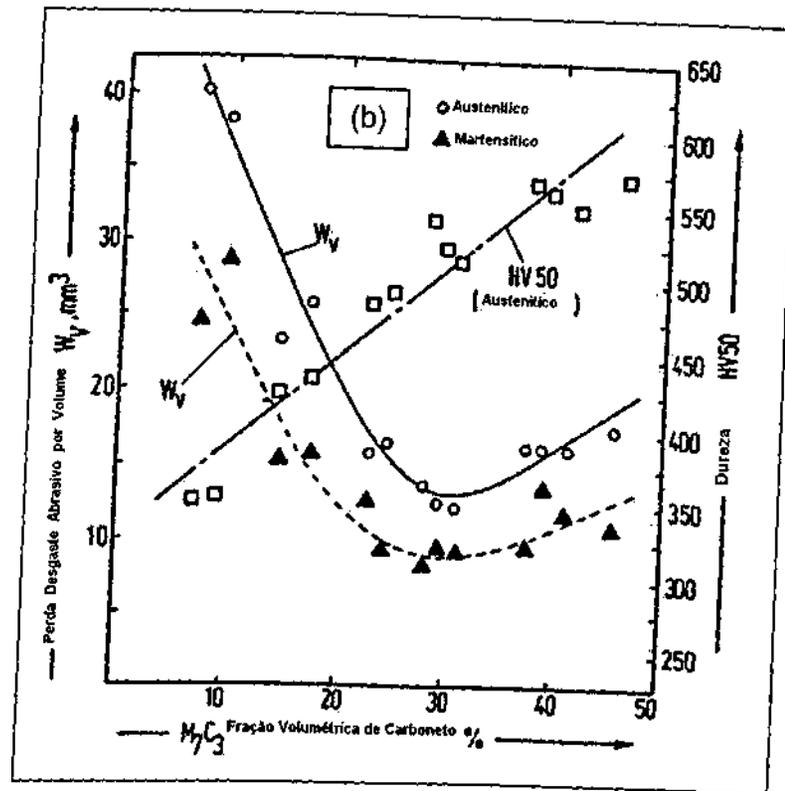


Figura 2.12: Efeitos da porcentagem volumétrica de carbonetos do tipo M_7C_3 e da microestrutura da matriz (martensítica ou austenítica) no desgaste abrasivo de FFBC com adições de molibdênio, (a) ensaio pino-sobre-disco (granada, 150 mesh), e (b) ensaio roda-de-borracha, Zum Gahr (1987).

Outro parâmetro que influencia no desgaste abrasivo é o tamanho dos carbonetos. Na **figura 2.13** pode-se observar, que a perda de massa decresce com o aumento do tamanho médio dos carbonetos. Todavia, este efeito não pode ser considerado separadamente do livre percurso médio entre os carbonetos. Um aumento do tamanho médio do carboneto resulta também em um aumento do livre percurso médio, assumindo um PVC constante. Como, normalmente, as partículas duras têm uma dureza intermediária entre a da matriz e a do carboneto, o desgaste ocorre preferencialmente na matriz e na interface com os carbonetos. Assim a efetiva contribuição dos carbonetos M_7C_3 aumenta com o aumento do tamanho médio desses carbonetos.

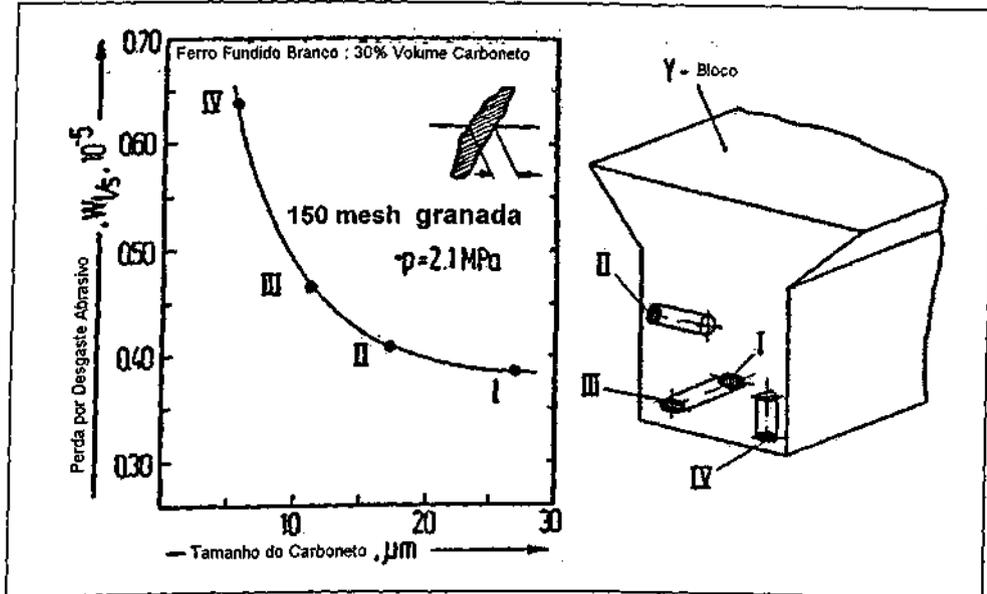


Figura 2.13: Perda por desgaste abrasivo num teste de pino sobre disco (III) de um ferro fundido branco predominantemente austenítico contendo 30% de volume de carbonetos M_7C_3 em função do tamanho dos carbonetos, Zum Gahr (1987).

Matsubara (1981), figura 2.14, mostra o efeito da composição química no espaçamento entre os carbonetos eutéticos. Este autor observou, que teores elevados de cromo promovem o refino dos carbonetos, ou seja, reduz o espaçamento dos carbonetos.

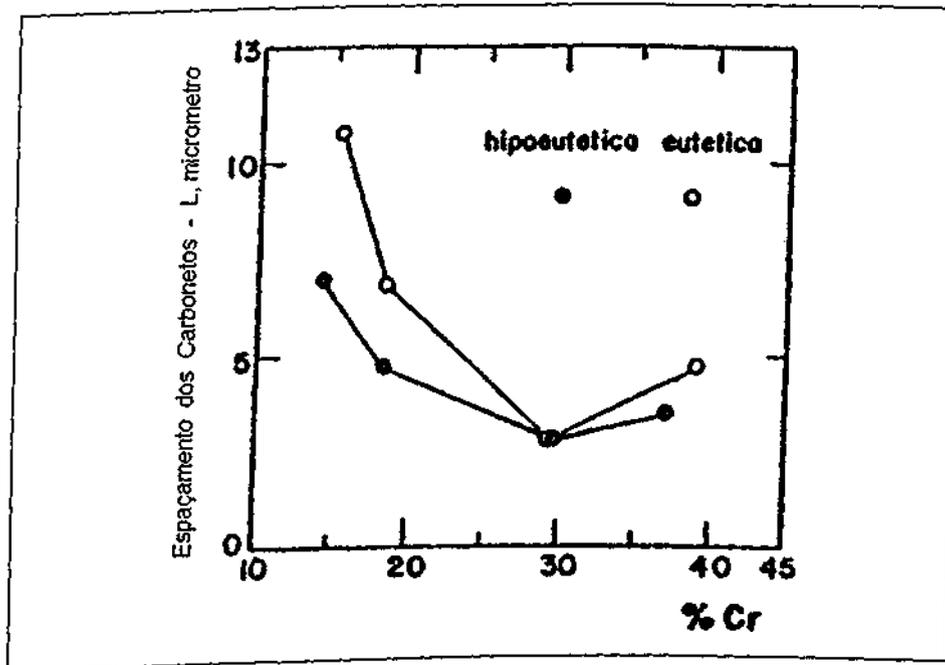


Figura 2.14: Espaçamento dos carbonetos eutéticos em função da porcentagem de cromo, Matsubara (1981).

Em geral, as interações entre partículas abrasivas e carbonetos podem ser descritas pela perda de suporte dos carbonetos (desgaste acentuado da matriz), corte, corte e trincamento e arrancamento dos carbonetos e desgaste das partículas abrasivas, como mostrado na **figura 2.15**. Partículas abrasivas duras podem facilmente remover pequenos carbonetos (**fig.2.15a**). Carbonetos de menor dureza, com dimensões maiores que a média dos riscos de desgaste são cortados pelos abrasivos duros (**fig.2.15b**). Por outro lado, carbonetos de maior dureza são cortados e trincados (**fig.2.15c**), Zum Gahr (1987).

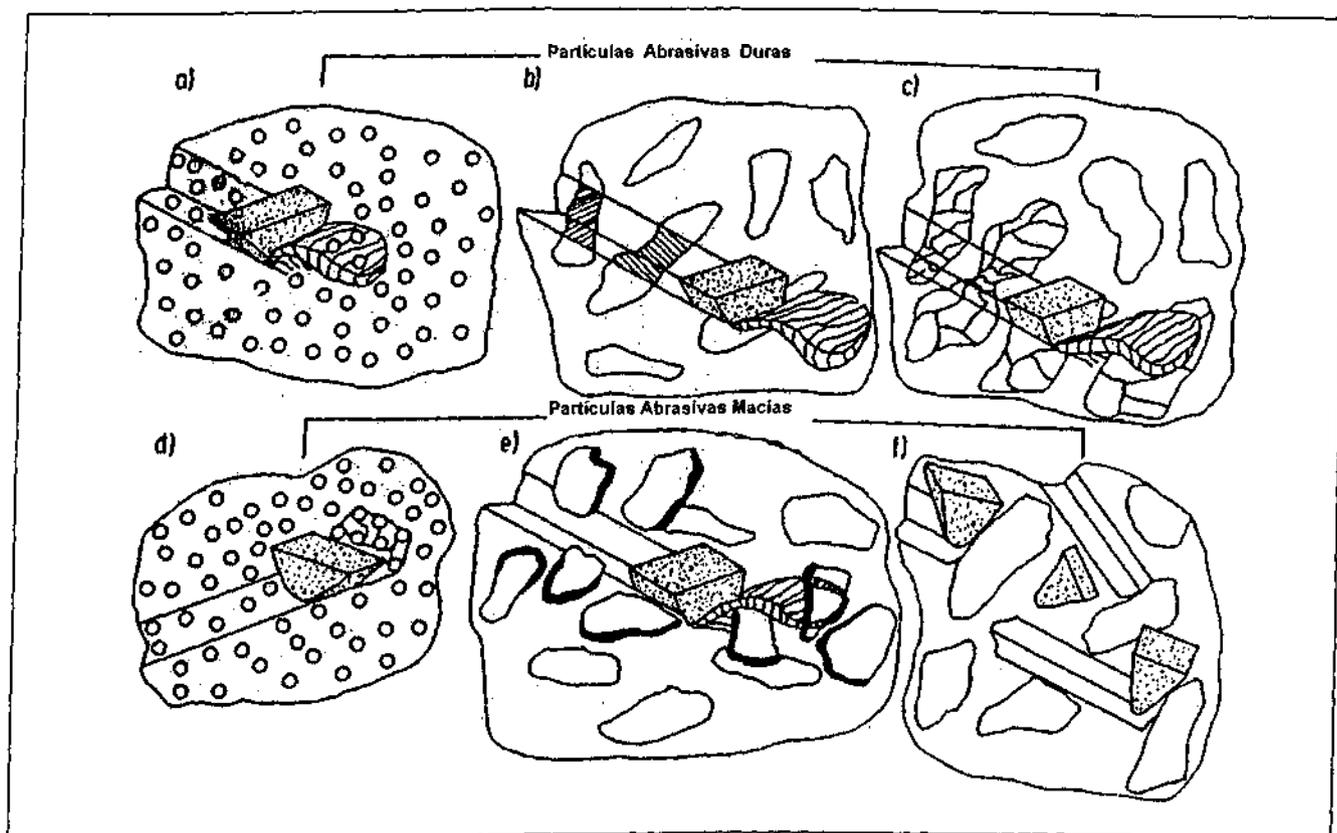


Figura 2.15: Representação esquemática das interações entre o deslizamento de partículas abrasivas duras e macias e os carbonetos, Zum Gahr (1987).

Partículas abrasivas macias são capazes de cavar e arrancar carbonetos ou produzir largos "pits" (covas). As profundidades da indentação destas partículas abrasivas macias são substancialmente reduzidas pela dureza dos carbonetos (superior) (**fig.2.15d**). Os carbonetos grandes fracamente ligados à matriz podem ser arrancados pelo riscamento das partículas abrasivas macias (**fig.2.15e**); enquanto que carbonetos grandes unidos fortemente à matriz podem neutralizar ou

fraturar as partículas abrasivas macias (fig.2.15f); isto é, as partículas abrasivas atacam preferencialmente matrizes macias. Isto pode resultar em carbonetos sobressaentes, que são finalmente fraturados devido a ausência de suporte por falta da matriz.

Santana (1994) analisou em seu trabalho a influência da morfologia de carbonetos M_7C_3 no comportamento em abrasão a dois e três corpos de ferro fundido branco alto cromo, e concluiu que :

- A dureza, sozinha, não pode servir como critério de resistência de materiais ao desgaste abrasivo;
- A morfologia dos carbonetos exerce forte influência no desempenho destas ligas: valores elevados de espaçamento e tamanho relativo levam a um acréscimo considerável da taxa de desgaste;
- A natureza e granulometria do abrasivo possuem forte influência sobre o desgaste. Abrasivos mais duros provocam maiores perdas de massa. Da mesma forma, independente da natureza, para abrasivos grandes, o desgaste é maior.

A maioria das aplicações envolvendo ferros fundido brancos é do tipo hipoeutético ou ligeiramente hipereutético. Nas ligas hipoeutéticas, a solidificação inicia-se com o crescimento de dendritas de austenita; a seguir, a solidificação se dá através da formação de um eutético contendo M_7C_3 e austenita. Nas ligas hipereutéticas, a fase primária de solidificação é o M_7C_3 .

Os tratamentos térmicos comumente usados nestes materiais constituem-se de uma desestabilização da austenita, seguido de resfriamento ao ar calmo. Esse tratamento conduz à formação de uma matriz contendo austenita retida, martensita e carbonetos precipitados dos tipo M_3C , $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 .

Dentre as ligas de ferros fundidos brancos de alto Cromo, as ligas contendo cerca de 15% em peso de Cromo e Molibdênio de 0% à 3% encontraram larga aplicação em função do sua ótima *performance* nas indústrias mineradoras, onde a solicitação ao desgaste é mais intensa. A adição de elementos formadores de carbonetos duros, tais como titânio e Nióbio nessas ligas tem sido estudada. Guesser (1989) observou em ligas desestabilizadas à 950°C e revenidas a 250°C, que em situações com elevadas solicitações tribológicas (microlascamento predominante) a adição ótima de Nióbio deveria ser 1%. Em situações com predominância do microcorte e microsulcamento o teor ótimo deveria ser

de 3%. Chen (1993) por sua vez, notou que a adição de Nb pode melhorar a resistência ao desgaste abrasivo em ensaios do tipo roda-de-borracha a úmido. O valor ótimo de Nióbio encontrado foi cerca de 1,7% de Nb. Resultados semelhantes foram encontrados por esses autores no bombeamento de minérios de Pb-Zn. Seus resultados não apresentaram, todavia, o efeito da temperatura de revenimento. Os efeitos da adição de até 0,38% de Ti foram analisados recentemente por Arikan et al.(2001). Esses autores identificaram um significativo aumento da resistência ao desgaste abrasivo com a adição desse elemento.

2.3 – Procedimentos Experimentais :

2.3.1 – Descrição do Processo de Extração e Beneficiamento da Cassiterita :

A cassiterita é um minério que, após seu beneficiamento gera o SnO_2 . Esse óxido é utilizado, principalmente, na fabricação de solda de estanho, como componente em chapas para automóveis, na proteção interna de embalagens de alimento em lata, entre outras aplicações.

Em seu processo de separação dos outros minerais não se usa química, mas sim, gravimetria, ou seja, usa a diferença de densidade dos minérios para sua separação.

A exploração atual, na mina de Pitinga/AM, da Mineração Taboca, extrai em lavra a céu aberto e em aluviões. Equipamentos escavam o material na lavra, principal ponto de exploração, que se encontra intemperizado (mole), sendo que, estes materiais são transportados até o "hopper", via caminhões fora-de-estrada (figura 2.16). Em seguida o material é britado e peneirado em britadores de mandíbula e peneiras vibratórias. O material peneirado é bombeado para planta de jigagem. O material não peneirado vai para a britagem secundária (britador Canica), voltando para as peneiras e fechando o processo de britagem. Na "jigagem" inicia-se o processo de separação por gravimetria. O minério separado nesta etapa ("jigagem" primária, secundária e terciária) vai para o silo de armazenagem, sendo que o rejeito da "jigagem" é bombeado para a moagem. Nesta etapa o material também passa por peneiras e o não peneirado ("over") é cominuído em moinhos de barras

britador Canica (impelidores – figuras 2.18a, b, c e d) e o moinho de barra (revestimentos – figuras 2.19a, b, c e d), Estes equipamentos representam $\approx 75\%$ do custo dos componentes de desgaste da Mineração Taboca.

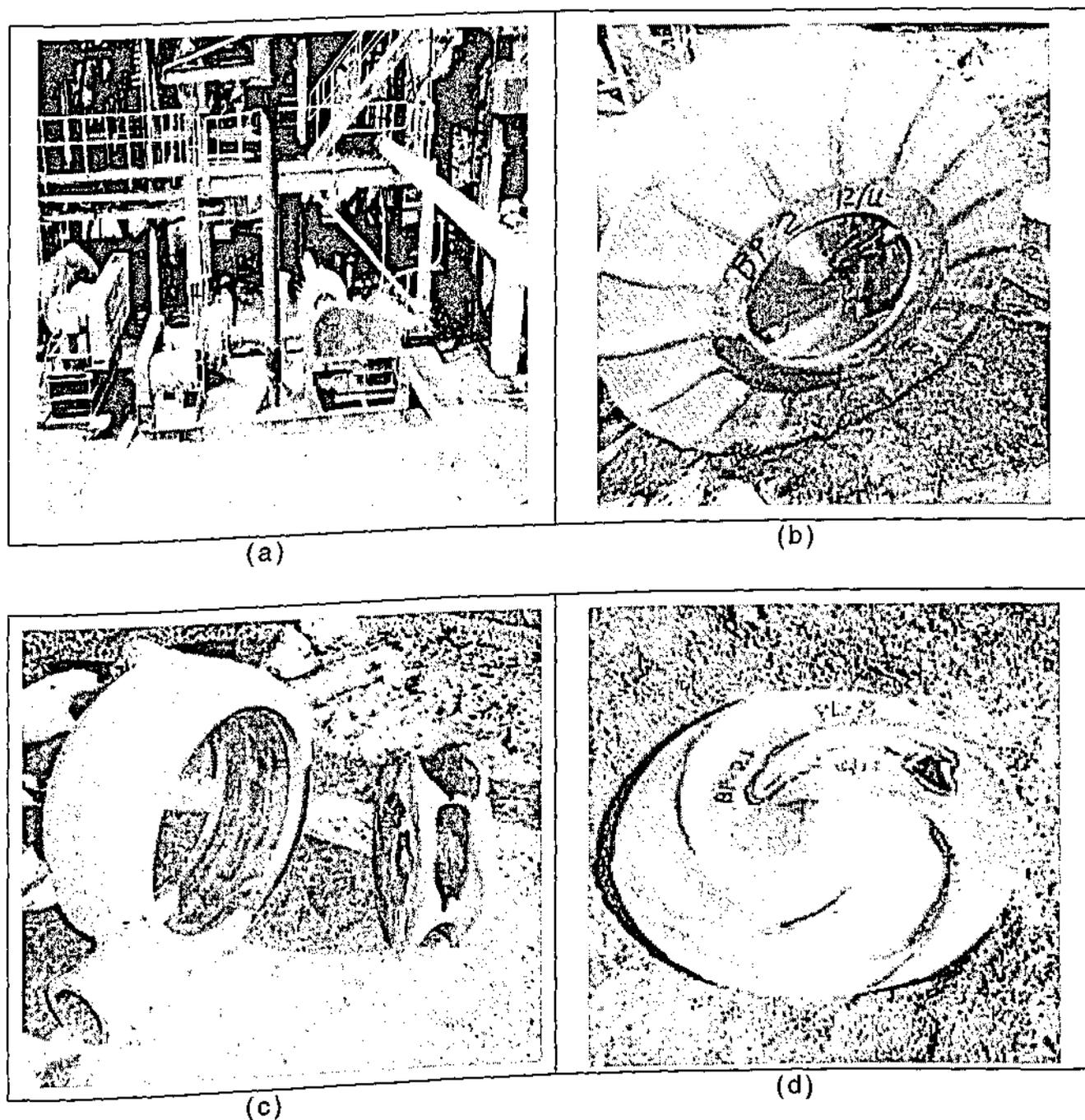


Figura 2.17: Bombas utilizadas na movimentação da polpa contendo água e minério, (a) vista geral, (b) rotor de bomba modelo 25MG, (c) voluta e rotor, modelo 10" x 8" e (d) rotor modelo 25MG danificado.

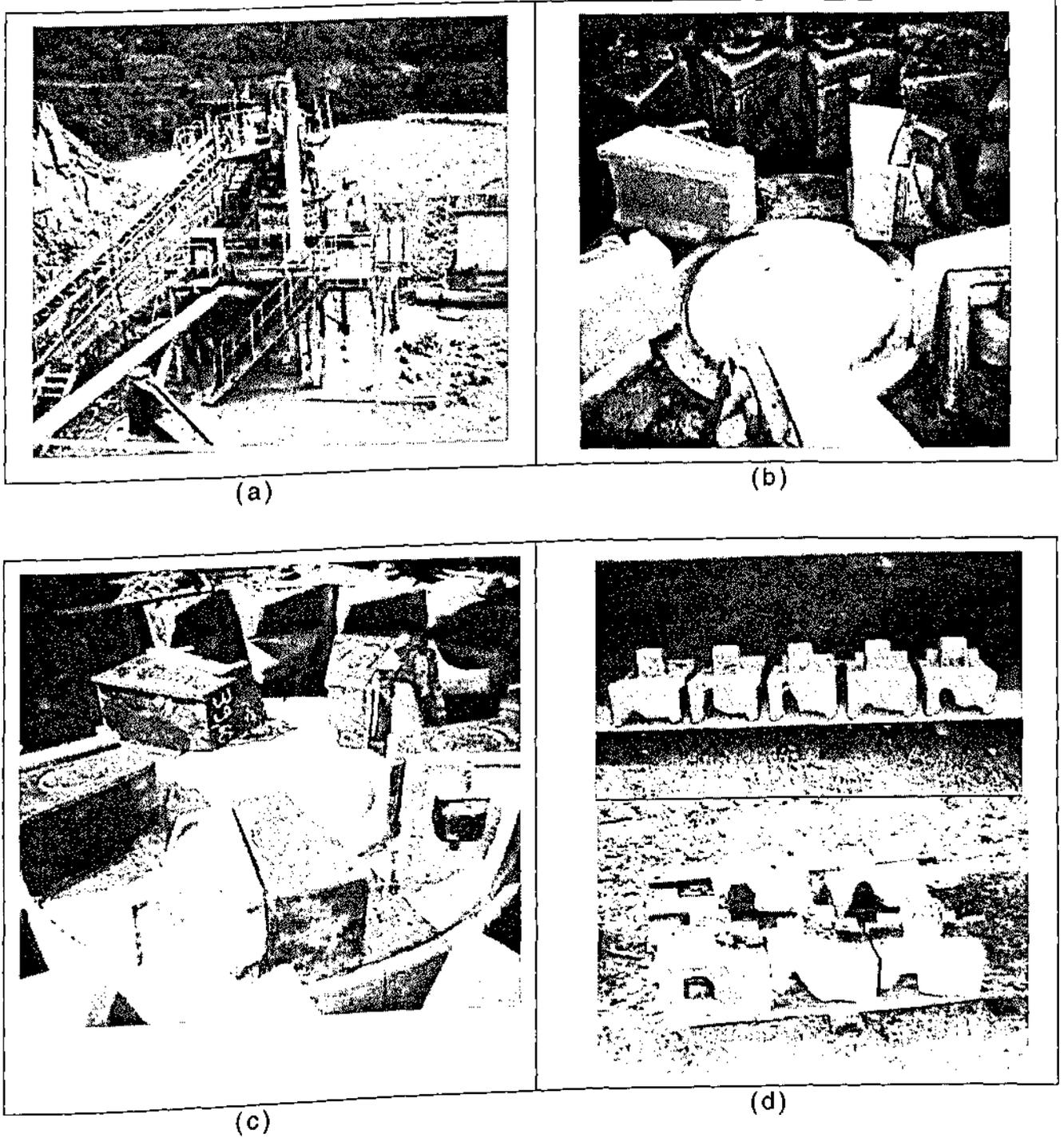


Figura 2.18: Britador Canica estudado, (a) vista geral, (b) e (c) impelidores e bigornas novas e (d) impelidores desgastados.

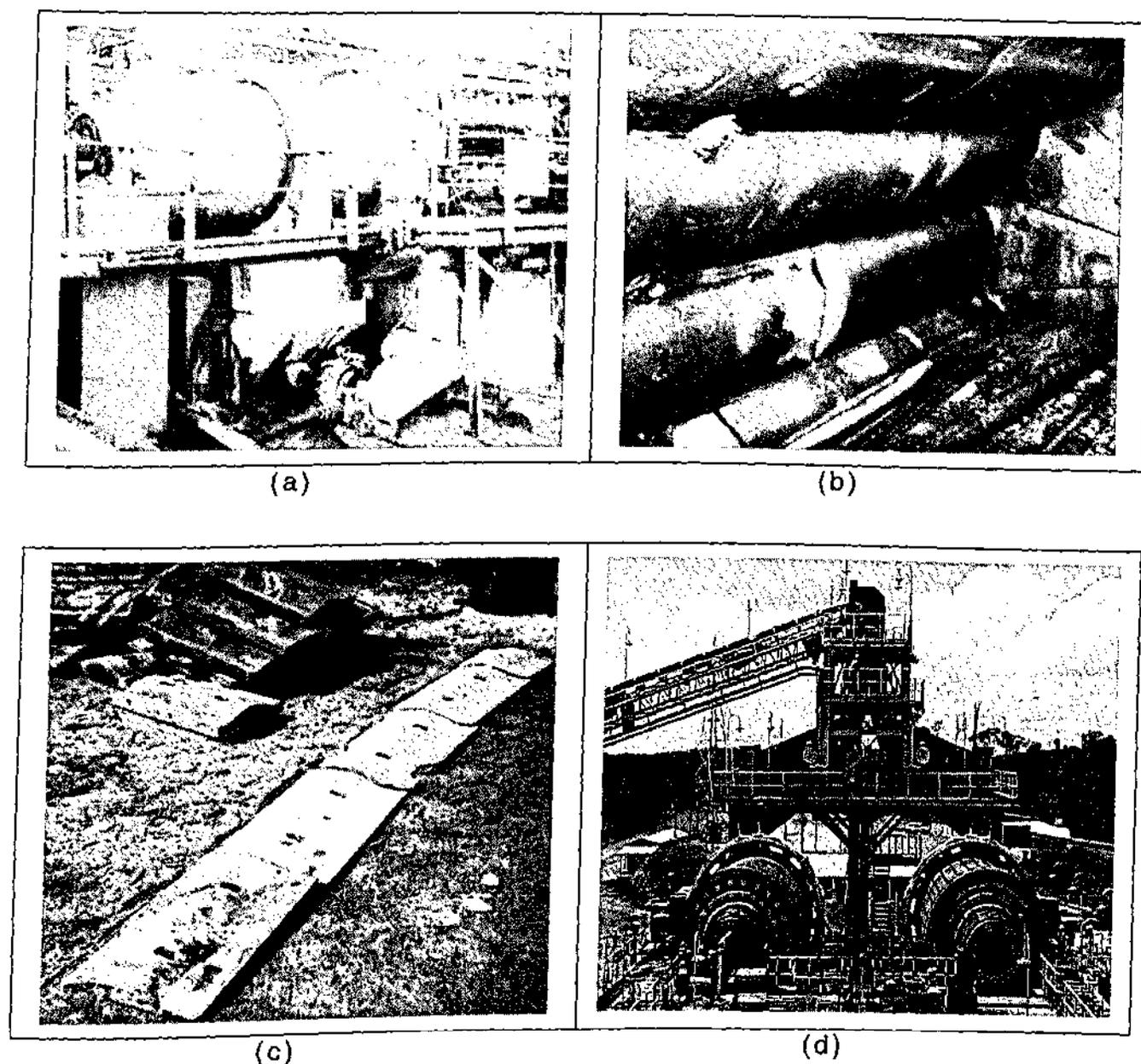


Figura 2.19: Moinho de barras (a) vista geral, (b) parte interna do moinho (placas e barras), (c) placas desgastadas e (d) instalações de novos moinhos.

Inicialmente foram retiradas amostras no campo dos componentes de desgaste dos equipamentos que mais contribuem no custo de mineração da Cassiterita, e que se encontravam disponíveis, quais sejam :

- Voluta de bomba 6"x4";
- Voluta de bomba 10"x8";
- Rotor de bomba 10"x8";
- Voluta de bomba 25MG;
- Impelidor do britador Canica (original e fornecedor);
- Revestimento de moinho de barra;

Para que não houvesse início do processo de corrosão da superfície, descaracterizando assim os mecanismos de desgastes, a superfície foi protegida com uma camada de óleo lubrificante anti-corrosivo (WD-40) logo após a retirada dos mesmos do equipamento em que operavam. Em seguida, já no Laboratório de Tribologia e Materiais da U.F.U., foram retiradas as amostras das superfícies desgastadas dos componentes utilizando eletroerosão (ENGEMAG NC 40^A). Os parâmetros utilizados para retirada das amostras são descritos na **tabela 2.2** e um desenho da ferramenta usada para retirada das amostras é apresentado na **figura 2.20**.

Tabela 2.2- Parâmetros de corte utilizados na obtenção de amostras via eletroerosão.

Parâmetro de corte	Valor
Ton. (tensão para acabamento fino)	100 V
DT (descanso da ferramenta por avanço)	85 %
Ts (amperagem)	2,0 A
Z _{máx.} (profundidade máxima de corte)	24,00 mm
M (forma do centelhamento na operação)	M2A
Afastamento (distância de recuo da ferramenta)	0,2 mm
F5 (faiscamento lateral)	0
Intervalo da usinagem	5



Figura 2.20 : Ferramenta para retirada dos corpos de prova.

De posse das amostras dos componentes de desgaste foram feitas as seguintes análises:

- Metalográfica,
- Dureza,
- Caracterização dos mecanismos de desgaste,
- Identificação da composição química.

Para preparação metalográfica usou-se o método convencional, constituindo de: embutindo e lixando com lixas abrasivas desde a

granulometria 80 até 1000 mesh; em seguida, as amostras foram polidas com pasta de diamante de $3\mu\text{m}$. Por fim, as amostras foram atacadas com Vilela, Petzow (1976). A microestrutura das amostras retiradas foi analisada através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

Os ensaios de macrodureza foram realizados num durômetro universal Wolpert, utilizando a escala Vickers com carga de 30 Kgf (tempo de 30 s). Para cada amostra foram realizados pelo menos quatro testes.

Os mecanismos de desgaste dos componentes estudados foram interpretados através da observação das superfícies das amostras desgastadas em microscópio eletrônico de varredura, LEO 940A (figura 2.21), equipado com detetor de elétrons secundários e elétrons retro-espalhados.

Amostras dos componentes de desgastes (rotor, carcaça, impelidor e revestimento) também foram enviadas para fundições com certificação ISO 9000, as quais fornecem peças fundidas para Mineração Taboca, e feito a identificação da composição química usando um aparelho de espectrometria de absorção atômica (figura 2.22). Esse equipamento é aferido diariamente, recalibrado a cada 15 dias e executado manutenção a cada 8 meses.

Visando a caracterização do minério, foram retiradas amostras do mesmo ao longo de 11 pontos do processo produtivo da planta de pré-concentração descritos na tabela 2.3. Também no Laboratório de Tribologia de Materiais da UFU, estas amostras passaram por uma secagem durante um período de 10 a 20 minutos a uma temperatura de aproximadamente $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, em aquecedor de chapa (Quimis - modelo Q.313A21). Em seguida, foi feito o embutimento das mesmas, com respectivo lixamento, com as lixas variando sua granulometria de 120 a 1200 mesh. Terminado o lixamento das amostras dos abrasivos, as mesmas foram polidas em pasta de diamante de 6, 3, $1\mu\text{m}$ respectivamente, procedendo-se em seguida a medida da microdureza dos abrasivos tomadas no microdurômetro Wolpert. A medida da granulometria dos abrasivos foi realizada através do processo de peneiramento. As peneiras tinham seu diâmetro variando de 0,075mm até 38,0mm, e as amostras ficaram submetidas à agitação durante 10 minutos. Após procedeu-se a medida da massa retida em cada peneira.

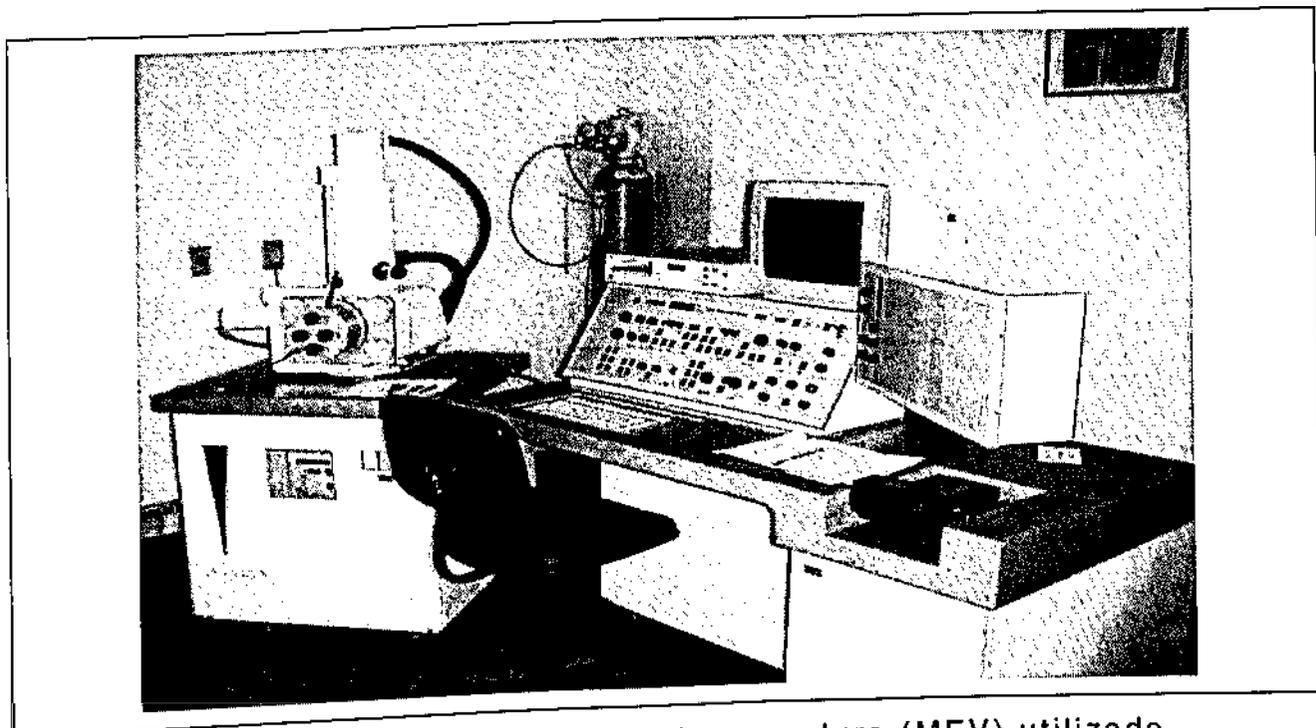


Figura 2.21: Microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizado.

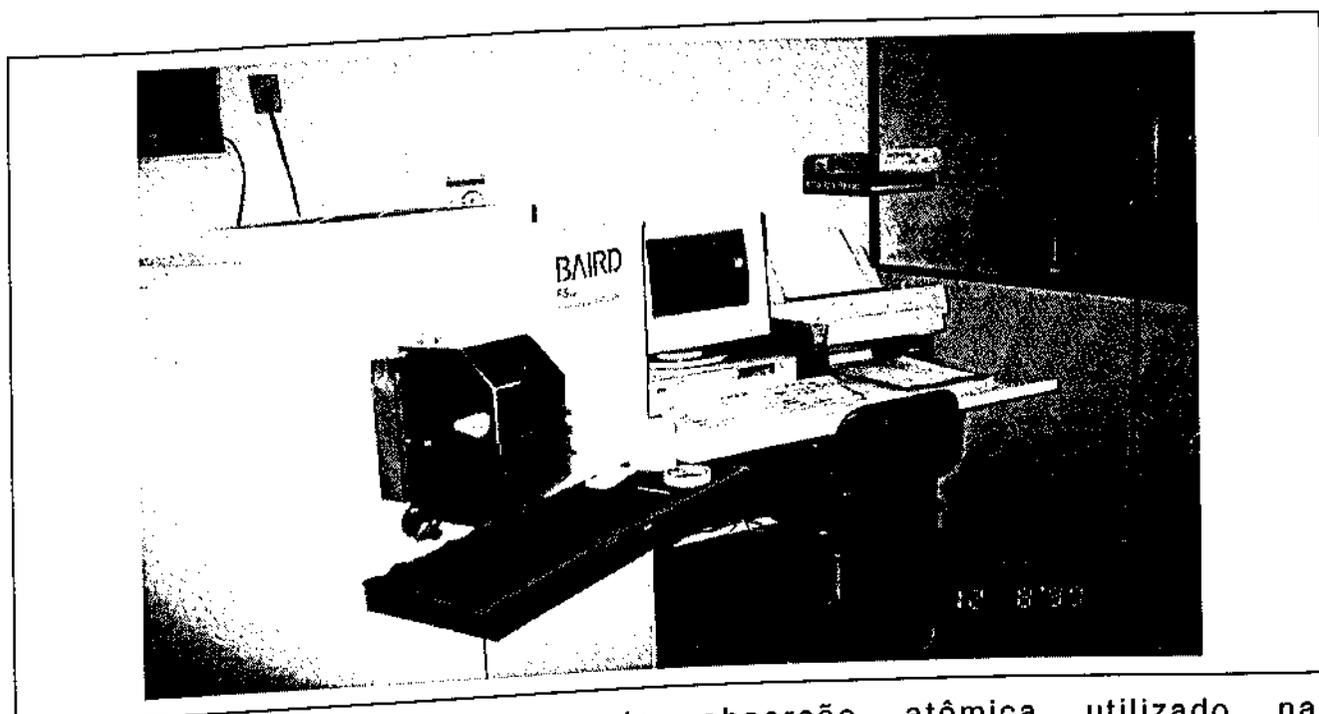


Figura 2.22: Espectômetro de absorção atômica utilizado na determinação da composição química das ligas ferrosas.

Tabela 2.3: Análise da granulometria das amostras ao longo do processo produtivo da Mineração Taboca, usando o processo de peneiramento.

faixa de diâmetro (mm)	Massa Retida [g]										
	Amost. 01	Amost. 02	Amost. 03	Amost. 04	Amost. 05	Amost. 06	Amost. 07	Amost. 08	Amost. 09	Amost. 10	Amost. 11
	Hopper	BP - 21 Entrada	Britador entrada	Canica saída	BP-3/ 4 entrada	BP - 13 entrada	Moinho de Barra entrada	saída	BP - 11 entrada	jigues saídas	BP-197 Entrada
38,0 - 25,0	0,00	0,00	88,63	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
25,0 - 19,0	9,29	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
19,0 - 9,5	0,00	0,00	21,23	37,46	0,00	0,00	0,83	0,00	0,00	0,00	0,00
9,5 - 4,8	5,13	0,33	10,20	55,92	8,62	2,33	9,76	0,00	0,53	2,16	0,00
4,8 - 2,0	17,90	6,49	16,85	36,20	4,11	20,49	44,82	13,05	7,96	10,90	2,50
2,0 - 1,2	8,78	3,00	7,30	9,92	1,54	9,50	19,40	25,32	18,86	3,22	10,57
1,2 - 0,6	16,86	8,02	13,99	13,32	2,40	13,51	19,65	54,51	48,05	2,27	41,48
0,6 - 0,42	7,12	3,75	6,32	3,30	1,12	3,63	2,67	13,63	10,94	0,62	25,79
0,42 - 0,25	3,82	1,93	3,97	1,05	0,70	1,86	0,55	4,66	3,03	0,30	12,59
0,25 - 0,15	4,76	1,76	4,90	1,75	0,77	1,54	0,23	4,11	1,03	0,24	9,07
0,15 - 0,075	2,71	1,01	3,34	0,40	0,52	0,57	0,15	11,69	0,20	0,09	3,32
M. tot[g]	76,37	26,29	176,73	159,32	19,78	53,43	98,06	126,97	90,6	19,8	105,32

- Amostra 01: material na entrada do *hopper*. (fig. 2.23);
 Amostra 02: material da entrada da BP-21 (modelo 25MG) (fig. 2.24);
 Amostra 03: material da entrada do Britador Canica (fig. 2.25);
 Amostra 04: material da saída do Britador Canica. (fig. 2.26);
 Amostra 05: material da entrada da BP-3 e 4. (fig. 2.27);
 Amostra 06: material da saída da BP-3 e 4 / entrada da BP-13. (fig. 2.28);
 Amostra 07: material da entrada do moinho de barra. (fig. 2.29);
 Amostra 08: material da saída do moinho de barra. (fig. 2.30);
 Amostra 09: material da entrada da BP-11 (joga mat. p/ as espirais Concentradoras) (fig. 2.31);
 Amostra 10: material da saída do rejeito dos jigues primários e secundários. (fig. 2.32);
 Amostra 11: material da entrada da BP-197 (rejeito das espirais Concentradoras) (fig. 2.33);

2.3.2 – Cassiterita :

A Cassiterita extraída pela Mineração Taboca em Pitinga/AM possui em média 77% de óxido de silício -SiO₂ (quartzo) em sua composição (tabela 2.4), porém com formato “estrelar”, ou seja, pontiagudo. Além deste formato, o qual contribui para um desgaste acelerado das peças, a dureza do quartzo se encontra na faixa de 800 à 1100 HV0,1 (Uetz,-1986), superior à dureza dos componentes aplicados no processo (500 a 700 HV30).

Tabela 2.4: Composição da Cassiterita extraída pela Mineração Taboca em Pitinga/AM e durezas dos óxidos que a compõe.

Parâmetro	SnO ₂	Fe ₂ O ₃	ZrO ₂	U ₃ O ₈	Nb ₂ O ₅	Ta ₂ O ₅	SiO ₂	Pb
% em peso	3,20	5,30	1,62	0,04	0,42	0,07	76,77	0,03
HV0,1(*)	1017-1491	818-1097	1200	637-803	700-740	600-1030	800-1100	

(*) Uetz (1986).

O aspecto morfológico da cassiterita nos diversos equipamentos de beneficiamento é apresentado nas figuras 2.23 a 2.33.



Figura 2.23 : Amostra 01- material na entrada do *hopper*.



Figura 2.24 : Amostra 02 – material da entrada da BP-21 (modelo 25MG).

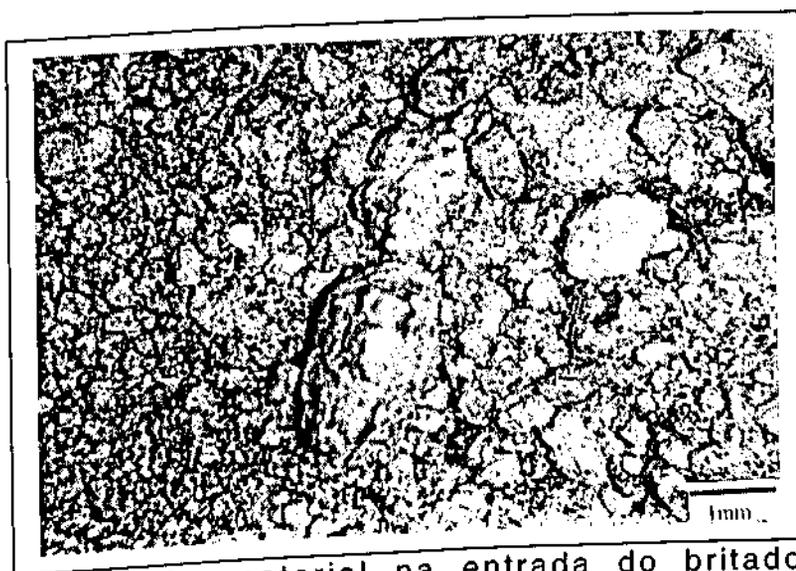


Figura 2.25 : Amostra 03 – material na entrada do britador canica.



Figura 2.26 : Amostra 04 – material da saída do britador canica.



Figura 2.27: Amostra 05 – material da entrada da BP-03 e 04.



Figura 2.28: Amostra 06 – material da saída da BP-03 e 04 e entrada da BP-13.



Figura 2.29: Amostra 07 – material da entrada do moinho de barras.



Figura 2.30: Amostra 08 – material da saída do moinho de barras.



Figura 2.31: Amostra 09 – da entrada da BP-11 (joga material para as espirais concentradoras).



Figura 2.32: Amostra 10 – material da saída do rejeito dos jiges primários e secundários.



Figura 2.33: Amostra 11 – material da entrada da BP-197 (rejeito das espirais concentradoras).

2.4 – Resultados e Discussões :

Os resultados da composição química dos componentes de desgaste e suas respectivas durezas são apresentadas na **tabela 2.5**.

As ligas fornecidas para as peças de bombas (rotor e voluta), bem como dos impelidores do britador Canica são ligas de ferro fundido branco com alto teor de cromo, que se enquadra na norma ASTM 532IIIA. Para o revestimento do moinho de barras emprega-se um aço com baixo teor de cromo, muito provavelmente devido ao impacto das barras no interior do mesmo durante o processo de cominuição.

Nota-se da **tabela 2.5** que o teor de carbono (C) dos FFBC encontra-se em torno de 2,8%. O teor de cromo (Cr) por sua vez é da ordem de 25%.

Tabela 2.5: Composição química e dureza de rotores, volutas, impelidores e revestimentos aplicados na mineração de Cassiterita (% peso).

Peça	C	Cr	Mo	Si	Mn	Ni	Cu	P	S	Fe	HV30
01	2,82	25,63	0,16	0,69	1,08	0,63	0,24	0,03	0,02	68,64	674
02	2,82	26,69	0,06	0,58	1,30	0,80	---	0,05	0,01	67,69	700
03	2,85	26,34	0,07	0,51	1,22	0,73	---	0,03	0,02	68,23	712
04	2,74	25,97	0,62	0,80	0,90	0,49	0,29	0,03	0,02	68,06	707
05	2,86	24,65	0,05	1,00	0,79	0,17	0,88	0,02	0,02	69,56	720
06	0,80	2,30	0,30	0,60	0,70	0,00	0,00	0,04	0,04	95,22	582
07	2,75	25,23	0,55	0,73	1,01	0,42	0,14	0,02	0,03	69,12	761

- Peça 01 : Voluta da bomba 6"x4".
- Peça 02 : Voluta da Bomba 10"x8".
- Peça 03 : Rotor da bomba 10"x8".
- Peça 04 : Voluta da bomba 25MG.
- Peça 05 : Impelidor do britador Canica.
- Peça 06 : Revestimento de moinho de barra.
- Peça 07 : Impelidor do britador Canica (original)

O molibdênio (Mo), que representa um dos elementos mais caros na composição de ferros fundidos é muito próximo de zero, com exceção dos ferros fundidos da voluta da bomba 25MG e do ferro fundido na composição original do impelidor do britador Canica, onde esse valor é da ordem de 0,5%. O teor de níquel varia desde 0% a aproximadamente 1%. Os demais elementos apresentam-se em percentuais residuais, a menos do teor de cobre do impelidor do britador Canica (peça 05).

O aço empregado na confecção dos revestimentos apresenta sua composição 0,8% em peso de carbono e 2,3% de Cr, além de 0,3% de Mo, que representa um valor significativo para os aços. Assim pode-se afirmar, que se trata de um aço de boa temperabilidade.

As durezas obtidas são bastante elevadas e representa valores obtidos através de têmpera ou têmpera e revenimento. Para os FFBC, a dureza encontra-se na faixa de $\cong 670 - 760$ HV30. O valor medido no aço foi de 582 HV30.

A seguir apresentam-se as microestruturas dos ferros fundidos e do aço, vistas através da microscopia óptica (fig. 2.34 à 2.40).

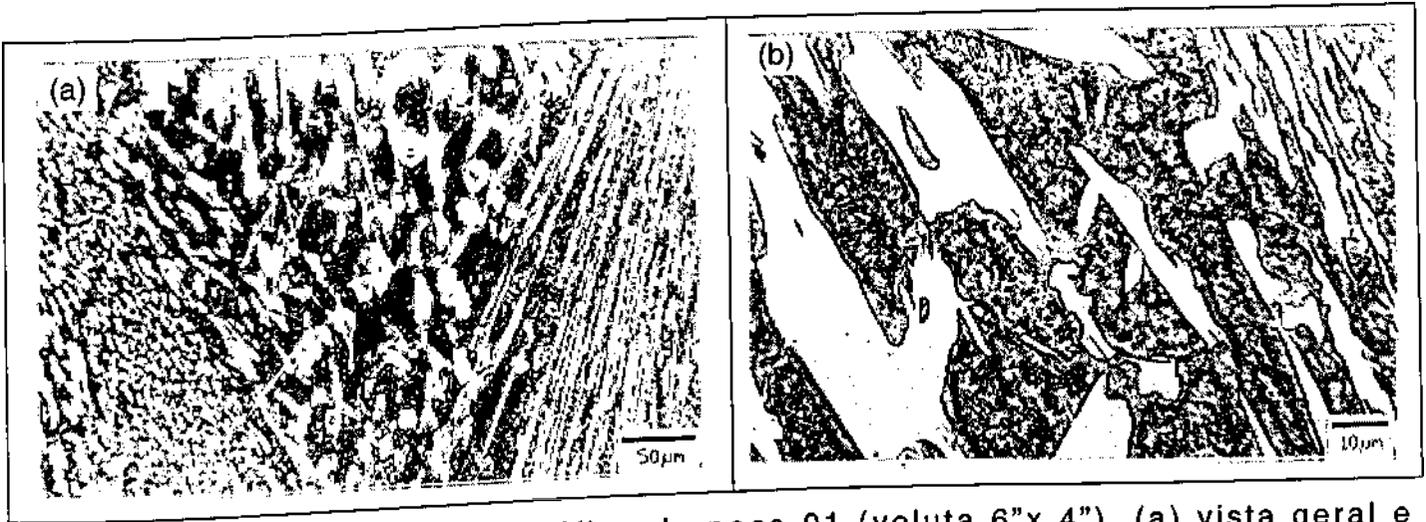


Figura 2.34 : Aspecto micrográfico da peça 01 (voluta 6"x 4"), (a) vista geral e (b) detalhes.

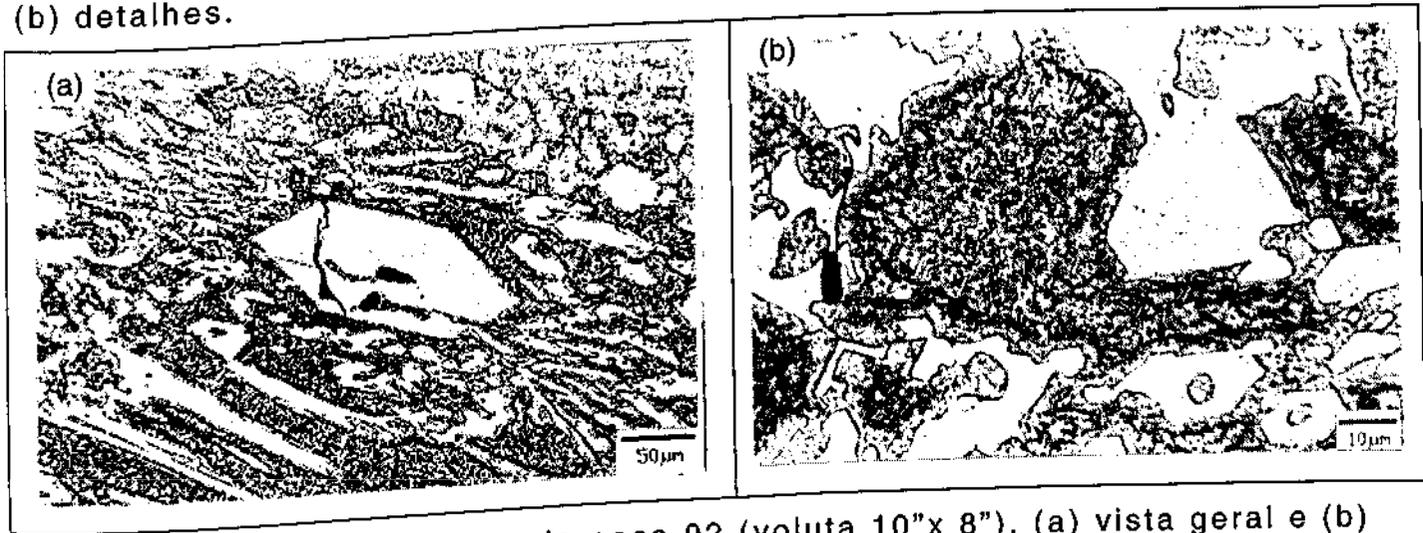


Figura 2.35 : Microestrutura da peça 02 (voluta 10"x 8"), (a) vista geral e (b) detalhes mostrando a precipitação de carbonetos na matriz.

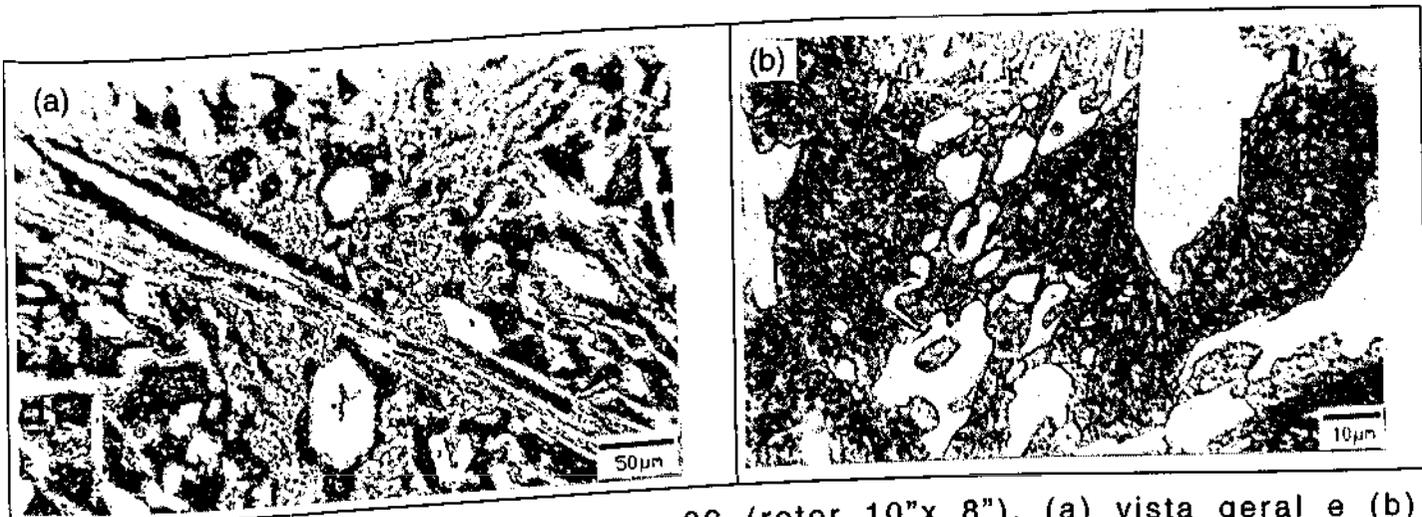


Figura 2.36 : Micrografia da peça 03 (rotor 10"x 8"), (a) vista geral e (b) detalhes.

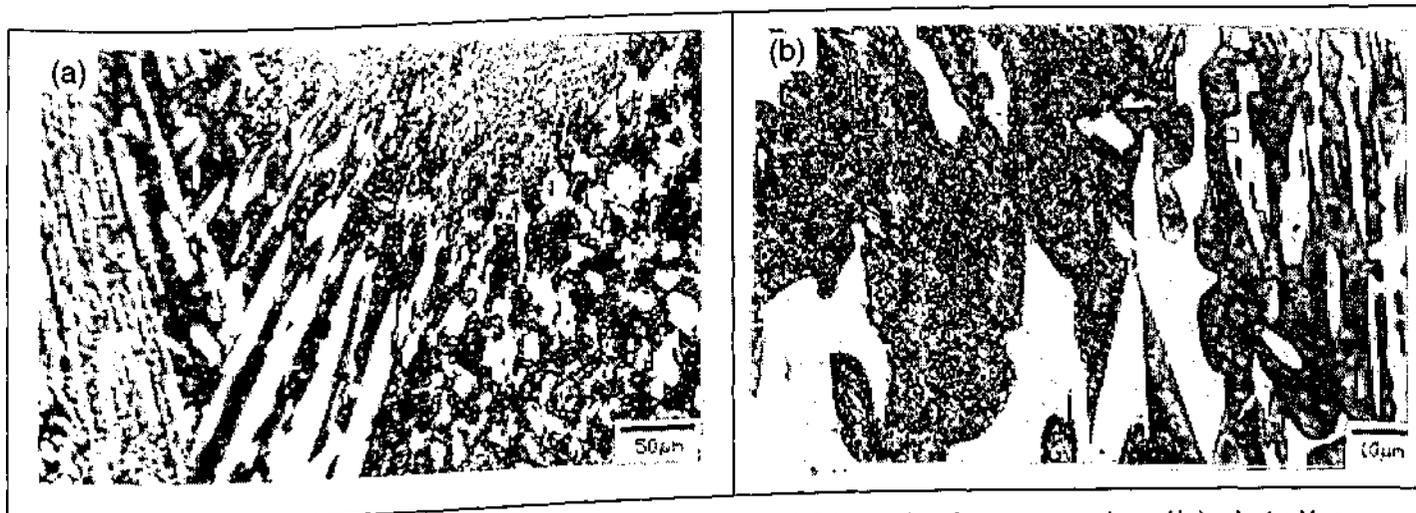


Figura 2.37 : Peça 04 (voluta da bomba 25MG), (a) vista geral e (b) detalhes.

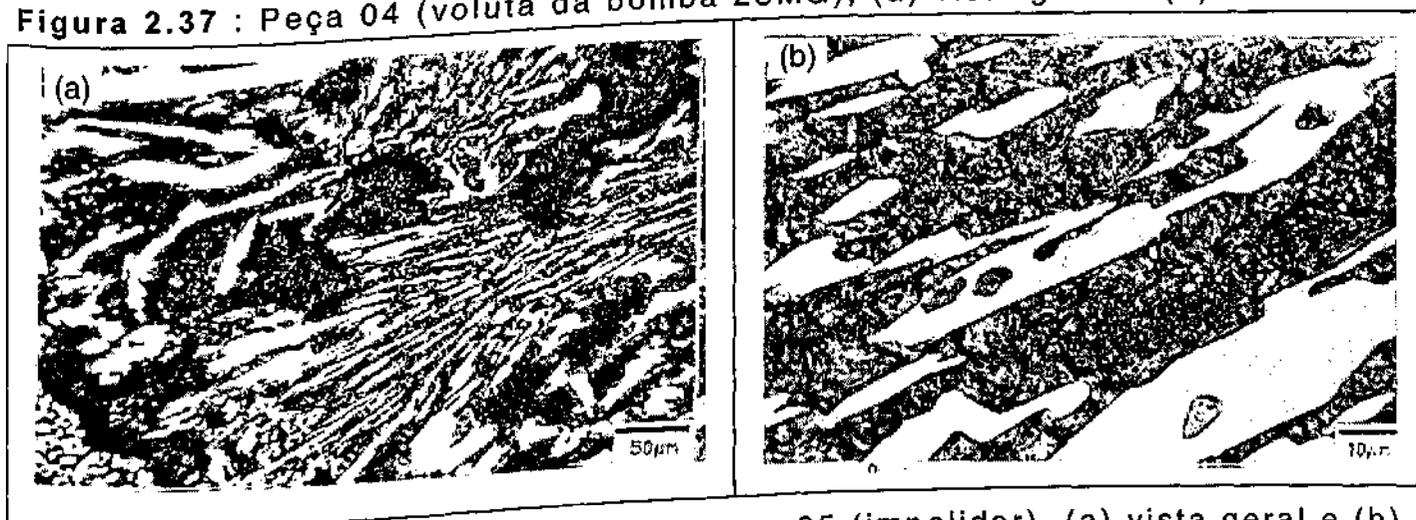


Figura 2.38 : Aspecto micrográfico da peça 05 (impelidor), (a) vista geral e (b) detalhes.

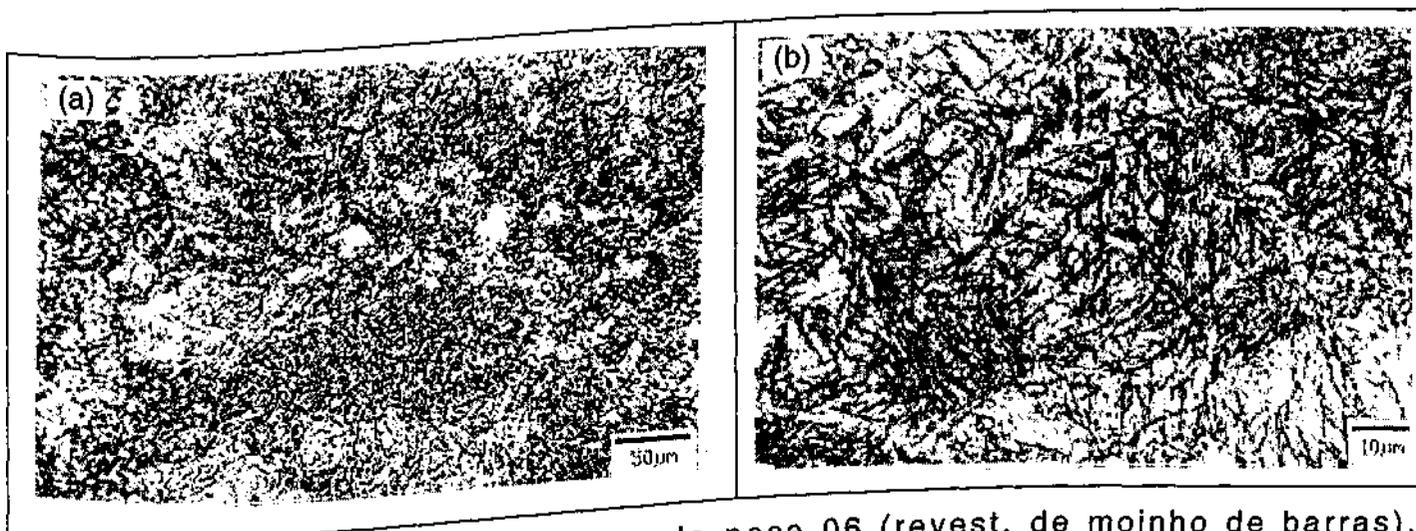


Figura 2.39: Aspecto metalográfico da peça 06 (revest. de moinho de barras), (a) vista geral e (b) detalhes mostrando o aspecto acicular da martensita.

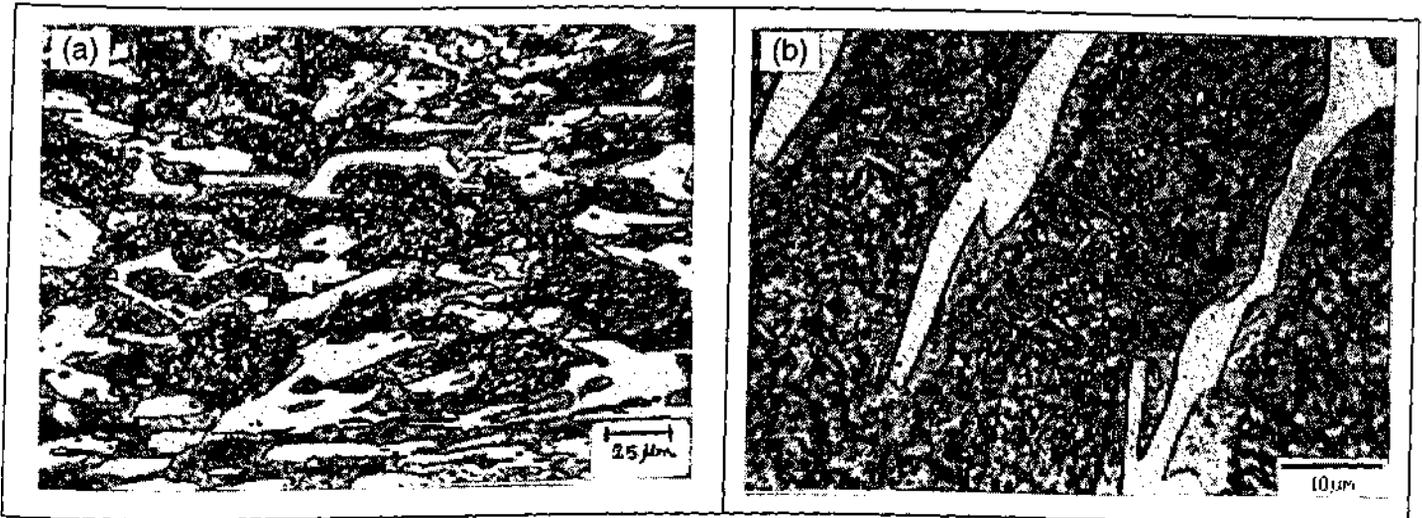


Figura 2.40 : Aspecto metalográfico representativo da peça 07 (impelidor na versão original em termos de composição química), (a) vista geral e (b) detalhes.

Observa-se das **figuras 2.35 e 2.36**, correspondentes às micrografias da voluta e do rotor da bomba 10" x 8", respectivamente, que se trata neste caso de ligas com uma microestrutura do tipo hipereutética. Ou seja, elas apresentam carbonetos M_7C_3 eutéticos e primários. Todavia, tomando-se por base a superfície "Líquidus" do diagrama (Chico et al., 1982), nota-se que esses ferros fundidos são do tipo hipoeutético (ver capítulo 3, figura 3.2). Essa diferença entre a microestrutura observada e a prevista pode estar associada a eventuais segregações durante a fundição. Os demais ferros fundidos são ligeiramente hipoeutéticos, podendo-se notar em pequenos aumentos a presença de algumas dendritas da antiga austenita.

A matriz por sua vez apresenta-se com um aspecto típico de martensita, destacando-se aqui os finos carbonetos formados durante o tratamento de desestabilização da austenita.

O aço empregado na confecção das placas de revestimento do moinho de barras é aproximadamente o eutetóide, destacando-se, todavia, o teor de cromo relativamente elevado. A sua microestrutura apresenta-se sob a forma martensítica (**figura 2.39**), e devido a sua elevada dureza, pode-se concluir que o revenimento, no caso, deve ter sido efetuado em temperaturas relativamente baixas.

As **figuras 2.41 a 2.45** apresentam os mecanismos de desgaste dos vários componentes estudados, quais sejam : rotores e carcaças de

bombas, impelidores do britador Canica e revestimentos de moinhos de barras. Tanto na voluta quanto no rotor notam-se riscos dispostos quase que sempre paralelos. Alguma deformação plástica pode também ser observada. Assim, pode-se afirmar que dos mecanismos da abrasão há um predomínio do microcorte associado com algum microsulcamento. Nenhum indício de microtrincamento gerado por carbonetos pode ser observado.

Os impelidores por sua vez apresentam evidência de um intenso riscamento, como mostrado na **figura 2.44**. Neste caso, assim como nas bombas de polpa do minério, predomina o microcorte.

Esses dois micromecanismos, todavia, são muito pouco evidentes nas amostras do revestimento do moinho de barras (**figura 2.45**). Nota-se dessa figura, predominantemente, um processo de indentação múltipla, característico da abrasão a três corpos. Em razão das elevadas pressões durante o processo de cominuição do minério, partículas abrasivas podem ser embutidas na superfície do revestimento, como mostrado na **figura 2.45c**.

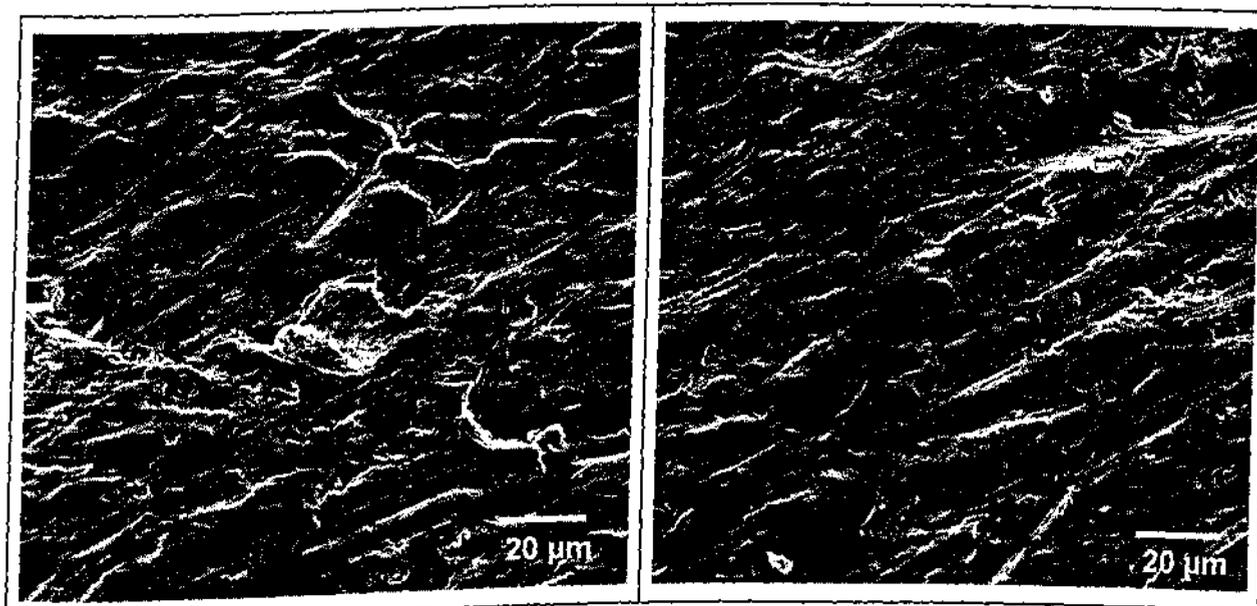


Figura 2.41: Superfícies da peça 01 (voluta 6" x 4"), mostrando, basicamente, riscos e sulcos gerado durante o bombeamento da polpa de cassiterita + água, MEV.

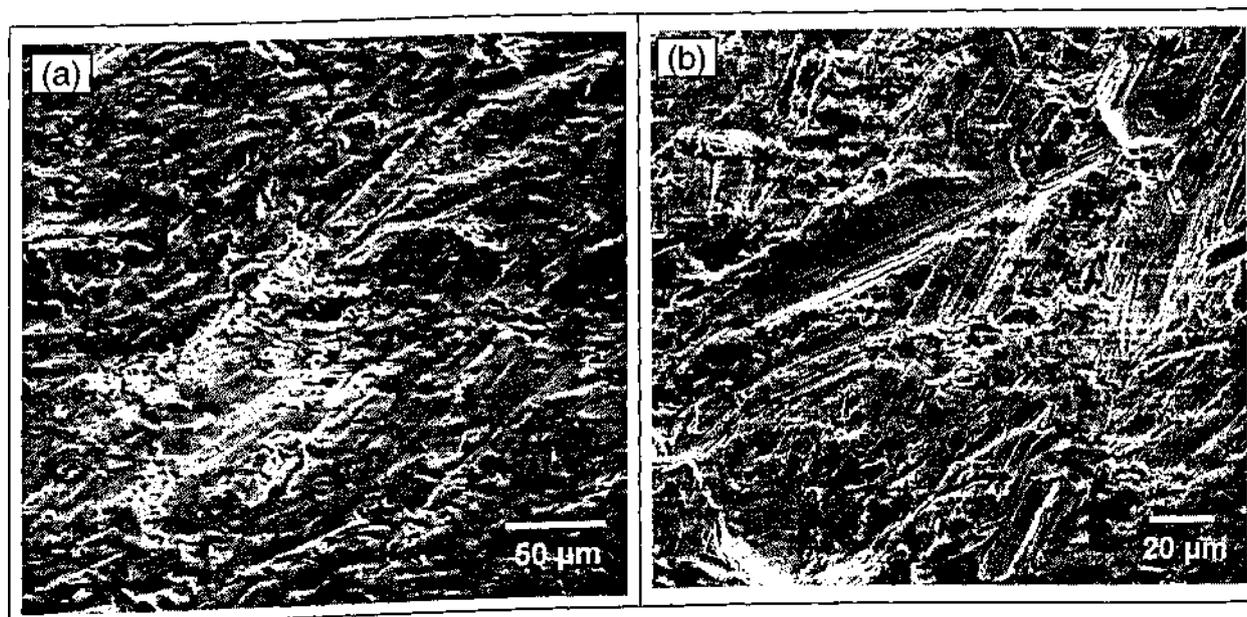


Figura 2.42: Superfície típicas das peças, (a) peça 02 (voluta 10" x 8"), e (b) da peça 03 (rotor 10"x 8").

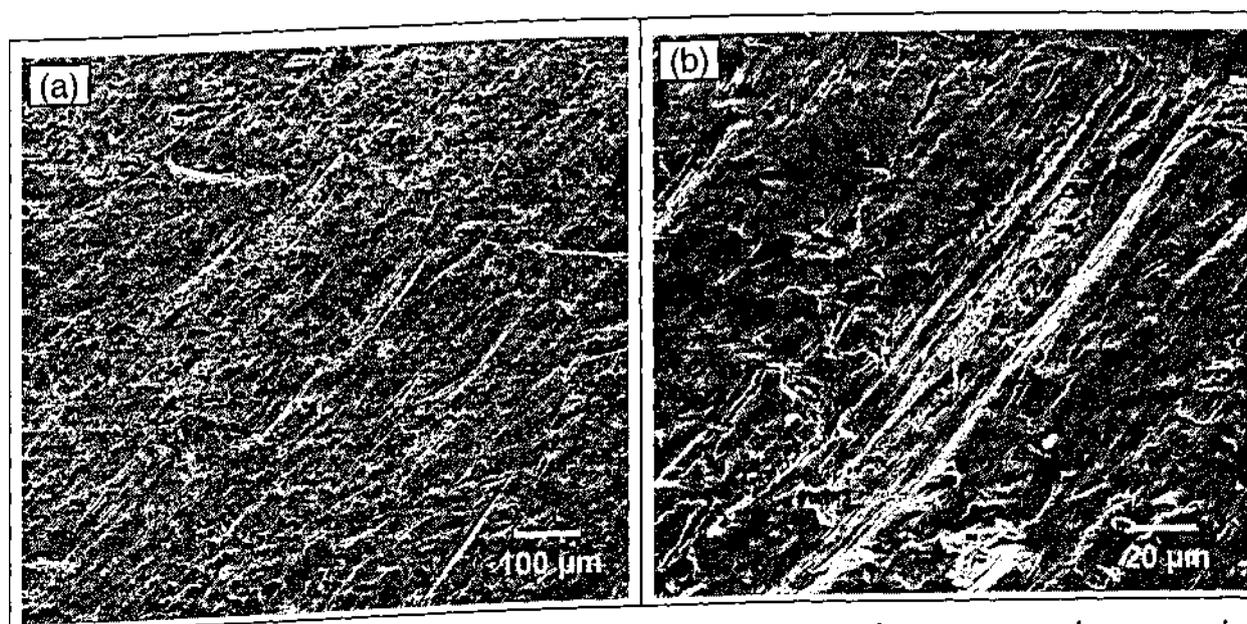


Figura 2.43: Micrografias representativas dos mecanismos de desgaste da voluta 25MG (peça 04), (a) vista geral e (b) detalhes.

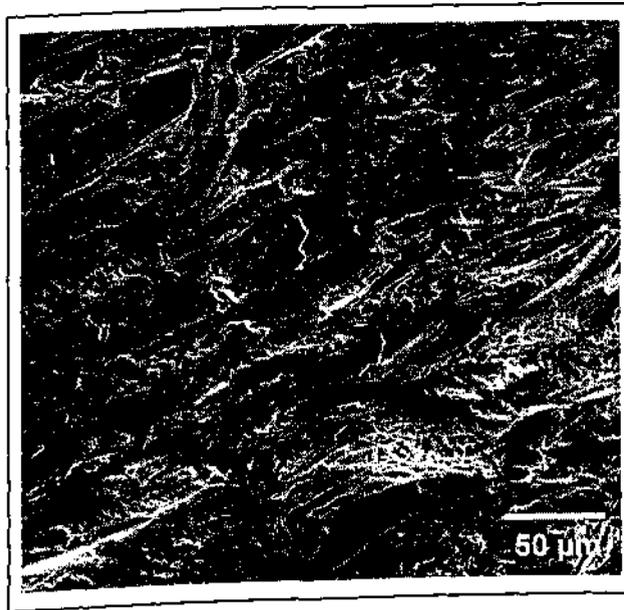


Figura 2.44: Superfície do impelidor 01 (fornecedor A).

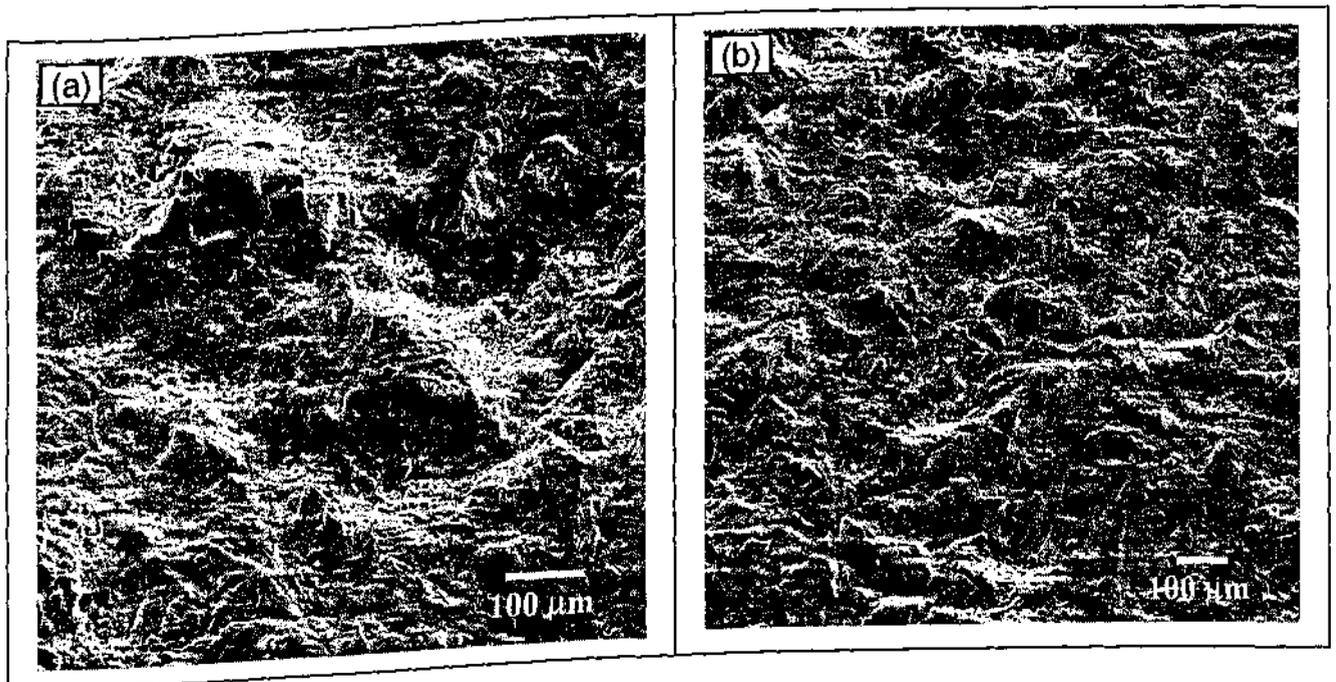


Figura 2.45: Continua.

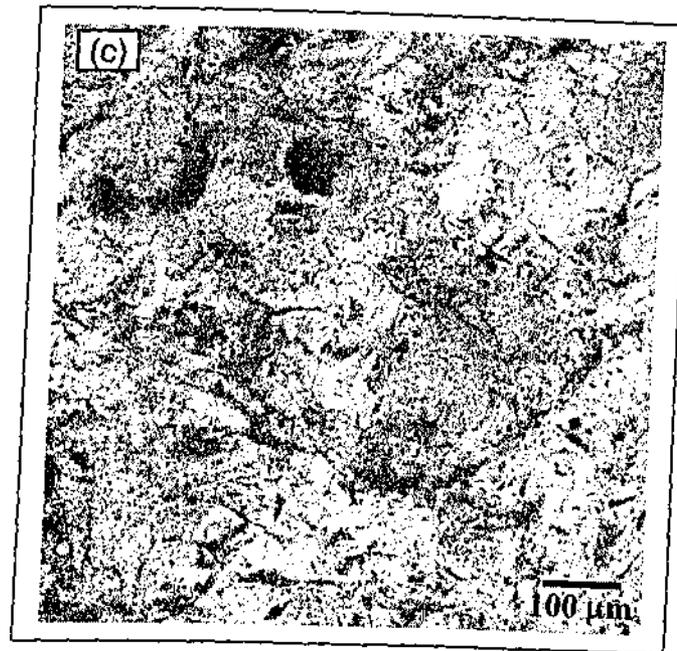


Figura 2.45: Mecanismos de desgaste em revestimento de moinho de barras utilizado na moagem de cassiterita (peça 05), (a) e (b) vistas gerais e (c) imagem de elétrons retro-espalhados de (a) mostrando regiões com a presença de minério embutido (regiões mais escuras).

2.5 – Conclusões Parciais

Após caracterização do minério, identificação das ligas utilizadas/fornecidas e a caracterização do mecanismo de desgaste, tem-se as seguintes conclusões parciais :

- o minério explorado na extração de cassiterita na Mineração Taboca tem sua constituição predominante óxido de silício (SiO_2), cujo teor é de aproximadamente 77% na composição do minério. Seu formato é pontiagudo, fato este que aumenta sua abrasividade;
- as durezas das peças de desgaste abordadas neste trabalho encontram-se na faixa de 580 – 760 HV30, ou seja, inferiores à dureza do SiO_2 (800 – 1100 HV0,1);
- os mecanismos de desgaste predominante no processo para as peças de bombas (voluta e rotores) e peças de britador (impelidor) são o

microsulcamento e microcorte, característicos do desgaste abrasivo por deslizamento;

- para o revestimento de moinho de barras, o mecanismo de desgaste identificado foi a indentação múltipla, característico do desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento;
- as ligas de ferro fundido branco aplicadas na confecção de componentes para extração de cassiterita apresentam pouca variação entre os fornecedores, possuindo grande potencial de melhoria de desempenho através da variação dos elementos de liga tais como: cromo, molibdênio, níquel ou até mesmo o nióbio e o titânio;

Uma vez identificados os materiais utilizados na confecção das peças (rotor e carcaça de bombas, impelidor do britador Canica e placas de revestimento dos moinhos de barras), a natureza do desgaste, bem como a classificação dos mecanismos de desgaste atuantes, pôde-se, então, propor estudos/alternativas nas propriedades do material (composição química, microestrutura e dureza superficial) e soluções para o problema de desgaste por abrasão existente na mineração de cassiterita. Estes assuntos são abordados nos capítulos seguintes.

3 – Desenvolvimento de Ligas para Alguns Componentes Empregados na Extração de Cassiterita

3.1 – Introdução

Dentre as ligas de ferro-carbono, os ferros fundidos constituem um grupo de ligas de importância fundamental para a indústria, não só devido às características inerentes ao próprio material, como também pela viabilização de seu emprego em aplicações que, de certo modo, eram exclusivas dos aços. Nesse sentido, a adição de elementos de liga, bem como a aplicação de tratamentos térmicos adequados, desempenhou um papel decisivo. Um exemplo prático na extração de cassiterina na Mineração Taboca é a calha de polpa, que até pouco tempo era revestida com chapas de aço USI AR 360 ou 400 e agora está sendo aplicada placas de ferro fundido branco de alto cromo com uma redução considerável no custo.

Define-se como ferro fundido ligas de ferro-carbono com teores de carbono geralmente acima de 2%, quantidade superior à que é retida em solução sólida na austenita. Para teores de carbono entre 2,11% e 4,3% no diagrama Fe-C tem-se as ligas hipoeutéticas. Ligas com 4,3% de teor de carbono são denominados eutéticos e aquelas de carbono acima de 4,3% são chamadas hipereutéticas.

A adição de silício tem grande influência sobre a constituição microestrutural dos ferros fundidos. Ele pode determinar a forma do carbono: livre (grafita) ou combinado (carbonetos), Chiaverini (1996). Dentro da denominação geral de "ferro fundido", podem ser distinguidos por tipos de ligas como: cinzento, mesclado, maleável, nodular, e ferro fundido branco.

O ferro fundido branco cuja fratura mostra uma coloração clara (donde a sua denominação) é caracterizado por apresentar ainda como elementos de liga fundamentais o carbono e o silício, mas cuja estrutura, devido às condições de fabricação e menor teor de silício, apresenta o carbono quase inteiramente na forma combinada (Fe_3C). Suas propriedades fundamentais, devido justamente a alta quantidade de cementita, são elevadas dureza e resistência ao desgaste abrasivo. Como consequência, sua usinabilidade é prejudicada, ou seja, esses

materiais são difíceis de se usinar, mesmo com os melhores materiais de corte.

A adição de cromo nos ferros fundidos brancos leva à formação de carbonetos, cujas propriedades (especialmente a tenacidade à fratura K_{Ic} e a dureza H) são, no conjunto, superiores às apresentadas pela cementida. Além disso, outros elementos, tais como: vanádio, nióbio, molibdênio, dentre outros podem ser adicionados melhorando, por exemplo, propriedades tribológicas específicas. Assim, o presente capítulo tem como objetivo apresentar o efeito da adição de até 1,5% de nióbio em ferros fundidos brancos de alto cromo na liga CrMo 15 2 na sua microestrutura. Essa liga foi escolhida em função do seu bom desempenho em situações envolvendo desgaste abrasivo. O comportamento tribológico dessas ligas é apresentado no capítulo 4. Apresenta-se, ainda neste capítulo, materiais alternativos para o revestimento de moinhos de barras contendo baixos teores de cromo. Os efeitos de adição extra de Manganês são também analisados. Antes da apresentação das ligas desenvolvidas, faz-se uma breve revisão sobre o assunto.

3.2 – Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo

Os ferros fundidos brancos alto cromo são, basicamente, ligas de Fe-Cr-C com carbono variando de 1,5% à 4,0% e o cromo entre 11% e 30%. Contém ainda silício, manganês, fósforo e enxofre trazidos pelas matérias primas. Sua microestrutura é constituída de carbonetos do tipo M_7C_3 de elevada dureza (normalmente entre 1300 e 1800HV0,05) embutidos em uma matriz tratada termicamente (Albertin, Sinatora, 1991).

Boa parte das aplicações de ferros fundidos brancos é do tipo hipoeutética ou ligeiramente hipereutética. Nas ligas hipoeutéticas, a solidificação inicia-se através do crescimento de dendritas de austenita. A seguir, a solidificação se dá através da formação de um eutético contendo M_7C_3 e austenita. Nas ligas hipereutéticas, a fase primária de solidificação é o M_7C_3 . Nos casos onde a tenacidade à fratura não é significativa, as frações volumétricas de carbonetos do tipo M_7C_3 , que por sua vez depende da relação %Cr/%C, podem superar os 50%.

3.2.1 – Efeitos da Adição de Cromo nos Ferros Fundidos Brancos

Os elementos cromo, níquel e molibdênio são geralmente usados, isolados ou em combinação para aumentar a resistência ao desgaste.

O Cromo, em baixos teores, é utilizado com o objetivo de controlar a profundidade de coquilhamento, garantindo, a presença de uma estrutura sem grafita. Cada 0,01% de cromo neutraliza cerca de 0,015% de silício, servindo pois o cromo, em teores baixo, para corrigir pequenos erros de composição do ferro fundido. Em teores de 1% à 4%, aumenta a dureza e a resistência ao desgaste, porque estabiliza a cementita e impede a formação de grafita. Em teores de 12% à 35% confere também resistência à corrosão e à oxidação a altas temperaturas, além de aumentar a resistência à abrasão devido à formação de carbonetos de elevada dureza, Chiaverini (1996).

O cromo e o carbono combinados aumentam a temperabilidade na medida em que a relação Cr / C se eleva (Maratray, 1970). O efeito do aumento da relação Cr / C se deve ao aumento da quantidade de cromo em solução e se faz sentir tanto nas transformações isotérmicas quanto no resfriamento contínuo

3.2.2 – Diagrama de Fe-Cr-C

O diagrama Fe-Cr-C foi intensamente estudado por vários autores, destacando-se os trabalhos de Jackson (1970), Bungardt et al. 1958 e Chico e Thorpe (1982). A **figura 3.1** apresenta de forma tridimensional esse diagrama com as suas várias reações e domínios de ocorrência de fases. Esse diagrama é de fundamental importância no entendimento das diversas microestruturas desses ferros fundidos, ou ainda, no desenvolvimento de novas ligas, que tem por base esse sistema.

A superfície *líquidus* do diagrama Fe-Cr-C (**figura 3.2**) desenvolvida por Jackson (1970) e Chico et al. (1982) permite uma fácil e rápida compreensão das reações ocorrentes nesses materiais durante a solidificação. De especial interesse no presente trabalho citam-se as ligas localizadas no domínio "A" da **figura 3.2**. Essas ligas são do tipo

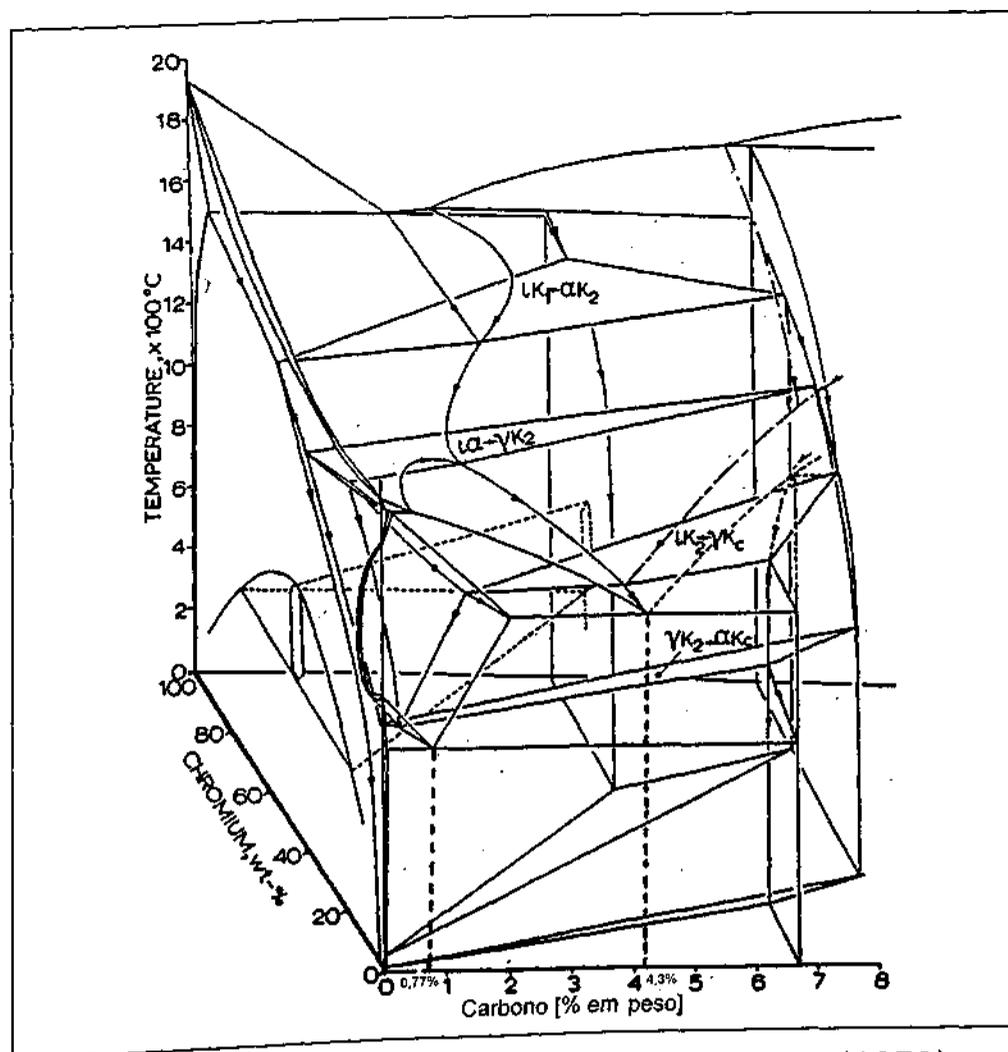


Figura 3.1: Diagrama Fe-Cr-C segundo Jackson (1970), onde K1 representa o carboneto $(Cr,Fe)_{23}C_6$, K₂ o $(Cr,Fe)_7C_3$ e K₀ o $(Cr,Fe)_3C$.

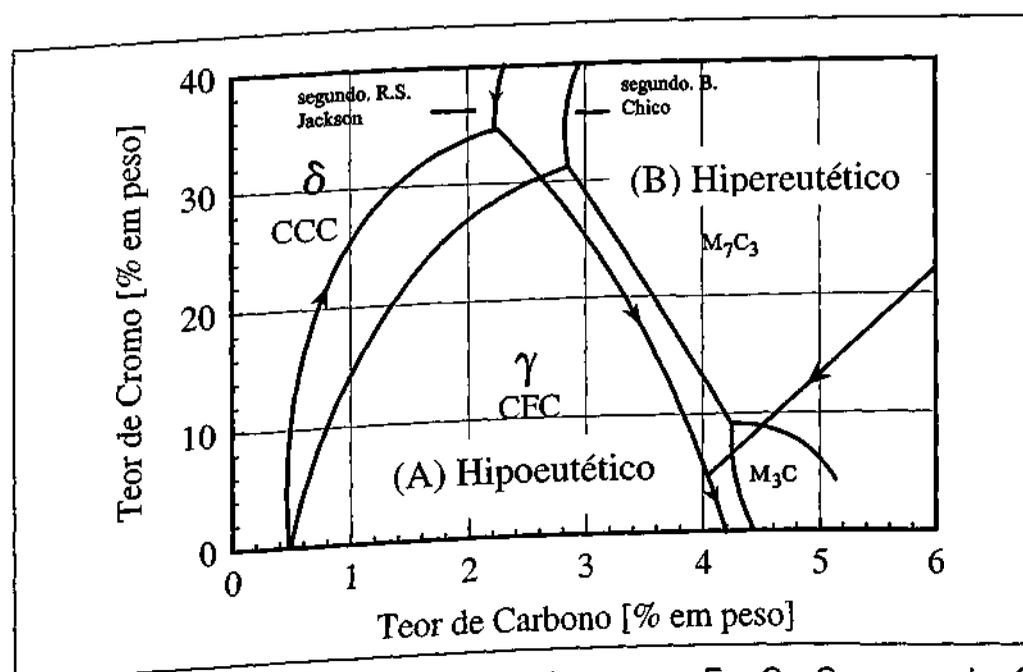


Figura 3.2: Superfície "Liquidus" do diagrama Fe-Cr-C segundo Chico et al. (1982) e Jackson (1970).

hipoeutética, onde a solidificação inicia-se com a formação de uma fase primária de austenita " γ ". Como o teor de carbono da austenita nessas ligas é inferior ao da liga, tem-se um enriquecimento do líquido em carbono durante a formação de dendritas de austenita. A seguir, a liga atinge o vale eutético, e, a solidificação continua através da formação de células de austenita e M_7C_3 .

No domínio "B" tem-se os ferros fundidos brancos hipereutéticos, onde a solidificação inicia-se através da formação de carbonetos primários de M_7C_3 . Esses carbonetos possuem um teor de carbono maior que da liga. Assim a medida que ocorre a solidificação, há um empobrecimento em carbono no líquido remanescente, até que se atinge o vale eutético. Ao atingir o vale eutético, com a redução da temperatura, a solidificação continua através da formação de células eutéticas de austenita e carbonetos M_7C_3 , similares ao ocorrido nos ferros fundidos hipoeutéticos.

Uma das principais vantagens dos ferros fundidos brancos hipereutéticos está na formação de carbonetos primários do tipo M_7C_3 , cuja microdureza é da ordem de 1.600HV. Além disso, parte do cromo não transformado em carboneto fica na matriz, aumentando assim, a temperabilidade desses ferros fundidos.

3.2.3 – Tratamentos Térmicos e Comportamento Tribológico

Os tipos de tratamentos térmicos mais aplicados nos ferros fundidos brancos de alto cromo constituem-se de uma desestabilização da austenita (austenitização), seguido de resfriamento ao ar. Durante esse resfriamento há formação de uma matriz contendo austenita retida, martensita e carbonetos precipitados do tipo M_3C , $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 . A relação entre temperatura de austenitização, austenita retida e dureza após o resfriamento é exemplificada através dos resultados de Maratray e Poulalion (1982), conforme mostrado na figura 3.3 para o ferro fundido branco alto cromo. O tipo de microestrutura formada é função da temperatura e tempo de austenitização, bem como das condições de resfriamento (ar calmo ou forçado).

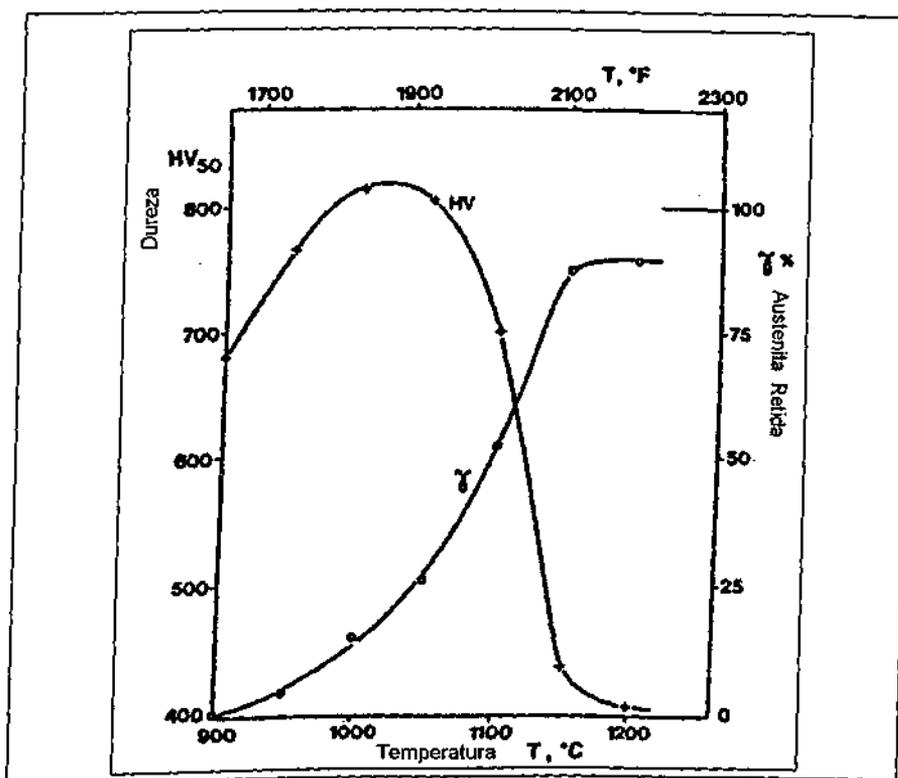


Figura 3.3: Relação entre temperatura de austenitização, austenita retida contida e dureza após o resfriamento no ferro fundido branco alto cromo, Maratray e Poulalion (1982).

Outro tipo de tratamento térmico, muito utilizado nos ferros fundidos branco de alto cromo, é o tratamento térmico subcrítico ou revenimento, que consiste em elevar a peça a uma temperatura abaixo da temperatura crítica (normalmente até 550°C), e, em seguida, a peça é resfriada ao ar calmo. Este tratamento térmico visa reduzir as tensões que se originam através das diferentes velocidades de resfriamento através das seções da peça, bem como das tensões induzidas pela transformação martensítica.

Sare e Arnold (1994) estudaram o efeito dos tratamentos térmicos sobre a resistência à abrasão a dois corpos através de ensaios com britadores de mandíbula dos seguintes ferros fundidos: Cr 27, CrMo15 3, CrMoCu 20 2 1 e NiCr 4. Esses autores às seguintes conclusões :

➤ a desestabilização em temperaturas normalmente usados na prática (1.000 °C para as ligas Cr 27, CrMo15 3 e CrMoCu 20 2 1 e 800 °C para a liga de NiCr 4) produziu um substancial incremento na dureza, uma forte redução na austenita retida para todas ligas, e, exceto para a liga Cr 27, uma significativa melhoria na resistência à abrasão;

➤ a realização da desestabilização em temperaturas mais elevadas (1.150°C para as ligas Cr 27, CrMo 15 3 e CrMoCu 20 2 1; e 1.075°C para a liga NiCr 4) teve um efeito variável sobre a estrutura e as propriedades dessas ligas (dureza, austenita retida e taxa de desgaste): a liga CrMo 15 3 e a NiCr 4 tiveram suas durezas reduzidas consideravelmente com o acréscimo da temperatura de austenitização e apresentaram um substancial incremento na quantidade de austenita retida. A liga Cr 27 e CrMoCu 20 2 1 apresentaram pequenas mudanças nas durezas e na quantidade de austenita retida. A resistência à abrasão declinou em todas as ligas, exceto na Cr 27, que mostrou uma significativa melhoria na maior temperatura de austenitização (1.150°C);

➤ o tratamento subcrítico a 500 °C após a têmpera a partir da menor temperatura de austenitização empregada para cada liga também teve um efeito variável sobre a estrutura e as propriedades. Eles notaram um decréscimo significativo na dureza em todas as ligas, exceto na CrMo15 3, que reteve a mesma dureza após a têmpera à 1.000 °C; a austenita retida diminuiu para menos de 10% em todas as ligas. A resistência à abrasão caiu consideravelmente nas ligas Cr 27, CrMoCu 20 2 1 e NiCr 4. A liga CrMo 15 3 apresentou apenas uma ligeira redução da resistência ao desgaste abrasivo;

➤ a resistência ao desgaste, medida no teste de abrasão em britador de mandíbula, parece ser ótima para um nível intermediário de austenita retida. Na liga Cr 27 a quantidade ótima de AR é cerca de 30% e aproximadamente 42% para a liga NiCr4;

➤ as diferentes respostas dos ferros fundidos em temperaturas de desestabilização elevadas e tratamentos subcríticos a 500 °C podem ser relacionadas com os efeitos do carbono e dos elementos de liga sobre a temperatura de início de transformação martensítica e endurecimento secundário.

3.2.4 – Efeitos de Adição de outros Elementos de Liga

A adição de Nióbio, dependendo do teor, pode levar à formação tanto de carbonetos primários da NbC, quanto eutéticos em ligas ferrosas, Riedl (1983), Fischmeister (1989) e Sawamoto (1986). Esses carbonetos apresentam uma dureza de cerca de 2400HV_{0,05} e uma tenacidade à fratura de cerca de 2,4 MPa.m^{0,5}, Berns *et al.* (1997). Essa dureza é consideravelmente superior à da areia (óxido de Silício), sendo portanto um carboneto eficaz no combate ao desgaste abrasivo, desde que a abrasão frágil não venha a atuar. Guesser (1989) observou em ligas desestabilizadas a 950 °C e revenidas a 250 °C, que em situações com elevadas solicitações tribológicas (microlascamento predominante) a adição ótima de Nióbio deveria ser de 1%. Em situações com predominância do microcorte e microsulcamento o teor ótimo deveria ser de 3%. Chen (1993) por sua vez, notou que a adição de Nb pode melhorar a resistência ao desgaste abrasivo em ensaios do tipo roda-deborracha a úmido. O valor ótimo de Nb encontrado foi de cerca de 1,7 % de Nb.

O molibdênio tem um efeito equivalente a um terço do cromo no que diz respeito ao aumento da profundidade de coquilhamento. O objetivo inicial em se adicionar Mo em pequenos teores (0,25 à 0,75%) consiste em melhorar a resistência da superfície coquilhada a fenômenos de lascamento, corrosão localizada, trincamento pelo calor e efeitos semelhantes. Além disso, o Mo endurece e melhora a tenacidade da matriz perlítica. Em combinação com Ni e Cr ou ambos, confere matriz martensítica em vez de perlítica e melhora, em conseqüência a resistência a abrasão. Ferros fundidos brancos com 12 à 18% de Cr, usados em peças fundidas resistentes ao desgaste, apresentam uma melhora dessa qualidade, quando adicionado de 1 à 4% de Mo, pois a matriz perlítica é suprimida, mesmo com resfriamento lento característico de seções mais espessas (Chiaverini, 1996).

O Vanádio é um poderoso estabilizador de carboneto, aumentando, assim, a profundidade de coquilhamento. Esse efeito pode ser contrabalançado, se necessário, em seções de pequena espessura, pela adição de Níquel ou Cobre, ou pelo aumento considerável dos teores de carbono ou de silício ou de ambos. Em teores de 0,10% à 0,50% refina igualmente a estrutura das seções coquilhadas (Chiaverini, 1996).

Radulovic e Tomovic (1994) concluíram que uma liga de Fe-C-Cr-V contendo 3,28%V mostrou maior resistência à abrasão 3C. Uma maior fração volumétrica de carbonetos, uma estrutura mais fina e uniforme, uma menor distância entre os carbonetos M_7C_3 e troca na morfologia de colônias eutéticas contribuíram para melhorar a resistência ao desgaste.

O Titânio é também um forte elemento formador de carbonetos, similar ao cromo, molibdênio, nióbio e vanádio. Arian (2001) estudou o efeito da adição de até 0,38% de Ti e o tratamento térmico sobre a resistência à abrasão 2C de um ferro branco comercial CrMo 15 3, e concluiu que houve um incremento na resistência ao desgaste e aumento da dureza.

3.3 – Procedimentos Experimentais

3.3.1 – Ferros Fundidos Brancos

Para a definição da composição da liga de referência para os ferros fundidos brancos (a ser utilizada nos componentes de bombas e impelidores de britadores), foi tomado como base uma liga CrMo 15 2, cuja composição é apresentada na **tabela 3.1** (G-X 290 CrMoNi 16 2 1). Essa liga apresentou em ensaios de desgaste abrasivo realizados por Phol et al. (1997) um dos melhores desempenhos, quando comparado os outros ferros fundidos brancos de alto cromo.

Os corpos de provas foram produzidos em forno de indução com atmosfera de Argônio e em cadinho pré-aquecido. Como liga mãe foi utilizada uma liga de 15Cr2Mo, cuja composição química é apresentada na **tabela 3.2**. O teor de nióbio foi variado em intervalos de 0,5% em peso até 1,5% Nb. Para cada 1% Nb foi adicionado 0,11% C, tendo em vista que esses elementos combinam-se nessa proporção formando NbC, carboneto de nióbio. Como os elementos Ni e Mo possui um custo elevado no mercado, foi incluída uma liga alternativa sem níquel e com baixo teor de Mo, garantindo, todavia, a necessária temperabilidade das peças. Os moldes em aglomerados com resina de cura a frio tiveram suas superfícies pintadas. Em seguida, os moldes foram secados com chama para evitar a formação de defeitos superficiais e subsuperficiais. Estes moldes foram preenchidos com o metal fundido a uma temperatura de $1.400^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$; seguiu-se uma recomendação típica para temperatura

de vazamento de 100 °C superior a da "liquidus" da liga. A temperatura de fundição é um parâmetro muito importante pois em valores muito elevado podem provocar defeitos de fundição devido à reações com molde, enquanto que temperaturas muito baixas levam à formação de defeitos, tais como: formação de escória e mau preenchimento das peças. Além disso, materiais vazados com muito superaquecimento tenderão a ter microestrutura mais grosseiras do que aqueles vazados na temperatura menores; sendo que esse tipo de variação pode levar a diferenças no desempenho do desgaste, podendo mascarar os efeitos das variáveis que se pretende estudar. A fabricação destes corpos de prova foi realizada no IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas – SP.

Tabela 3.1: Composição química da liga referência G-X 290 CrMoNi16 2 1, (% em peso), Phol et al. (1997).

C	Cr	Si	P	S	Mn	Ni	Mo
2,90	16,06	0,74	0,022	0,018	1,00	0,73	1,94

Tabela 3.2: Composição da liga-mãe utilizada na produção dos ferros fundidos brancos com diferentes teores de Nióbio, (% em peso).

C	Cr	Si	P	S	Mn	Ni	Mo
3,13	15,70	0,59	0,030	0,012	0,89	1,17	1,80

Para cada corrida foram produzidos 12 corpos de prova ligeiramente cônicos de comprimento de aproximadamente 75mm. O menor diâmetro foi mantido em 25mm e maior 28mm. O sistema de alimentação, compreendendo canais, massalote e corpos de prova, foi dimensionado de maneira a permitir que todos os corpos de prova sejam preenchidos com metal líquido, simultaneamente, de maneira a favorecer a homogeneidade entre os corpos de prova, e, não apresentem defeitos de fundição, como rechupes. A **tabela 3.3** apresenta a composição das ligas estudadas. Esta tabela apresenta também as composições de ferros fundidos brancos de alto cromo utilizados na confecção de peças para mineração Taboca.

Os tratamentos térmicos foram realizados em forno do tipo mufla com controle de atmosfera (argônio – 10 l/min). A desestabilização foi

realizada nas temperaturas de 950, 1000 e 1050 °C por duas horas, sendo que as amostras foram colocadas no forno quando o mesmo atingia 500 °C. A têmpera (resfriamento) foi realizada em ar calmo e o revenimento por duas horas nas seguintes temperaturas: 200, 300, 400 e 500 °C.

Tabela 3.3: Composição química das ligas estudadas de ferro fundido branco de alto cromo (% em peso).

Ligas	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	S	P
Propostas										
15Cr2Mo	2,70	0,72	0,99	16,17	1,10	2,24	0,05	0,02	0,015	0,024
15Cr2Mo0,5Nb	2,94	0,71	0,97	16,04	1,10	2,24	0,51	0,03	0,017	0,022
15Cr2Mo1,0Nb	2,84	0,74	1,00	15,99	1,09	2,19	0,96	0,03	0,015	0,023
15Cr2Mo1,5Nb	2,86	0,73	1,11	16,34	0,70	1,86	1,49	0,02	0,010	0,030
15Cr1Mo1,0Nb	2,50	0,67	0,90	14,01	0,10	0,94	0,97	0,03	0,012	0,019
Fornecedores										
A : ASTM 532 III A	2,86	1,00	0,79	24,65	0,17	0,05	---	0,88	0,02	0,02
A : ASTM 532 II D	2,66	0,70	0,75	19,78	---	---	---	---	0,02	0,043
A : 532 IID c/ 1Mo	2,70	0,52	0,78	19,19	0,37	1,08	---	---	0,019	0,042
B : 532 IID c/ 1Mo	2,85	0,83	0,63	20,37	0,36	0,99	---	0,99	0,06	0,10

Após o tratamento térmico dos corpos de prova, foram retiradas duas amostras de cada, utilizando a máquina de eletroerosão Engemag NC 40A; sempre na mesma posição: 10mm da extremidade oposta ao canal de alimentação. Os parâmetros utilizados para retiradas das amostras estão descritos na **tabela 2.2** - capítulo 02, e a ferramenta usada para retirada das amostras está visualizada na **figura 2.20** - do mesmo capítulo.

Adicionalmente foram analisadas amostras de ferro fundido branco de corpos de prova produzidos juntamente com a fabricação das peças fornecidas à Mineração Taboca (ver **tabela 3.2**). Estes corpos de prova, vazados com geometria cilíndrica, idêntica às produzidas em laboratório (diâmetro mínimo 25mm e comprimento 75mm), tiveram o mesmo procedimento de fabricação das peças (mesma corrida e ciclo térmico). Para retirada das amostras foram utilizados os mesmos parâmetros de

corte, ferramentas e posição de corte. Para a caracterização microestrutural das amostras estudadas foram utilizadas a microscopia óptica e eletrônica de varredura (elétrons secundários e retro-espalhados). A preparação metalográfica foi realizada de forma convencional, embutindo e lixando as amostras com lixas de 80 à 1000 *mesh*. A seguir, as amostras foram polidas com pasta de diamante de até 3 μ m, tendo sido utilizado como reativo o Vilela, Petzow (1976).

Os ensaios de dureza foram realizados num durômetro universal da marca Wolpert utilizando a escala Vickers com carga de 30Kgf e tempo de 15 segundos de aplicação. Para cada amostra foram realizados pelo menos quatro ensaios de dureza.

A fração volumétrica de carbonetos foi medida utilizando uma análise de imagem acoplada a um microscópio óptico Neophot 21.

3.3.2 – Aços Ferramentas

No caso dos aços, material utilizado no revestimento dos moinhos de barras, tomou-se como referência a liga do fornecedor A, que, até então, apresentava melhor *performance* no campo (conforme composição apresentada pela **tabela 3.4**). A esta liga foi alterado o teor de manganês, por ser um elemento que interfere no encruamento, e, conseqüentemente, na *performance* de desgaste nos sistemas onde a indentação está presente. Além disso, esse elemento, altera a fração de austenita retida Zum Gahr (1987). Juntamente com a alteração do manganês, foi reduzido o cromo da liga. Os corpos de prova foram também produzidos em fornos de indução com atmosfera de argônio, e em cadinho pré-aquecido. Também foram utilizados para fins de comparação corpos de prova de um segundo fornecedor B de revestimento de moinho de barra. Na **tabela 3.4** é apresentada a composição química das ligas estudadas. Foram produzidas 08 peças, pelo CETEF/MG – Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi - MG, os corpos de prova das ligas MB1 e MB2, com comprimento de 75 mm e diâmetro mínimo de 25 mm, sendo que, os tratamentos térmicos foram realizados em forno do tipo mufla no Laboratório de Tribologia e Materiais da U.F.U. com controle de atmosfera, para evitar a oxidação das amostras. A austenitização foi realizada nas temperaturas de 880,

920 e 960 °C por duas horas, sendo que os corpos de prova de aço também foram colocados no forno quando o mesmo atingia 500 °C. A têmpera (resfriamento) foi realizada com ar forçado e o revenimento por duas horas nas seguintes temperaturas: 200, 300 e 400 °C, figura 3.4. Após o tratamento térmico dos corpos de prova, foram retiradas duas amostras de cada usando o mesmo procedimento empregado nos ferros fundidos.

Tabela 3.4: Composição química das ligas dos aços-ferramenta estudados (% em peso).

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb
Fornecedor A	1,14	0,61	0,66	0,027	0,024	11,23	0,55	0,14	1,37	-
Fornecedor B	0,65	0,57	1,48	0,010	0,011	2,30	0,35	-	-	-
Liga MB1	1,00	0,70	0,70	0,037	0,037	2,35	0,30	0,05	0,01	0,005
Liga MB2	0,96	0,87	1,77	0,019	0,013	2,42	0,31	0,02	0,01	0,005

Nas amostras dos fornecedores A e B, utilizou-se os mesmos parâmetros de corte e de posição de retirada: 10 mm da extremidade oposta ao canal de alimentação. Esses corpos de prova (cilindros com diâmetro de 25 mm) foram fabricados paralelamente à produção de peças fornecidas à Mineração Taboca, ou seja, eles experimentaram as mesmas etapas de fabricação (fundição e tratamentos térmicos).

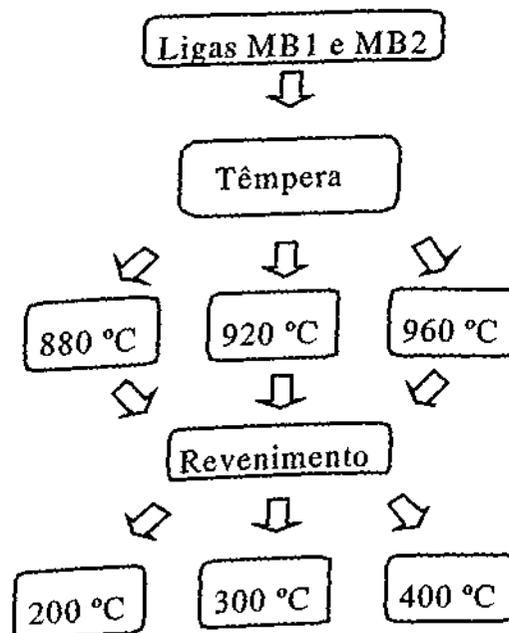


Figura 3.4 : Tratamentos térmicos realizados nas ligas MB1 e MB2 propostas para teste.

Para as amostras de aço, a caracterização microestrutural também usou o mesmo critério dos ferros fundidos branco, ou seja, microscopia óptica convencional e microscopia eletrônica de varredura. Os ensaios de dureza foram feitas nas amostras usando o durômetro universal Wolpert na escala Vickers com 30Kgf e tempo de 15 segundos sobre a superfície lixada. Também para cada amostra foram realizadas pelo menos 04 ensaios de dureza.

3.4 – Resultados e Discussão

3.4.1 – Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo

A microestrutura das ligas de FFBC da família 15Cr2Mo é do tipo hipoeutética, isto é, contendo dendritas de austenita (1) e um eutético de austenita com carbonetos de M_7C_3 (2). As figuras 3.5 a 3.9 apresentam essas microestruturas.

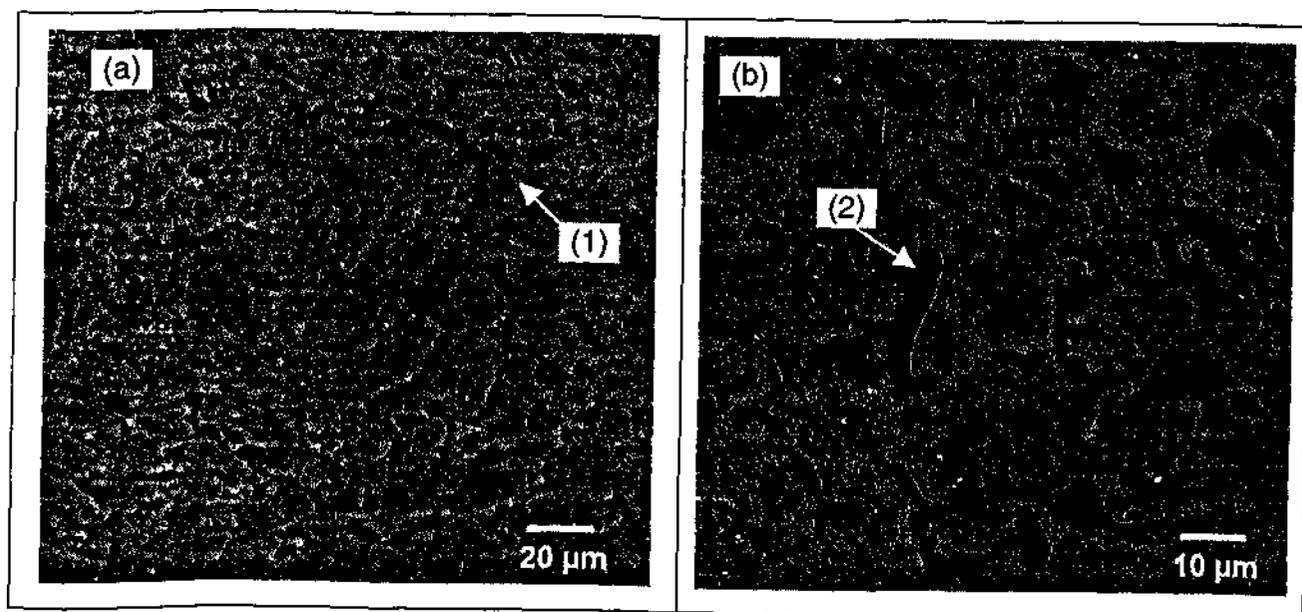


Figura 3.5: Aspecto microestrutural da liga 15Cr2Mo desestabilizada a 950°C, após a têmpera, a) vista geral e b) detalhes.

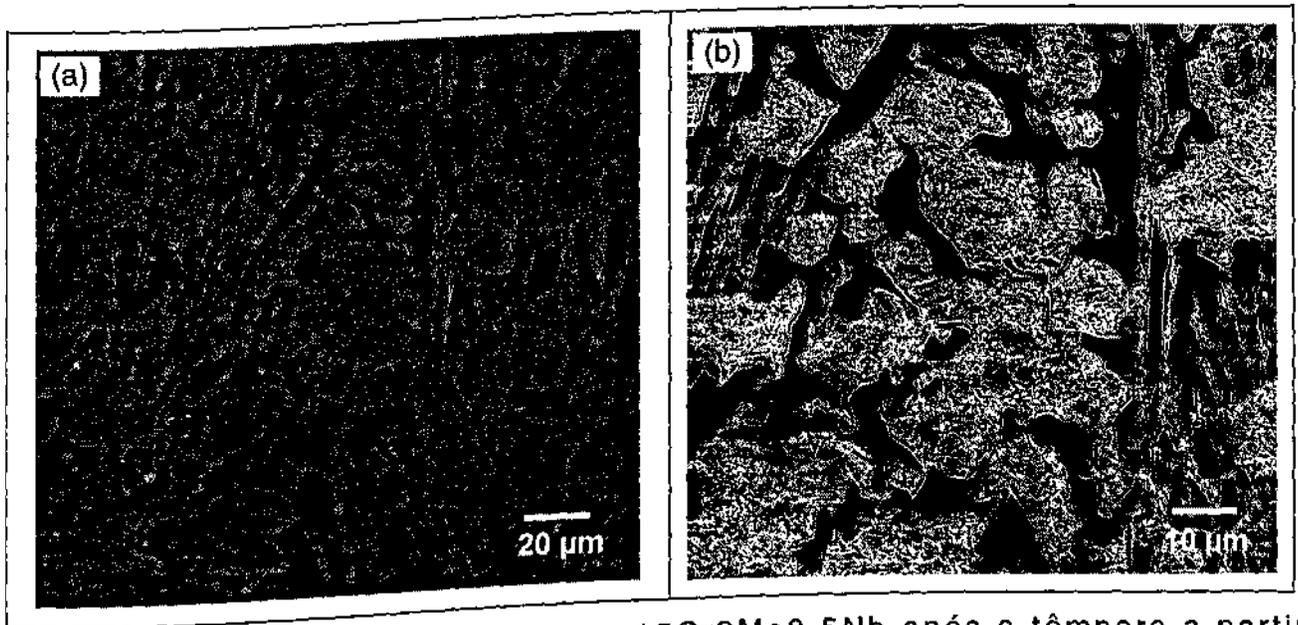


Figura 3.6: Microestrutura da liga 15Cr2Mo0,5Nb após a têmpera a partir de 950°C.

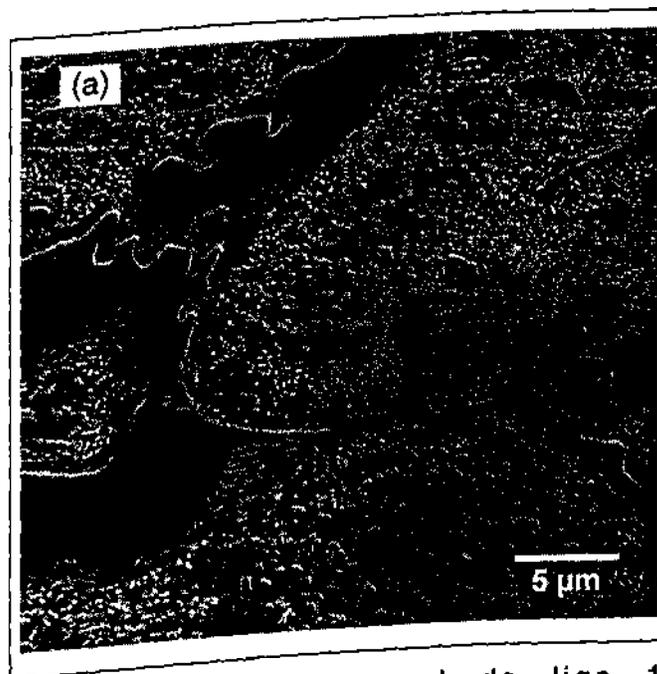


Figura 3.7: Aspecto microestrutural da liga 15Cr2Mo1Nb após a têmpera, desestabilizada a 950°C.

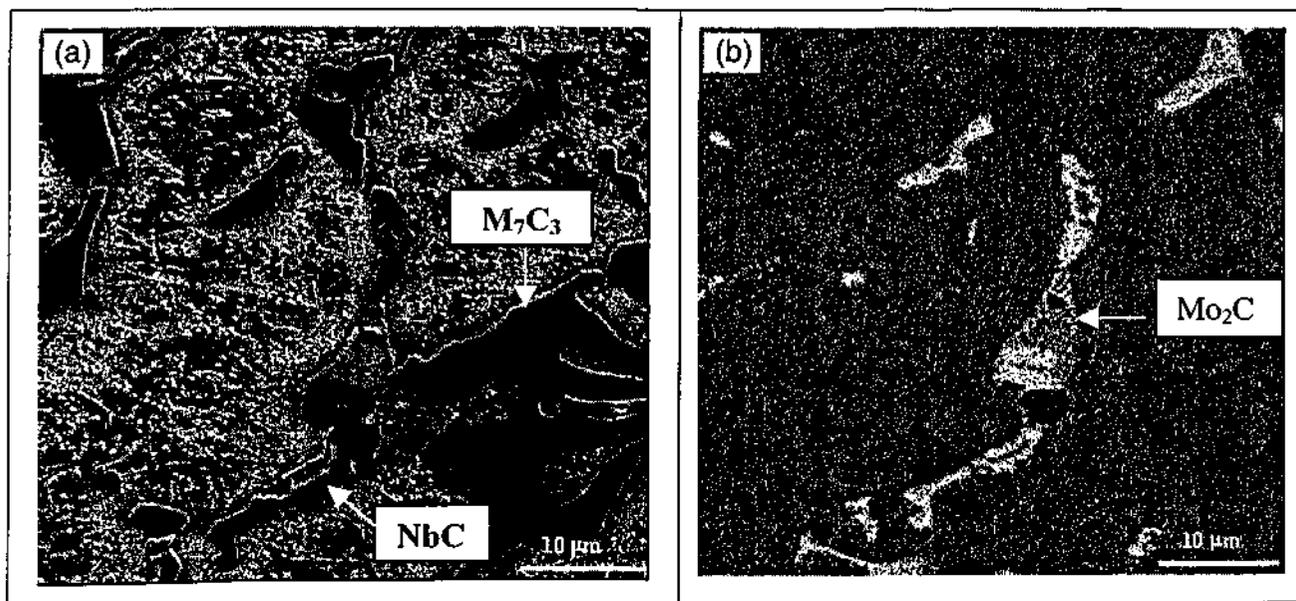


Figura 3.8: Microestrutura da liga 15Cr2Mo1,5Nb após a têmpera a partir de 950°C, (a) imagem de elétrons secundários e (b) imagem de elétrons retro-espalhados evidenciando carbonetos de NbC e Mo₂C.

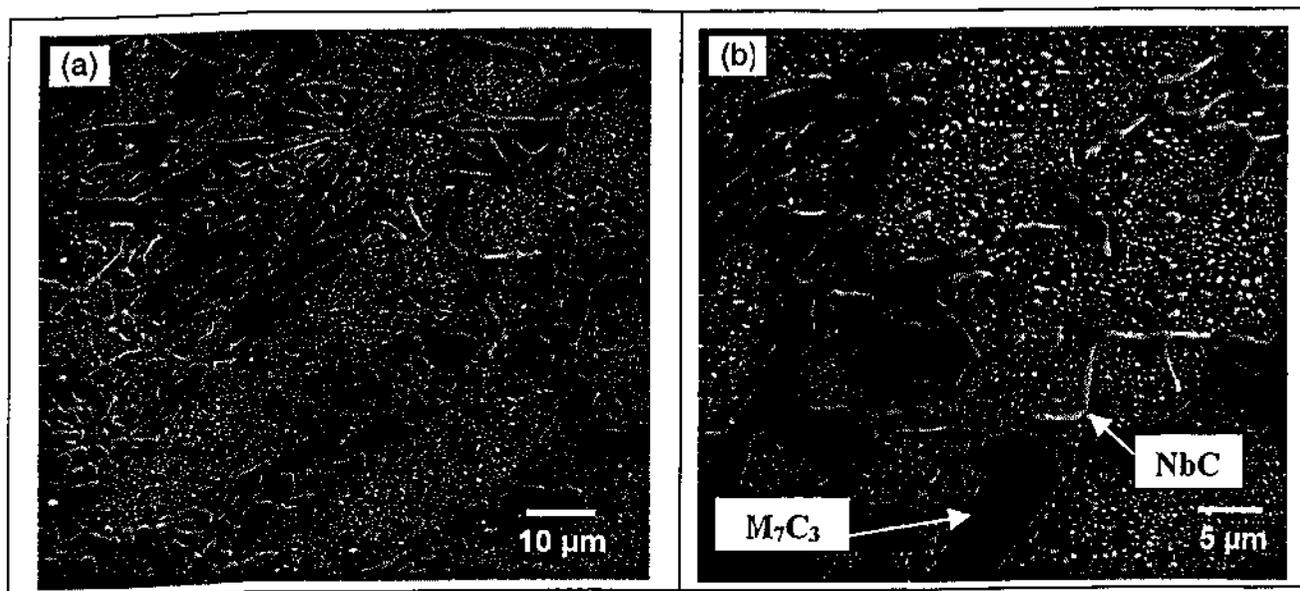


Figura 3.9: Aspecto microestrutural da liga 15Cr1Mo1Nb (alternativa) após a têmpera a partir de 950°C, (a) vista geral e (b) detalhe mostrando células eutéticas contendo M₇C₃ e NbC.

Após a têmpera, essas microestruturas são do tipo martensítica, contendo ainda austenita retida e carbonetos gerados durante a desestabilização (ver figuras 3.7 e 3.9); além dos carbonetos formados durante a solidificação.

A adição de molibdênio leva normalmente à formação de carbonetos eutéticos do tipo Mo_2C . Pela morfologia típica desses carbonetos, acredita-se que os observados na **figura 3.8** seja dessa constituição.

Os carbonetos de nióbio por sua vez são basicamente do tipo alongado, como mostrado nas **figuras 3.7** e **3.9** relativo às ligas $15\text{Cr}2\text{Mo}1\text{Nb}$ e $15\text{Cr}1\text{Mo}1\text{Nb}$.

As frações volumétricas de carbonetos foram medidas e são apresentadas na **figura 3.10**. Nota-se, que a fração volumétrica de carbonetos, incluindo os NbC , permanece praticamente constante nas ligas da família $15\text{Cr}2\text{Mo}$, variando entre 25 e 28%. Na liga $15\text{Cr}1\text{Mo}1\text{Nb}$ a fração volumétrica de carbonetos é ligeiramente inferior a esse valor ($22,3 \pm 1,2\%$). Essa menor fração volumétrica de carbonetos na liga alternativa pode ser explicada pela menor porcentagem de carbono medida nessa liga como mostrado na **tabela 3.3**, Maratray (1970).

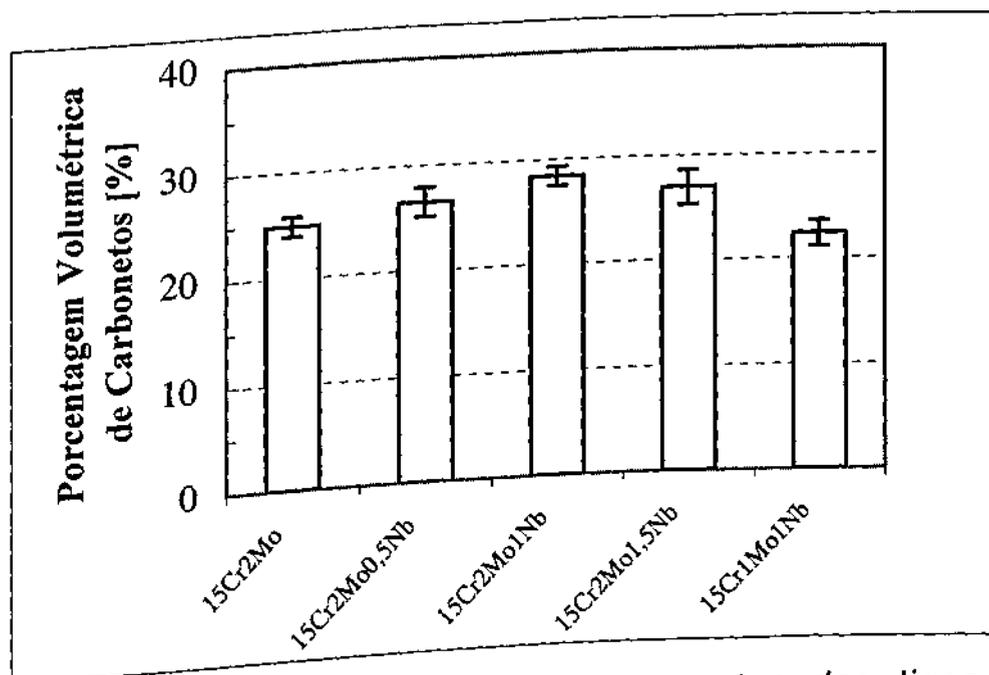


Figura 3.10 : Fração volumétrica de carbonetos das ligas de ferro fundido branco de alto cromo estudadas.

Os resultados das durezas dos ferros fundidos brancos encontram-se na **tabela 3.5** e **3.6** e **figura 3.11**, e na **tabela 3.7** e **figura 3.17** para o aço.

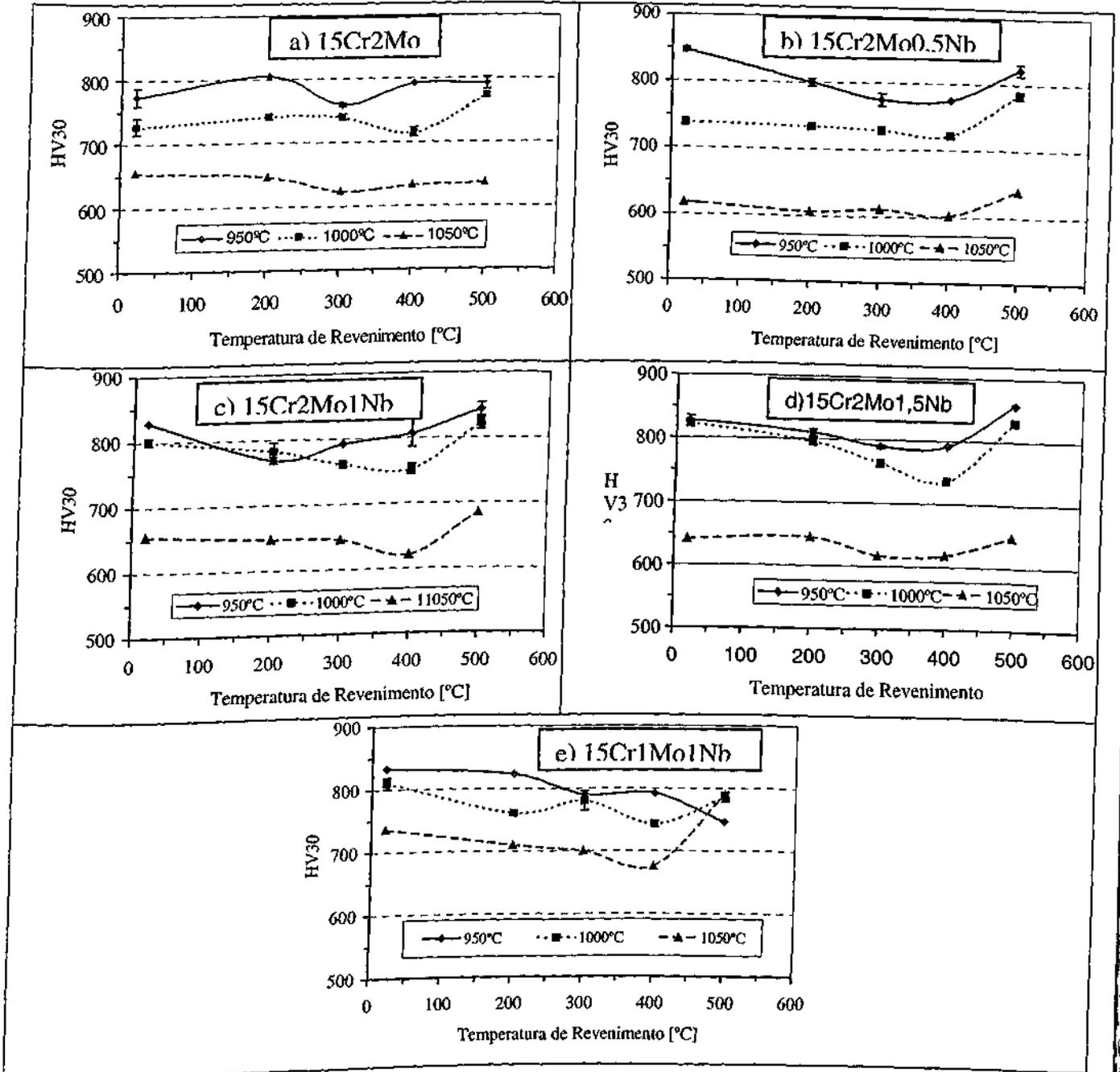


Figura 3.11 : Efeito das temperaturas de desestabilização e de revenimento sobre a dureza das ligas, (a) 15Cr2Mo, (b) 15Cr2Mo0,5Nb, (c) 15Cr2Mo1Nb, (d) 15Cr2Mo1,5 Nb e (e) 15Cr1Mo1Nb.

Tabela 3.5: Dureza das amostras das ligas propostas de ferro fundido branco e de fornecedores de impelidores e bombas.

Temperada	Temperatura de Desestabilização					
	950 °C		1.000 °C		1.050 °C	
	HV30	D.P.	HV30	D.P.	HV30	D.P.
15Cr2Mo	773	14	727	12	655	4
15Cr2Mo0,5Nb	847	3	738	2	618	0
15Cr2Mo1,0Nb	828	0	800	6	655	4
15Cr2Mo1,5Nb	773	7	823	0	641	2
15Cr1Mo1,0Nb (ALT)	833	4	810	9	763	0

Temperado e Revenido 200 °C	950 °C		1.000 °C		1.050 °C	
	HV30	D.P.	HV30	D.P.	HV30	D.P.
	15Cr2Mo	804	0	741	4	648
15Cr2Mo0,5Nb	800	6	734	3	607	8
15Cr2Mo1,0Nb	769	5	782	14	648	0
15Cr2Mo1,5Nb	810	5	796	6	645	4
15Cr1Mo1,0Nb (ALT)	823	0	761	3	710	0

Temperado e Revenido 300 °C	950 °C		1.000 °C		1.050 °C	
	HV30	D.P.	HV30	D.P.	HV30	D.P.
	15Cr2Mo	759	3	739	5	624
15Cr2Mo0,5Nb	775	9	729	5	611	23
15Cr2Mo1,0Nb	792	0	761	3	646	10
15Cr2Mo1,5Nb	790	3	763	0	617	2
15Cr1Mo1,0Nb (ALT)	790	3	784	6	700	7

Temperado e Revenido 400 °C	950 °C		1.000 °C		1.050 °C	
	HV30	D.P.	HV30	D.P.	HV30	D.P.
	15Cr2Mo	792	0	715	7	634
15Cr2Mo0,5Nb	775	0	722	2	602	6
15Cr2Mo1,0Nb	807	21	752	8	621	4
15Cr2Mo1,5Nb	792	0	736	0	618	0
15Cr1Mo1,0Nb (ALT)	792	0	743	5	676	7

Temperado e Revenido 500 °C	950 °C		1.000 °C		1.050 °C	
	HV30	D.P.	HV30	D.P.	HV30	D.P.
	15Cr2Mo	792	10	773	3	636
15Cr2Mo0,5Nb	822	8	784	6	639	0
15Cr2Mo1,0Nb	843	10	822	8	685	0
15Cr2Mo1,5Nb	858	0	831	4	648	0
15Cr1Mo1,0Nb (ALT)	746	0	786	8	790	3

D.P.: Desvio padrão, ALT: liga alternativa.

Tabela 3.6: Valores de dureza medidos em amostras de impelidores e rotores de alguns fornecedores da Mineração Taboca.

Peça / Fornecedor	HV30	D.P.
Impelidor - fornecedor A : liga ASTM 532 IIIA	720	10
Impelidor - fornecedor A - liga ASTM IID com 0% Mo	747	13
Impelidor - fornecedor A - liga ASTM IID com 1% Mo	724	9
Impelidor - fornecedor B - liga ASTM IID com 1% Mo	674	9
Impelidor - fornecedor C	707	10
Rotor 25MG - fornecedor C	674	8
Rotor 6"x 4" - fornecedor D		

D.P.: Desvio padrão.

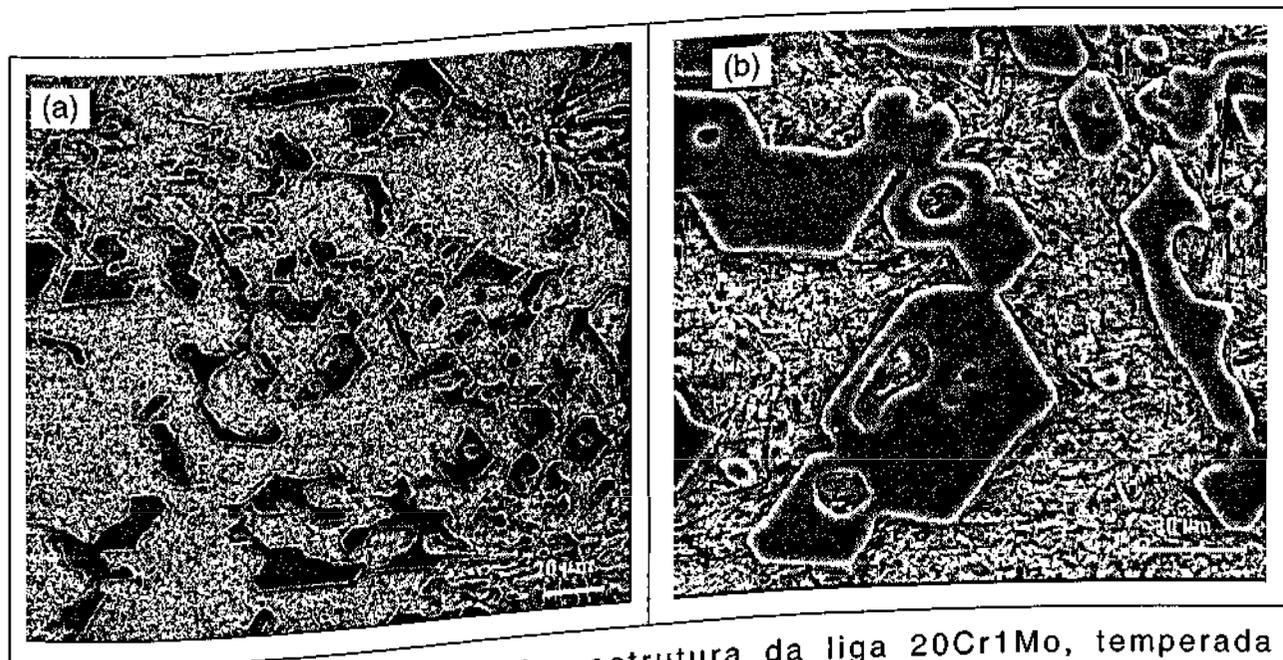


Figura 3.12: Aspecto da microestrutura da liga 20Cr1Mo, temperada e revenida, usada como referência para os ensaios de desgaste abrasivo, fornecedor C (bombas e rotores).

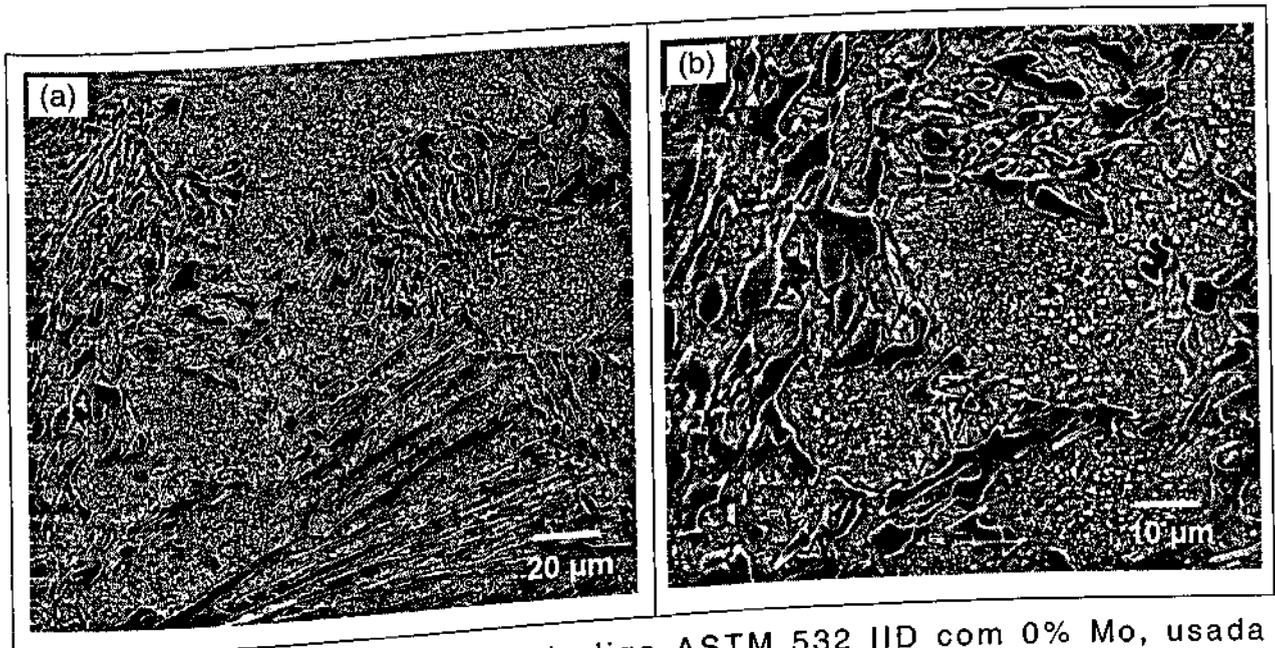


Figura 3.13: Microestrutura da liga ASTM 532 IID com 0% Mo, usada na confecção de impelidores, (a) vista geral e (b) detalhes, fornecedor A.

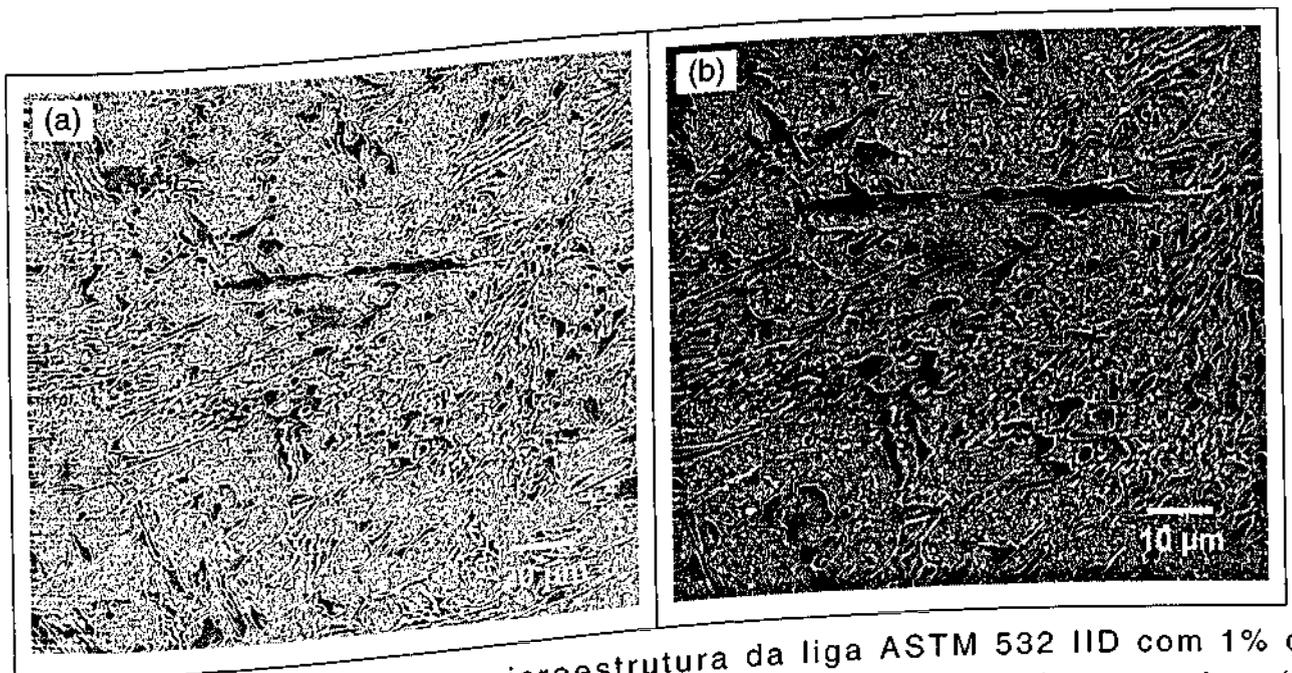


Figura 3.14: Aspecto da microestrutura da liga ASTM 532 IID com 1% de Molibdênio, usada na confecção de impelidores, (a) vista geral e (b) detalhes, fornecedor A.

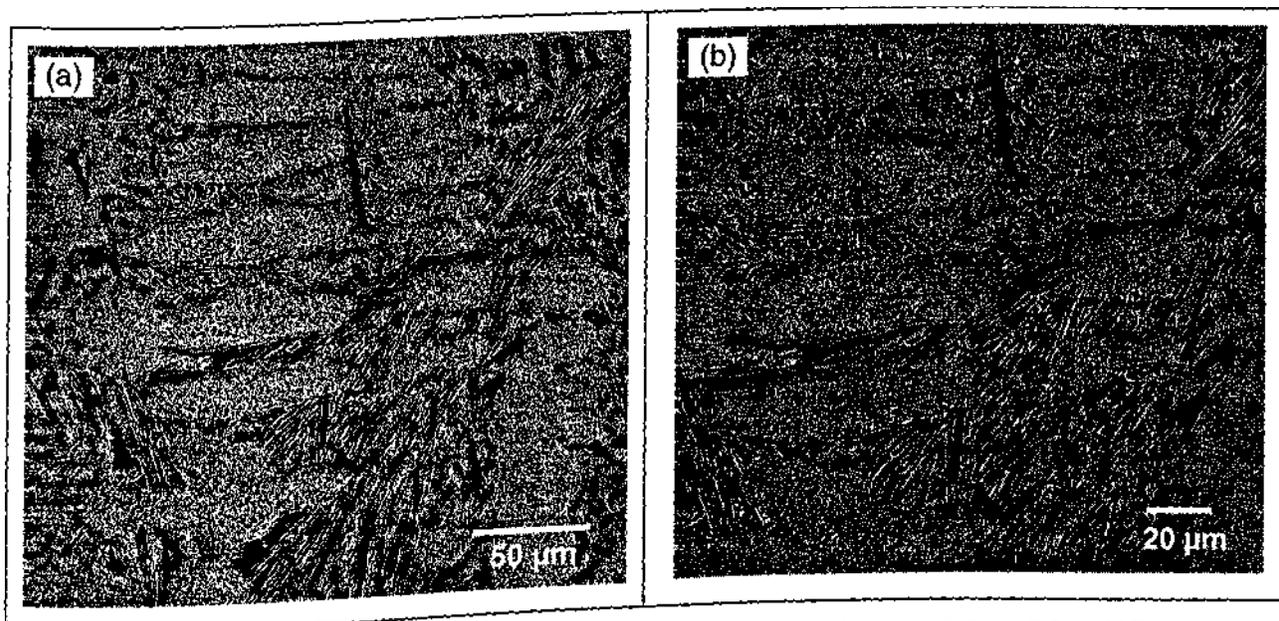


Figura 3.15: Microestrutura desenvolvida na liga ASTM 532 IID com 1% Mo, usada na confecção de impelidores, (a) vista geral e (b) detalhes, fornecedor B.

De forma geral, a dureza cresce com a redução da temperatura de austenitização ou desestabilização, podendo chegar a valores da ordem de 850HV30. Com o aumento da temperatura de revenimento, a dureza é ligeiramente reduzida, voltando a aumentar a partir de 500 °C. Na liga 15Cr1Mo1Nb (amostra IPT alternativa), a desestabilização a 950 °C não conduz a um aumento de dureza durante o revenimento. Todavia, o aumento de dureza nas amostras desestabilizadas a 1050 °C é significativo. Comparativamente, as durezas dessa liga, desestabilizadas a 1050 °C, apresentam-se superiores às observadas nas ligas contendo 2Mo e 1Ni e desestabilizadas na mesma temperatura.

No estado temperado, a amostra que apresentou maior dureza foi a 15Cr2Mo0,5Nb, austenitizada a 950°C com 847 HV30; mas também esta mesma liga apresentou a menor dureza na condição temperada, quando austenitizada a 1.050°C com 618 HV30.

Após os tratamentos térmicos subcrítico (revenimento), a amostra que apresentou maior dureza foi a 15Cr2Mo1,5Nb, austenitizada a 950 °C e revenida a 500 °C com 858 HV30. Já a menor dureza foi apresentada pela amostra 15Cr2Mo0,5Nb, austenitizada a 1.050°C e revenida a 400 °C com 602 HV30.

Nas visitas técnicas às fundições foi observado que as peças de ferro fundido branco alto cromo são austenitizadas a 1.050°C e

posteriormente revenidas para alívio das tensões nas peças. Para esta situação, a amostra que apresentou maior dureza foi a 15Cr1Mo1Nb, revenida a 500 °C, com 790 HV30. Para um revenimento a 200 °C (redução com gasto de energia), mantendo a austenitização a 1.050°C, a amostra 15Cr1Mo1Nb apresentou maior dureza com 710 HV30.

Influência da Temperatura de Desestabilização da Austenita

Os ferros fundidos brancos de alto Cromo contendo adições de molibdênio são no estado bruto de fusão predominantemente austeníticos, Sare *et al.* (1994) e Maratray *et al.* (1971). Isso se deve basicamente ao elevado teor de carbono na austenita. Além disso, o níquel adicionado às ligas estudadas certamente contribuiu para aumentar a estabilidade da austenita, pois esse elemento sabidamente favorece a formação da austenita. Ao aquecer esses ferros fundidos acima das respectivas temperaturas críticas, precipitam-se carbonetos, como mostrado na **figura 3.7**, que reduzem os teores dos elementos de liga da matriz austenítica. Desta forma, a temperatura de início de transformação martensítica M_s é aumentada, e durante o resfriamento (têmpera) a austenita pode transformar-se em martensita. O nível de precipitação de carbonetos durante a desestabilização, conseqüentemente, a fração volumétrica de austenita transformada em martensita, é função da constituição da liga, da temperatura e do tempo utilizados. Assim, justificam-se os maiores valores de macrodureza HV30 medidos nas ligas desestabilizadas a 950 °C, como mostrado na **figura 3.11**. Phol *et al.* (1997) encontraram, em um ferro fundido de composição muito parecida com a da liga 15Cr2Mo, 38% de austenita retida (AR) após a realização uma desestabilização a 1050 °C por 4 h. Após o aquecimento subcrítico (revenimento) foram encontrados 20 % de AR.

Influência da Temperatura de Revenimento

Nenhuma modificação significativa pode ser observada na microestrutura das amostras temperadas e temperadas e revenidas.

Todavia, com o reaquecimento dos ferros fundidos, significativas alterações na dureza puderam ser notadas **figura 3.11**. O incremento na dureza observado nas ligas da família 15Cr2Mo pode ser atribuído ao endurecimento secundário, que, em boa parte, é tributário à formação de carbonetos ricos em Mo. Já a liga 15Cr1Mo1Nb (com apenas 1% de Mo), o endurecimento secundário é bem menos pronunciado (ver amostras temperadas a partir de 950 °C). Após a têmpera, essas amostras têm muito provavelmente uma matriz martensítica, cuja dureza final é relativamente pouco influenciada pelo endurecimento secundário. Neste caso, a queda da dureza devido à perda de carbono durante o revenimento via formação de carbonetos dever ser mais preponderante.

3.4.2 – Aços para Revestimentos de Moinhos de Barras

Os aços ferramenta desenvolvidos para aplicação em revestimentos de moinhos de barras contêm cerca de 1,0% de carbono e cerca de 2,5% de Cr. A microestrutura típica desses aços no estado bruto de fusão é apresentada na **figura 3.16**. Observa-se nesse aço o desenvolvimento de uma microestrutura hipereutetóide, com a formação de carbonetos, muito provavelmente do tipo M_3C , nos contornos de grão.



Figura 3.16: Aspecto microestrutural da liga MB1 no estado bruto de fusão, mostrando a formação perlítica com carbonetos nos contornos de grão da antiga austenita.

A evolução da dureza das ligas MB1 e MB2 em função da temperatura de austenitização e revenimento é apresentada na **tabela 3.7** e na **figura 3.17**. Essa tabela apresenta também os valores de dureza de materiais utilizados na cominuição da Cassiterita (moinho de barras). Observa-se que a liga MB1 apresenta maiores valores de dureza em relação aos da liga MB2. Essa diferença se mantém na medida em que se aumenta a temperatura de revenimento. Esses menores valores de dureza obtidos na liga MB2 pode explicados pelo fato de que essa liga possui o dobro de Manganês em relação à MB1. É sabido que esse elemento estabiliza a austenita, e desta forma, é de se esperar que a liga MB2 desenvolva uma maior quantidade de austenita retida. Em consequência disso tem-se na menor dureza na liga MB2 após a têmpera.

Ainda na **tabela 3.7** nota-se, que os valores de dureza da liga do fornecedor A, que contém um elevado teor de cromo (11%), apresenta uma dureza superior às demais ligas, com exceção da liga MB1 no estado temperado.

3.5 – Conclusões Parciais

Foram produzidos ferros fundidos brancos de alto cromo, pertencentes à família 15Cr2Mo, contendo até 1,5% Nb, bem como aços-ferramenta com variação no teor de manganês. Após a realização de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em diferentes temperaturas foram realizados ensaios de dureza e análises metalográficas. Os resultados obtidos neste capítulo permitem concluir que:

- A dureza das ligas estudadas aumenta com a redução da temperatura de desestabilização da austenitização nos ferros fundidos, podendo chegar a valores próximos de 850HV30. Nos aços, elevados valores de dureza são também obtidos após a têmpera. A adição de manganês permite uma alteração deste valor;

- Após o revenimento, nota-se nas ligas de ferro fundido branco alto cromo, inicialmente, uma redução dessa dureza, que passa por um mínimo em temperaturas da ordem de 400 °C. Esse aumento na dureza pode ser atribuído ao endurecimento secundário;
- Na liga 15Cr1Mo1Nb, alternativa economicamente, o endurecimento secundário foi bem menos evidente, muito provavelmente devido ao seu baixo teor de Mo;
- A microestrutura das ligas estudadas não apresentou alterações significativas entre o estado temperado e temperado / revenido. No caso dos ferros fundidos com adição de nióbio, observou-se, além dos carbonetos eutéticos típicos de M_7C_3 , a presença de carbonetos alongados, muito provavelmente do tipo NbC. Nestas ligas foi observado ainda um eutético constituído de elementos de elevado número atômico. Devido à sua morfologia, acredita-se que estes sejam carbonetos do tipo Mo_2C .

Tabela 3.7: Dureza das amostras das ligas propostas e de revestimentos de moinho dos fornecedores da Mineração Taboca.

Fornecedor	Liga	Temp. Aust. [°C]	Temp. Rev. [°C]	HV30 média	Desvio Padrão
Fornecedor A	A	(*)	200	736	4
Fornecedor B	B	(*)	200	598	3
CETEF (**)	MB1	960	-	749	12
			200	679	14
			300	676	8
			400	636	5
CETEF (**)	MB2	960	-	640	5
			200	594	8
			300	556	4
			400	528	45
CETEF (**)	MB1	880	-	453	38
			200	463	59
			300	499	59
			400	443	16

(*) Valor não fornecido pelo fabricante.

(**) CETEF/MG: Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi

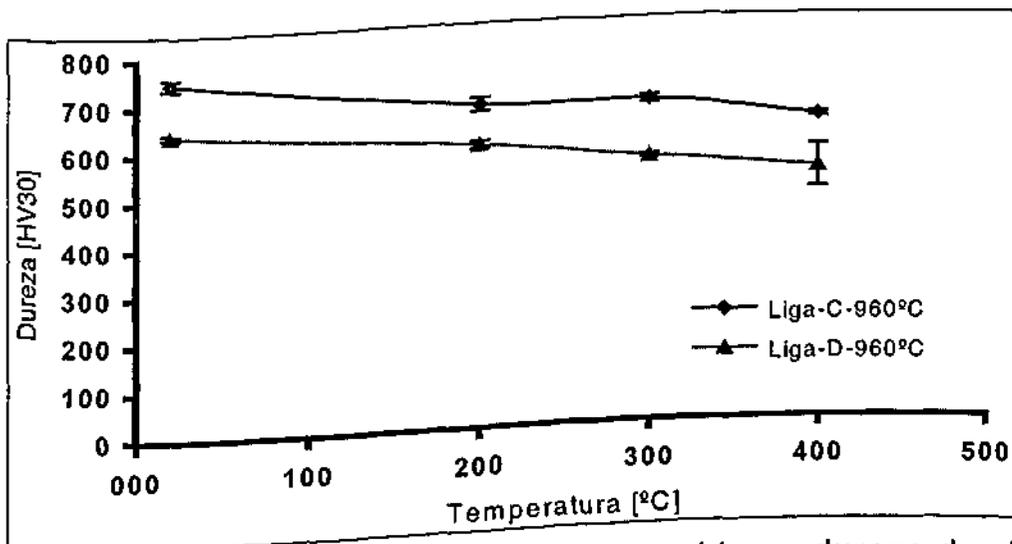


Figura 3.17: Efeito da temperatura de revenido na dureza das Ligas MB1 e MB2 austenitizadas a 960 °C.

4. Desgaste Abrasivo a Dois Corpos

4.1. Introdução

No capítulo 2 foram apresentados os componentes mecânicos mais solicitados sob o ponto de vista de desgaste na extração e beneficiamento da cassiterita. Identificados esses componentes (rotores e carcaças de bombas, impelidores de britadores e revestimentos de moinhos de barras), que, juntos, representam $\frac{3}{4}$ dos custos diretos de reposição de fundidos, foram identificados os mecanismos de degradação dessas peças (mecanismos e sub-mecanismos de desgaste).

Com base em conhecimentos já existentes na literatura técnica, foram desenvolvidos ferros fundidos e aços para essas aplicações, cujas microestruturas foram apresentadas no capítulo 3.

Considerando, que, no caso dos impelidores e das bombas (rotor e voluta), o microcorte associado a algum microsulcamento representam os principais mecanismos de desgaste abrasivo, procurou-se, então, um ensaio laboratorial capaz de reproduzir esses mecanismos de desgaste. O ensaio selecionado foi o pino-sobre-disco utilizando como abrasivo o "flint" (areia - SiO_2).

Assim, o presente capítulo tem como objetivo apresentar os resultados obtidos na avaliação do desgaste abrasivo a dois corpos dos ferros fundidos desenvolvidos. Além desses materiais, foram testados ferros fundidos brancos apresentados por fornecedores da mineração, como descrito nas sessões anteriores. Os resultados de teste de campo desses materiais deverão ser comparados com os resultados de laboratório posteriormente, isto é, em continuidade a este trabalho.

4.2. Procedimentos Experimentais

As amostras utilizadas nesta fase do trabalho foram retiradas através de eletroerosão, como descrito no capítulo 3. Tomou-se o cuidado de retirá-los sempre em uma mesma posição em relação ao corpo de prova no estado bruto de fusão, isto é, a 10 mm da extremidade (ver detalhes no capítulo 3, sessão 3.3.1). Os corpos de prova utilizados nos ensaios de desgaste abrasivo foram do tipo cilíndrico ($\phi 6 \times 22$ mm).

Antes da realização dos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos, as faces de teste das amostras foram lixadas com lixa de alumina de granulometria 80 *mesh* até se tornarem perpendiculares ao eixo longitudinal da mesma. Para permitir que o lixamento fosse realizado diretamente nos pinos a serem ensaiados, foi desenvolvido um acessório que permitia o fácil manuseio na preparação das superfícies. Este item é mostrado na **figura 4.1**.

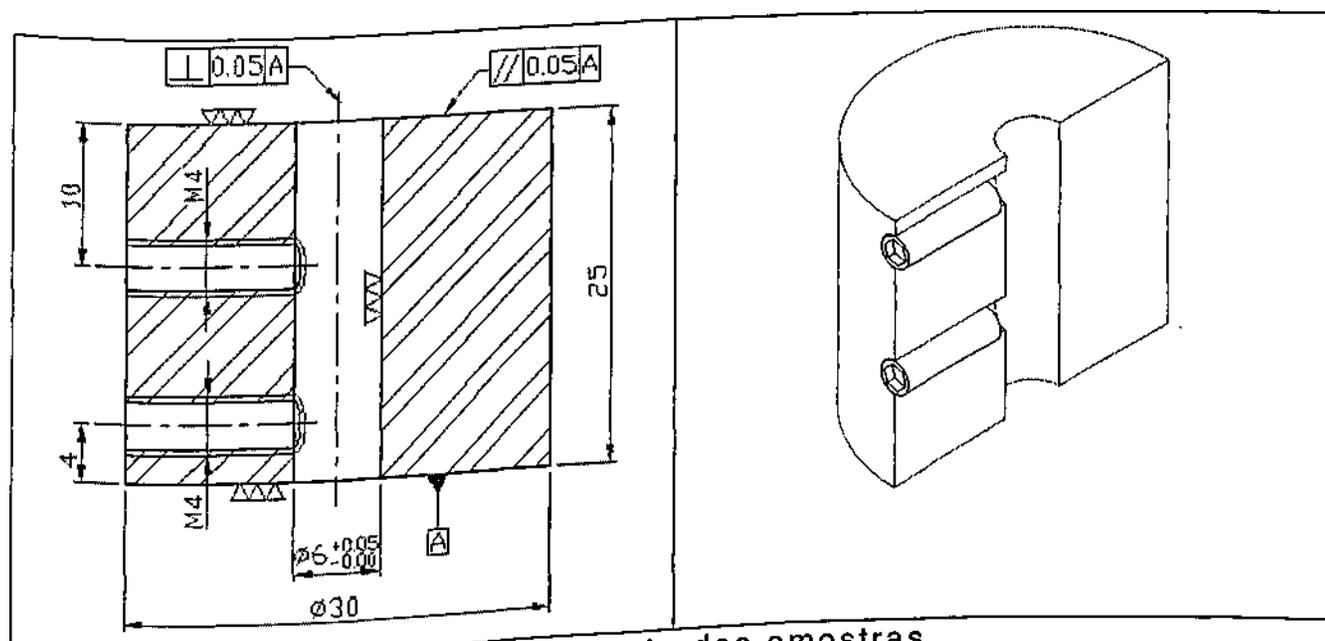


Figura 4.1: Acessório para lixamento das amostras.

Após este procedimento inicial, as amostras foram submetidas a um pré-teste; o qual foi realizado com o objetivo de garantir uma superfície homogênea e plana. Este pré-teste consistiu em fazer com que as amostras percorressem uma espiral de Arquimedes sobre lixa de Alumina no equipamento de ensaio de desgaste abrasivo a dois corpos (**figura 4.2**). Nestes pré-testes foram utilizadas três lixas, ou seja, foram percorridos três espirais, sendo que no final de cada uma era trocada a lixa para garantir que o pino encontrasse à sua frente sempre abrasivo novo. Maiores informações sobre esse equipamento são apresentadas por Franco (1989).

Ainda como pré-teste, as amostras percorreram uma espiral sobre uma lixa *flint* 80 *mesh* (SiO_2), as quais também foram usadas no ensaio.

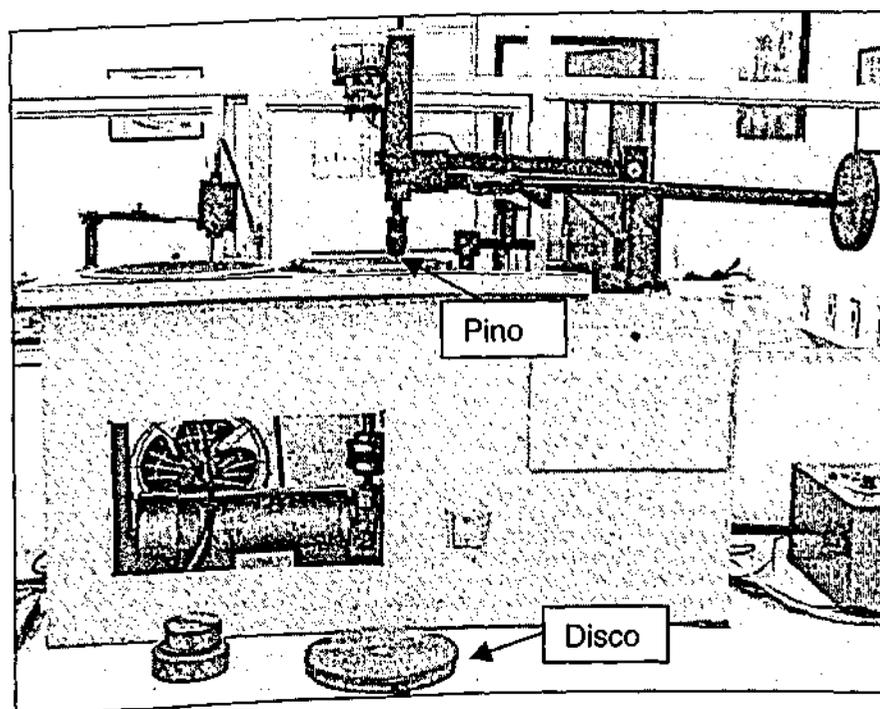


Figura 4.2 : Abrasômetro a dois corpos utilizado nos ensaios.

4.2.1. Procedimentos Relativos ao Ensaio

O ensaio de desgaste a dois corpos consiste basicamente em fixar a amostra em um mandril, colocar um peso conhecido sobre a amostra e fazer com que ela percorra uma espiral de Arquimedes, cujo comprimento é de 3,2 metros, e com uma velocidade preestabelecida sobre uma lixa abrasiva.

Para determinar a taxa de desgaste pesou-se a amostra antes e depois da mesma percorrer a espiral de Arquimedes para se obter a perda de massa. Essa perda de massa foi utilizada no cálculo da taxa de desgaste de acordo com a fórmula 4.1. Para uma melhor precisão do ensaio e pelo fato da perda de massa da amostra, ao percorrer apenas uma lixa ou 3,2 metros, ser da ordem de 10^{-3} gramas, entre cada pesagem a amostra percorreu 9,6 metros, ou seja, foram utilizadas três lixas entre cada pesagem. Desta forma foi aumentada a confiabilidade dos valores de perda de massa medidos.

Para cada amostra foram determinadas três perdas de massa, permitindo a obtenção de três taxas de desgaste. Os valores médios foram calculados com base nesses valores, bem como os respectivos

desvios-padrões. No cálculo do desvio-padrão foi utilizada a formulação proposta para amostragens reduzidas, fórmula 4.2 de Avery (1977).

Para efetuar a pesagem, a amostra, após ser retirada do mandril, foi imersa em acetona, colocada para limpeza em um ultra-som por cinco minutos e secada. Essas medições foram realizadas em uma balança Sartotius, modelo K1300, com resolução de 10^{-5} g.

Os mecanismos de desgaste foram analisados através da observação direta das amostras no MEV, sem ataque químico.

4.2.2. Parâmetros de Ensaio

Como elemento abrasivo foi utilizada uma lixa abrasiva de óxido de silício, especialmente importada da Wanfrieder Schmirgelwerk, Alemanha, com diâmetro médio de cerca de $180 \mu\text{m}$ (80 mesh). A figura 4.3 apresenta o aspecto da lixa empregada. Essa lixa foi escolhida pois seu abrasivo (SiO_2) possui dureza semelhante a do abrasivo que se encontra em maior porcentagem de massa na polpa que entra em contato com as peças da Mineração Taboca.

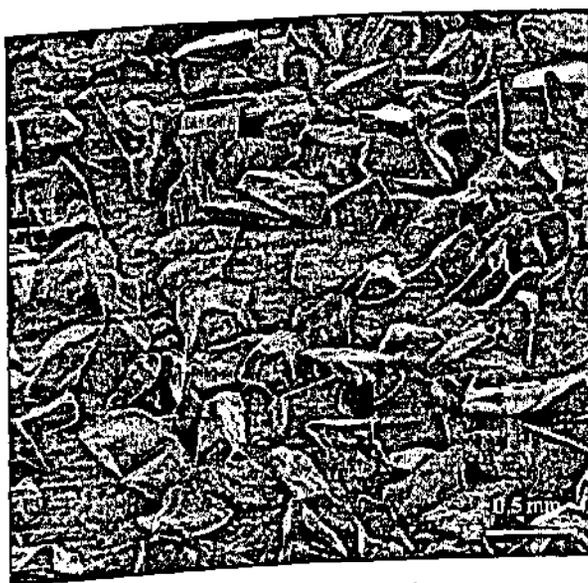


Figura 4.3: Lixa de óxido de silício utilizada nos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos (MEV) (importadas da Wanfrieder Schmirgelwerk, Alemanha).

A velocidade do disco que contém a lixa foi fixada em 25 rpm. Para garantir um desgaste mais uniforme a amostra enquanto percorre a espiral de Arquimedes gira em torno de seu próprio eixo sob uma

velocidade de 30 rpm. A pressão nominal utilizada foi de 0,48 MPa. Alguns ensaios foram também realizados com uma pressão de 1,00 MPa.

4.2.3. Fórmulas Utilizadas

A taxa de desgaste foi determinada através da divisão da perda de massa acumulada após a interação da amostra com três lixas (distância percorrida = 9,6 m) pela área e pelo comprimento percorrido. Assim, a taxa de desgaste pode ser expressa por:

$$\omega = \Delta M / (\pi \cdot r^2 \cdot \beta) \quad (4.1)$$

onde: ΔM representa a perda de massa da amostra em gramas;
 r o raio da amostra na superfície de ensaio, e
 β o comprimento percorrido pela amostra.

O desvio-padrão foi calculado tomando-se por base a formulação proposta por Avery (1977), que aborda a estatística de amostragem reduzida aplicada à tribologia.

$$(\text{Máx} - \text{Min})/1,693 \quad (4.2)$$

onde: Máx representa o máximo valor medido para a taxa de desgaste;
 Min o menor valor dos três ensaios realizados, e
 1,693 constante para o caso de três ensaios realizados.

4.3. Resultados e Discussões

4.3.1. Desempenho em Laboratório

Os resultados das ligas estudadas são apresentados nas figuras 4.4 e 4.5. Observa-se, nas ligas da família 15Cr2Mo, que a taxa de desgaste cresce significativamente com o aumento da temperatura de revenimento, com exceção da liga contendo 0% de Nb desestabilizada a 950 °C. Nessa condição, a taxa de desgaste no estado temperado foi bem superior à observada na condição revenida a 200 °C.

A partir de 300 a 400 °C, a taxa de desgaste começa a diminuir, com exceção da liga alternativa (15Cr1Mo1Nb), podendo, atingir valores inferiores aos observados na condição temperada.

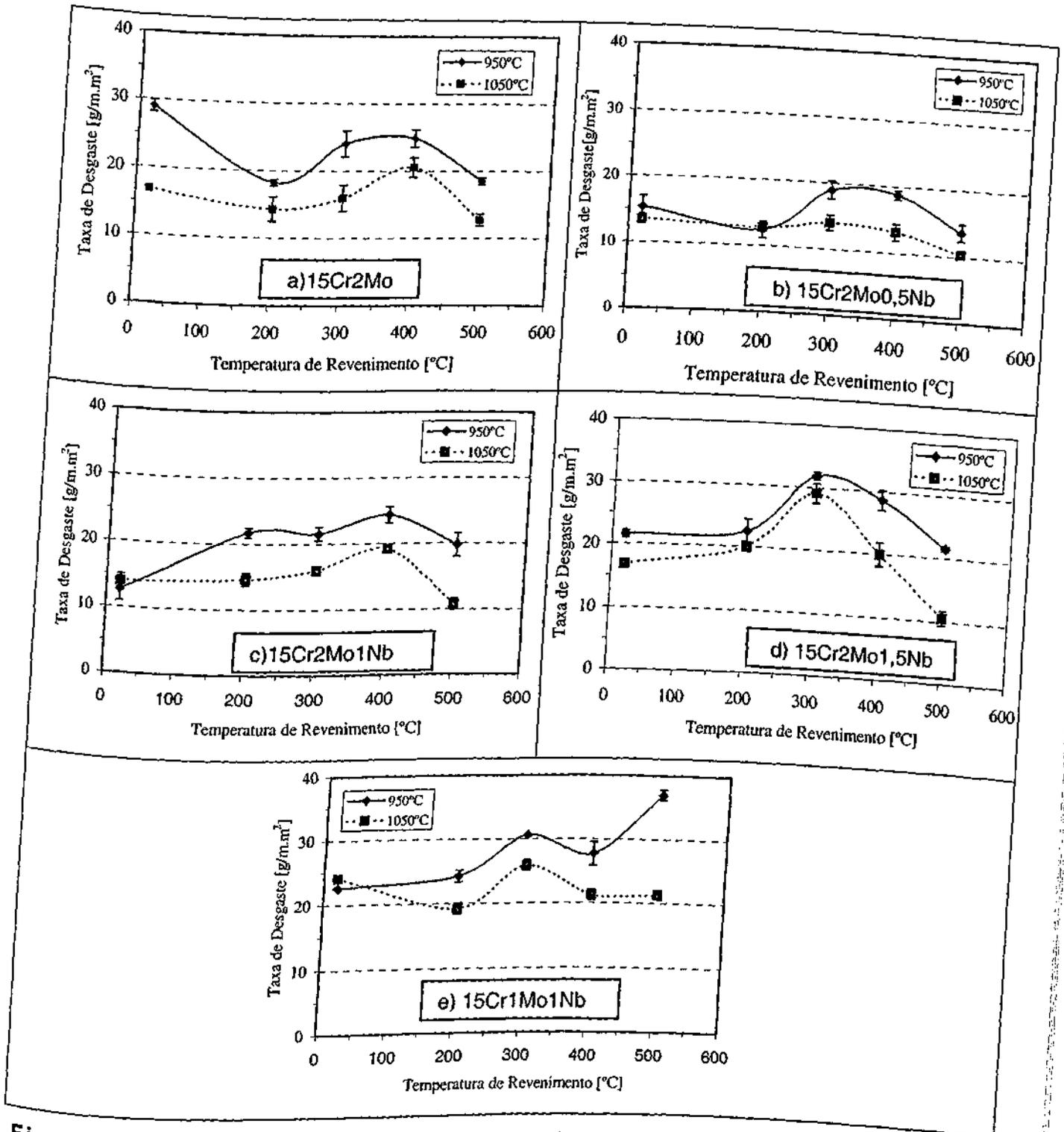


Figura 4.4: Influência das temperaturas de revenimento e de austenitização na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos, (a) 15Cr2Mo, (b) 15Cr2Mo0,5Nb, (c) 15Cr2Mo1Nb, (d) 15Cr2Mo1,5 Nb e (e) 15Cr1Mo1Nb.

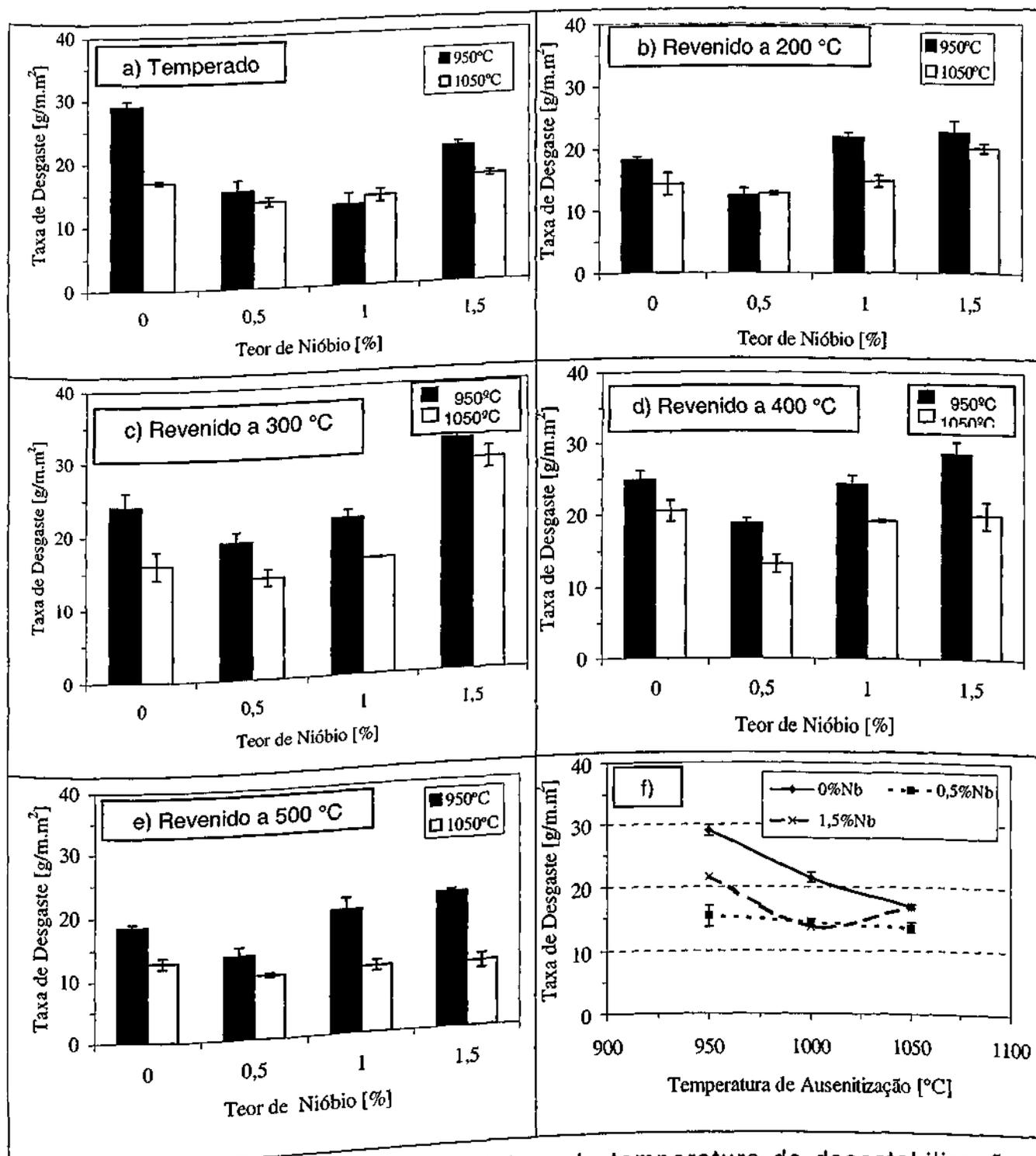


Figura 4.5: Influência do teor de nióbio e da temperatura de desestabilização da austenita (■ - 950 °C e □ - 1050 °C) na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos das ligas no estado, (a) temperado, (b) revenido a 200 °C, (c) revenido a 300°C, (d) revenido a 400 °C, (e) revenido a 500 °C e (f) efeito da temperatura de austenitização na taxa de desgaste.

A temperatura de desestabilização, por sua vez, tem um forte efeito sobre a taxa de desgaste. De modo geral, as taxas de desgaste observadas nas amostras tratadas a 1050 °C tem um desempenho significativamente superior ao das ligas tratadas a 950 °C.

A liga econômica (15Cr1Mo1Nb) apresenta, de forma geral, as maiores taxas de desgaste em todas as condições de tratamento térmico. Ressalta-se ainda, que nessa liga foi encontrada a maior taxa de desgaste (temperada a partir de 950 °C e revenida a 500 °C).

Os efeitos da adição de Nb nas ligas 15Cr2Mo são apresentados na **figura 4.5**. Nota-se dessa figura, que a adição de Nb leva inicialmente a uma redução na taxa de desgaste, passando por um mínimo entre 0,5 e 1,0 de Nb. A seguir, a taxa de desgaste cresce. Exceção é feita à liga 15Cr2Mo1,5Nb desestabilizada a 1050 °C e revenida a 500 °C. Nesse caso a taxa de desgaste permaneceu praticamente constante com o teor de Nb.

A liga referência, empregada atualmente na extração de cassiterita, apresentou uma taxa de desgaste igual a $23,2 \pm 2,1$ g/m.m², fornecedor A.

Na **figura 4.5f** são apresentados os efeitos da temperatura de desestabilização sobre a taxa de desgaste para algumas das ligas estudadas. Observa-se, de modo geral, uma redução na taxa de desgaste abrasivo com o aumento da temperatura de desestabilização. Esse efeito é bastante pronunciado na liga 15Cr2Mo, onde a redução observada é de mais de 40% na taxa de desgaste.

Os mecanismos de desgaste são apresentados nas **figuras 4.6, 4.7 e 4.8**. Basicamente, o desgaste se dá através dos micromecanismos de corte e sulcamento, com possível transformação de austenita residual em martensita durante o ensaio. Observa-se que a remoção de fragmentos de desgaste se dá através um processo sucessivo de riscamento, como mostrado na **figura 4.6**. Esse riscamento múltiplo parece ser mais evidente na amostra temperada a partir de 1050 °C. Os efeitos do revenimento nessa liga podem ser notados da **figura 4.7**. Os mecanismos são semelhantes aos observados na condição temperada, porém, a amostra desestabilizada a 950 °C, apresenta uma maior tendência à formação de fragmentos de desgaste em relação à amostra desestabilizada a 1050 °C. Esse fato é confirmado pela maior taxa de desgaste da primeira.

Com a adição de Nb às ligas CrMo não são observadas alterações importantes nos mecanismos de desgaste em relação aos da liga com 0%Nb, **figura 4.8**. Na amostra da liga 15Cr2Mo, temperada a partir de 1050 °C e a revenida a 500 °C, nota-se uma superfície ligeiramente mais lisa em relação às demais.

A liga alternativa 15Cr1Mo1Ni apresentou mecanismos de desgaste semelhantes aos observados nas ligas com nióbio, **figura 4.9**.

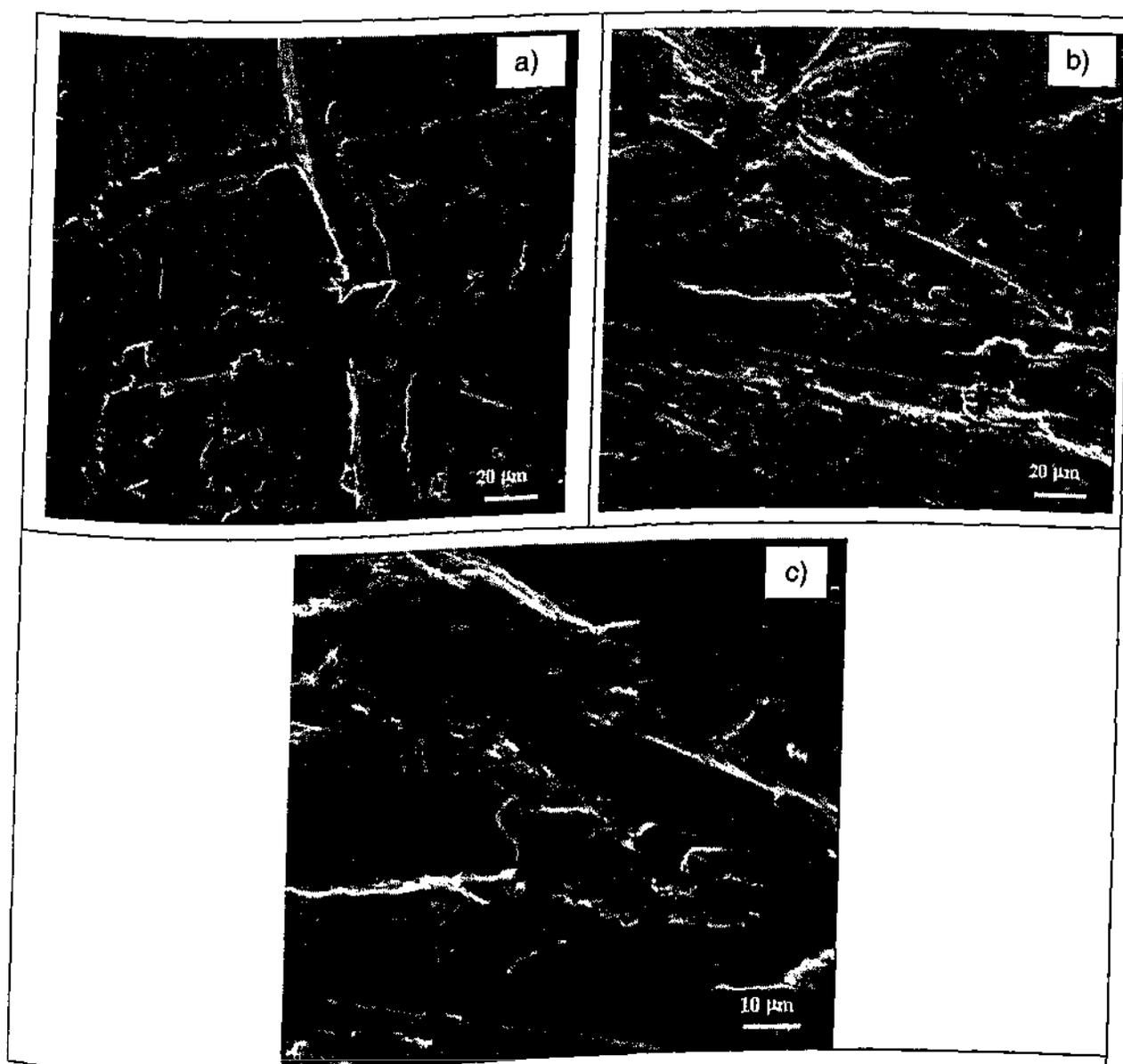


Figura 4.6: Superfície de desgaste da liga 15Cr2Mo no estado temperado, (a) desestabilizada a 950 °C, (b) a 1050 °C e (c) detalhe de (b).

Influência da Temperatura de Desestabilização da Austenita

Os resultados de desgaste abrasivo obtidos no presente trabalho mostram uma nítida vantagem das amostras temperadas a partir de 1050 °C. Esse comportamento pode ser atribuído à maior fração volumétrica de AR (austenita retida) nessas amostras. O melhor desempenho dessas ligas se deve à sua grande capacidade de encruamento e à possibilidade de transformação martensítica via deformação plástica, Zum Gahr (1986). Esse autor verificou em seus trabalhos, que quanto maior o nível de deformação induzido pela sollicitação tribológica, tanto melhor o desempenho. Resultados da literatura mostram que em aplicações práticas de placas de britadores de mandíbulas, o teor ótimo de AR (austenita retida) é da ordem de 30 a 40%, Sare (1995), e Zum Gahr (1986). Apesar da relativamente baixa pressão nominal empregada nos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos, nota-se uma considerável redução na taxa de desgaste (em mais de 40%) com o aumento do teor de austenita retida.

Com o propósito de identificar o efeito da pressão nominal de teste (carga) foram realizados alguns ensaios adicionais utilizando uma pressão de 1,00 MPa (figura 4.10). Nota-se dessa figura, que, com o aumento da sollicitação tribológica, os efeitos do tratamento térmico tornam-se mais importantes sobre a taxa de desgaste. Acredita-se, que isso esteja relacionado, principalmente, com a maior influência da austenita retida: maior encruamento e/ou transformação martensítica induzida por deformação.

Influência da Temperatura de Revenimento

O aumento de dureza verificado com o endurecimento secundário, principalmente a 500 °C, resulta em uma redução significativa na taxa de desgaste. Todavia, essa redução pode ser anulada em sollicitações que requerem maiores tenacidades à fratura na camada sollicitada tribologicamente. Isso ocorre, por exemplo, em placas de mandíbulas de britadores, Sare *et al.* (1995). Nestes casos, a presença da AR é de fundamental importância na retenção de trincas. Assim, acredita-se que

as amostras revenidas e testadas no presente trabalho possam vir a apresentar pior desempenho em relação às amostras temperadas, quando solicitadas com pressões nominais superiores às empregadas nesse trabalho. Esse parâmetro deverá ser verificado em trabalhos futuros.

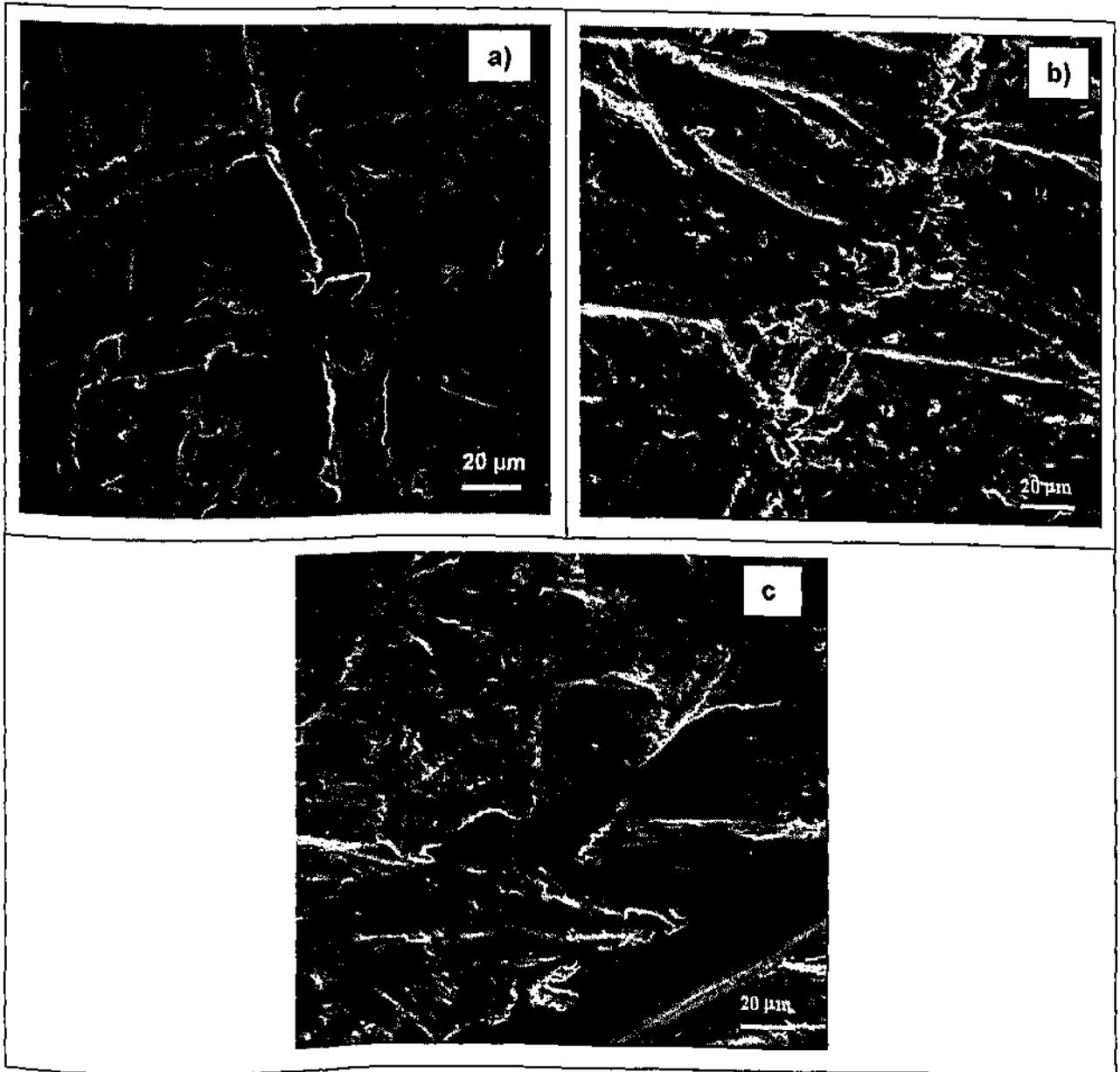


Figura 4.7: Aspectos superficiais típicos da liga 15Cr2Mo após, (a) têmpera a 950 °C, (b) têmpera a 950 °C e revenimento a 500 °C e (c) têmpera a 1050 °C e revenimento a 500 °C.

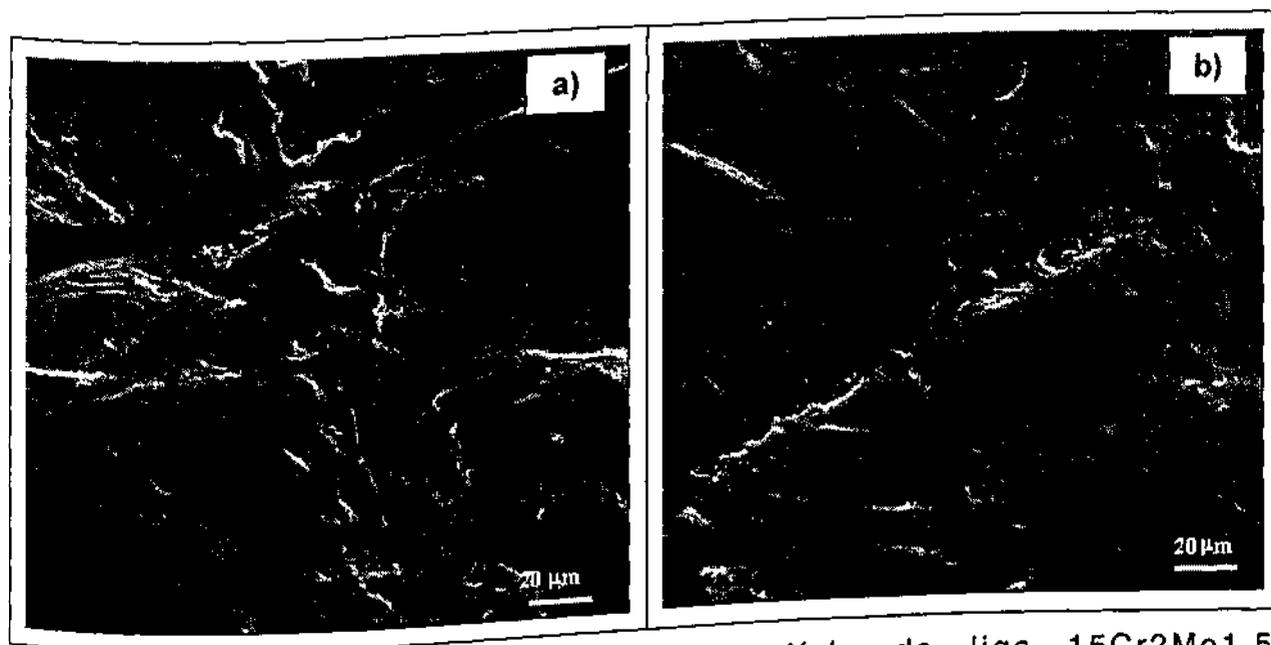


Figura 4.8 : Aspecto típico da superfície da liga 15Cr2Mo1,5Nb temperada a 1050 °C, (a) sem revenimento e (b) revenida a 500 °C.

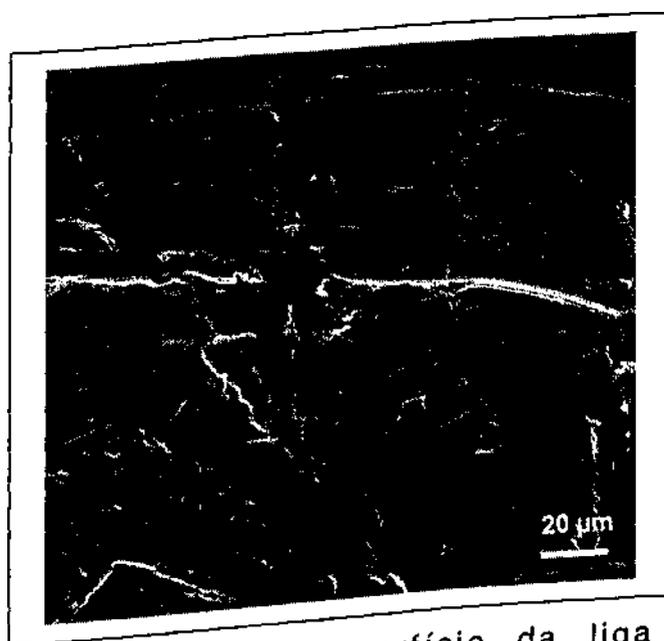


Figura 4.9: Aspecto típico da superfície da liga 15Cr1Mo1Ni (liga alternativa) temperada a 1.050 °C.

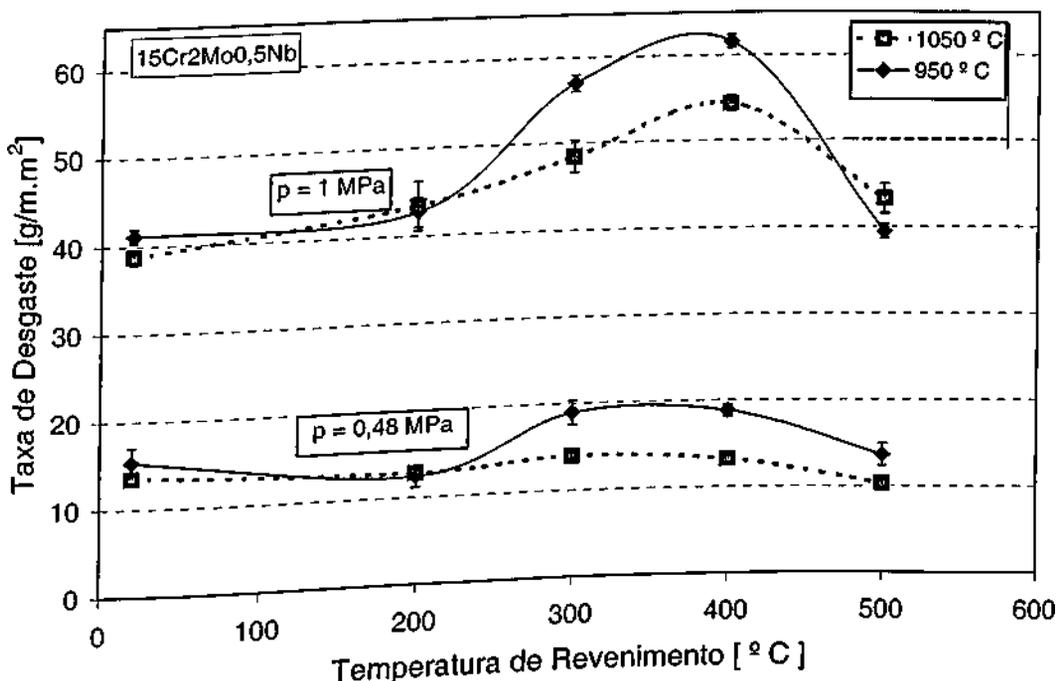


Figura 4.10 : Efeito da pressão nominal de teste e da temperatura de revenimento na taxa de desgaste abrasivo da liga 15Cr2Mo0,5Nb.

Efeitos da Adição de Nióbio

Ao fixar a temperatura de austenitização e o tratamento térmico das amostras, pode-se avaliar a influência da porcentagem de nióbio na taxa de desgaste.

Nos resultados de taxa de desgaste em função da porcentagem de Nb, notou-se, que a taxa de desgaste cai com o aumento do teor desse elemento, passando por um mínimo entre 0,5 e 1,0% Nb. A tendência de aumento na taxa de desgaste para ligas com teores de Nb superiores a esses valores pode estar associada a uma possível fratura dos carbonetos alongados de NbC.

Os níveis de taxa de desgaste verificados nas amostras temperadas e revenidas contendo Nb podem ser consideravelmente inferiores aos verificados na amostra da liga 20Cr1Mo ($23,2 \pm 2,1$ g/m.m²). Isso representa uma redução de até 56% em relação às ligas de 15Cr2Mo contendo Nb. Como essas ligas possuem um custo a mais de 35%, comparando com o custo da liga 20Cr1Mo (R\$175,10 x R\$129,60, respectivamente, por impelidor), acredita-se, que exista aqui, um potencial significativo de redução dos custos de extração da cassiterita.

Todavia, a liga alternativa 15Cr1Mo1Nb não apresentou resultados que justificassem, a "piori", uma substituição da liga 20Cr1Mo pela 15Cr1Mo1Nb, pois as taxas de desgaste são, de modo geral, muito parecidas ou significativamente superiores às encontradas na primeira. O baixo desempenho da liga 15Cr1Mo1Nb pode, em parte, estar associado à menor fração volumétrica de carbonetos (menor teor de carbono em relação às ligas contendo Nb). Além disso, cita-se o fato de que essa liga tem menor teor de Mo e Ni, resultando em menores teores de austenita retida.

4.3.2. Ensaaios de Campo

Em função da liga 15Cr2Mo0,5Nb e 15Cr2Mo1,0Nb apresentarem em laboratório as menores taxas de desgastes, foram confeccionadas 15 peças para testes em campo com as características mostradas na tabela 4.1. O tratamento utilizado na confecção destas peças para teste foi uma austenitização a 1.050 °C por duas horas e resfriar ao ar calmo. Em seguida, um revenimento a 200°C também por duas horas e resfriar ao ar calmo.

Tabela 4.1: Composição química das peças de impelidores, do britador Canica, testadas em campo (% em peso).

Liga Teste	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Fe
Mínimo	2,80	0,60	0,80	---	---	15,0	1,80	0,90	---	0,50	77,60
Máximo	3,00	1,00	1,20	0,10	0,06	17,0	2,10	1,20	0,10	0,70	73,54
Realizado	2,83	0,65	0,87	0,034	0,042	15,11	1,83	0,94	--	0,52	77,17

Na fabricação das peças, para teste de campo, da liga proposta (15Cr2Mo0,5Nb), foram também, produzidos 04 corpos de prova, dos quais, foram retiradas amostras para ensaio de 2C, utilizando o mesmo procedimento da sessão 3.3.1 do capítulo 3. Resultados comparativos, com as amostras oriundas da fabricação das peças, se encontram na figura 4.11.

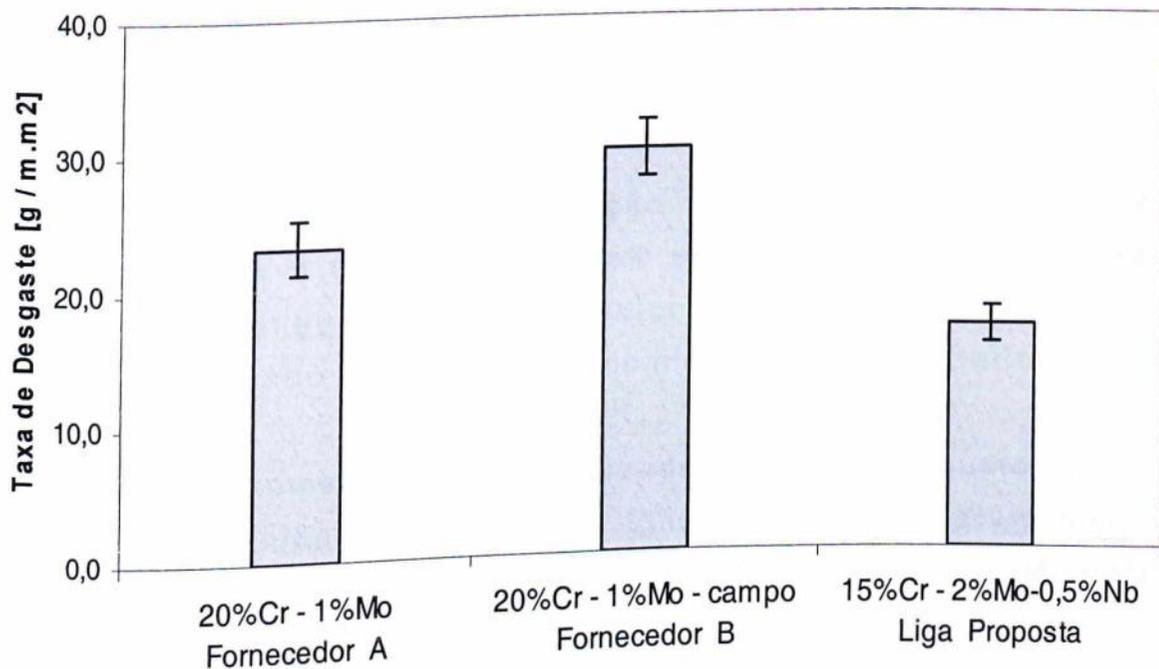


Figura 4.11: Ensaio 2C dos fornecedores A (20Cr1Mo), B (20Cr1Mo) e liga proposta (15Cr2Mo0,5Nb).

As peças fabricadas para teste, foram para campo na Mineração Taboca, cujos resultados de vida útil, serão comparados posteriormente com os ensaios 2C de laboratório.

4.4. Conclusões Parciais

No presente capítulo foram conduzidos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos com lixas de óxido de silício em diferentes ferros fundidos brancos, visando à otimização de materiais para a indústria mineradora de cassiterita. Os resultados obtidos permitem concluir, que:

- O mecanismo de desgaste predominante no ensaio de desgaste abrasivo a dois corpos foi o microriscamento, semelhante ao mecanismo observado nas peças desgastadas no campo;
- As curvas de taxa de desgaste apresentam-se semelhantes às curvas de dureza, porém invertidas. Além disso, pode-se notar, que a taxa de

desgaste foi menor nas amostras temperadas a partir de 1050 °C. Esse melhor desempenho deve estar associado ao aumento da fração volumétrica de austenita retida, que aumenta com a temperatura de desestabilização;

- O teor ótimo de Nb, para a condição tribológica em questão, é da ordem de 0,5 a 1,0 % Nb. Nesses casos a redução na taxa de desgaste pode chegar a 56% do valor medido em uma amostra de 20Cr1Mo empregado atualmente na cominuição da cassiterita;
- Em condições comercialmente utilizadas, ou seja, austenitizado a 1.050 °C e revenido a 200 °C, as ligas que apresentaram melhores resultados de taxa de desgaste também foram as 15Cr2Mo0,5Nb e 15Cr2Mo1,0Nb;
- Nas ligas da família 15Cr2Mo, com exceção da liga contendo 0%Nb desestabilizado a 950 °C, a taxa de desgaste cresce com o aumento da temperatura de revenimento, porém ocorre uma redução no revenimento a 500 °C resultante do aumento da dureza verificado no capítulo 03 em função do endurecimento secundário;
- Existe um potencial de redução da relação custo/benefício da ordem de 10% a 20% nos componentes de desgaste de ferro fundido branco alto cromo na Mineração de Cassiterita, como por exemplo nos impelidores de britadores e rotores e carcaças de bombas.

5. Desgaste Abrasivo a Três Corpos

5.1. Introdução

Na indústria mineradora de cassiterita os maiores gastos nos equipamentos de moagem são atribuídos à aplicação de revestimentos e dos corpos moedores. A moagem na extração de cassiterita dá-se com a aplicação de moinhos de barras e correspondem dentro do processo produtivo aproximadamente 20% da produção, sendo seus custos com revestimento de 9,5% dos gastos com materiais de desgaste na extração de cassiterita e custos globais na operação da moagem de 10% a 20%. Isto mostra a importância que se deve dar ao consumo metálico na moagem, quer em busca de melhores ligas e/ou formas, ou melhoria no projeto do equipamento, pois como se sabe, um aumento de 1% na disponibilidade de um moinho, pode significar um aumento de até 3% em sua produção anual (Beraldo, 1987). Estes revestimentos devem portanto, serem confeccionados com materiais que proporcionam uma vida útil longa (pelo menos 5.000 h, no caso de moinhos de barras da Mineração Taboca), mantendo menor relação custo/benefício possível, pois a troca do conjunto dos revestimentos demanda muito tempo de equipamento parado, mão-de-obra e de equipamentos de apoio gerando uma considerável perda de produção com o equipamento parado.

Como os testes de campo nos equipamentos de moagem na extração de cassiterita podem levar até 12 meses para obter um resultado, o qual pode não ser o esperado e com um custo elevado, procura-se simular em laboratório com auxílio de ensaios simplificados testes com diferentes ligas para posterior teste de campo com ganho significativo nos custos e redução de tempo na identificação da liga ideal para cada condição tribológica.

O desgaste predominante no processo para as peças de moagem (revestimento) é a indentação múltipla, característico do desgaste abrasivo a três corpos, identificado no capítulo 02.

Esses revestimentos são confeccionados usualmente em aço-ferramenta no estado temperado e revenido. O material mais adequado à confecção desses revestimentos é função do tipo de moinho e do material processado, dentre outros parâmetros. Todavia, para uma mesma aplicação são encontradas grandes variações na composição dos

aços utilizados. Assim, a otimização do desempenho desses revestimentos requer um estudo sistemático que envolva uma simulação em laboratório do desgaste desses revestimentos

A simulação do desgaste abrasivo a três corpos constitui-se em uma tarefa nada fácil, uma vez que, dependendo dos parâmetros de teste, quais sejam: carga, dureza relativa dos materiais envolvidos (corpo e contra-corpo), rugosidade superficial e material beneficiado, pode-se ter uma evolução do desgaste abrasivo a dois corpos para três corpos, Axén *et al.* (1992) e Rutheerford & Hutchings (1997).

Como alternativa à simulação desse tipo de desgaste tem-se um ensaio que é caracterizado tipicamente como gerador de um processo a três corpos, descrito por De Mello (1988). Esse ensaio é baseado no processo de lapidação, onde amostras são posicionadas em espaçadores e colocadas em movimento em relação a um disco. Entre a amostra e o disco é introduzido partículas abrasivas.

Assim, devido à importância econômica desses revestimentos para os moinhos de barras e à possibilidade de simular esse desgaste através de ensaios laboratoriais usando equipamentos disponíveis no LTM, o presente capítulo tem como objetivo avaliar o desempenho de materiais empregados correntemente nesses revestimentos, bem como materiais alternativos, e, em princípio, mais baratos.

5.2. Procedimentos Experimentais

Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados em amostras de materiais de revestimentos de moinhos de barras empregados em uma mineradora de cassiterita. A **tabela 5.1** a seguir apresenta a composição dos materiais testados. Os aços A e B são utilizados em moinhos de barra. Amostras desses materiais foram obtidas na mesma corrida das peças e recebendo, portanto, os mesmos tratamentos térmicos. Os materiais MB1 e MB2, especialmente desenvolvidos, constituem materiais alternativos aos dois primeiros, e foram produzidos em forno de indução com atmosfera de argônio, como descrito anteriormente. A **tabela 5.1** mostra as durezas dos materiais testados (revenimento a 200 °C), que corresponde aos materiais da **tabela 3.4** do capítulo 3.

A configuração empregada nos ensaios de desgaste abrasivo a três corpos é mostrada na **figura 5.1**. Neste caso, um disco de 300 mm de diâmetro gira com uma velocidade de 37 rpm. Sobre este são colocadas três amostras cilíndricas (5,0 x ϕ 6,0 mm), com espaçamento entre si controlado através de um alvéolo. O centro dessas amostras encontra-se a uma distância de 42 mm do centro do alvéolo, como mostrado na **figura 5.1a**. A excentricidade do alvéolo em relação ao disco foi mantida em 80 mm. Como fluido de transporte das partículas abrasivas foi utilizado óleo de lapidação com elementos antioxidantes e aditivos especiais para manter os grãos abrasivos em suspensão. Suas características são apresentadas na **tabela 5.2**. Os ensaios foram conduzidos com areia normal brasileira do Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo - IPT, cujo diâmetro médio era de 150 μm (100 *mesh*). A recirculação da mistura óleo/abrasivo foi garantida através de um sistema de bombeamento com uma bomba centrifuga e um agitador mecânico. A proporção de abrasivo utilizada foi de 10% em peso. A cada ensaio, a mistura óleo/areia foi trocada. A **figura 5.2** apresenta uma vista geral do abrasômetro utilizado.

A taxa de desgaste foi determinada através do método gravimétrico interrompido, utilizando-se uma balança com resolução de 10^{-5} g. A cada ensaio a perda de massa era avaliada, após dupla limpeza ultrasonora. As taxas de desgaste médias para cada instante foram determinadas com base nos valores obtidos para as três amostras. O desvio padrão foi calculado utilizando a estatística de amostragem reduzida. O tempo total de teste para cada amostra foi de no mínimo 30 minutos. As pressões nominais aplicadas a cada uma das amostras foram as seguintes: 0,04, 0,08 e 0,40 MPa.

Tabela 5.1: Composição química dos materiais testados (% em peso).

Amostra	HV30*	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb
Fornecedor A	736	1,14	0,61	0,66	0,027	0,024	11,23	0,55	0,14	1,37	-
Fornecedor B	598	0,65	0,57	1,48	0,010	0,011	2,30	0,35	-	-	-
MB1	679	1,00	0,70	0,70	0,037	0,037	2,35	0,30	0,05	0,01	0,005
MB2	594	0,96	0,87	1,77	0,019	0,013	2,42	0,31	0,02	0,01	0,005

* - revenido a 200 °C.

Como contra-corpo foram utilizados um disco de aço ABNT 1045 (160HV30) e um disco de ferro fundido branco de alto Cromo (ASTM 532 III A) temperado e revenido a 250 °C por 1 h. A distribuição da dureza sobre a superfície de teste do ferro fundido é apresentada na **figura 5.3**, tendo-se como dureza média 751HV30.

As amostras de teste foram retiradas através de eletroerosão. Para garantir o paralelismo entre as faces opostas das amostras, foram realizadas operações de retífica (retificadora MESIGMN - Netzsch, rebolo BRASILEX 46-2x1¼").

Os mecanismos de desgaste foram analisados através de microscopia eletrônica de varredura.

A taxa de desgaste foi determinada através da expressão dada a seguir:

$$TD = \frac{\Delta m}{A \cdot P \cdot \Delta t} \quad (5.1)$$

onde:

TD: Taxa de Desgaste [kg/m².N.min];

Δm: Perda de massa [kg];

P: Carga aplicada sobre as amostras [N];

A: Área da seção transversal das amostras [m²];

Δt: Intervalo de medição [min].

5.3. Resultados e Discussão

5.3.1. Contra-Corpo - Aço ABNT 1045

A taxa de desgaste abrasivo a três corpos foi determinada com base no gráfico de sua evolução em função do tempo. A **figura 5.4** ilustra a dinâmica da taxa de desgaste para a pressão de 0,40 MPa das amostras MB1 e MB2 revenidas a 200 °C. Nota-se dessa figura, que a taxa de desgaste permanecem praticamente constante com o tempo. Assim, a taxa de desgaste final foi determinada com base nas 4 últimas médias.

A figura 5.5 apresenta as taxas de desgaste abrasivo das ligas MB1 e MB2 temperadas e temperadas e revenidas. Desse gráfico fica evidente, que a taxa de desgaste da liga MB2 não sofre nenhuma alteração com o aumento da temperatura de revenimento. A liga MB1, ao contrário, apresenta um ligeiro aumento da taxa de desgaste. Apesar da liga MB1 ter uma dureza significativamente superior às da liga MB2 em todas as temperaturas de revenimento, a performance dessa liga na condição temperada e temperada e revenida a 200 °C é aproximadamente a mesma observada na MB1. As amostras de MB2 revenidas a 300 e 400 °C apresentam um desempenho superior aos observados nas correspondentes amostras da MB1. Esse bom desempenho da liga MB2 está, muito provavelmente, relacionado ao maior teor de austenita retida dessa liga. Isso se deve basicamente ao fato de que essas duas ligas diferem apenas no teor de manganês, que é maior na liga MB2.

Os resultados da figura 5.5 são comparados com os das amostras dos fornecedores A e B na figura 5.6. Nota-se desse gráfico, que a liga B apresenta uma taxa de desgaste superior às das ligas MB1 e MB2. Além disso, a liga do fornecedor A tem a menor taxa de desgaste. Acredita-se que esse desempenho esteja relacionado com os diferentes teores de carbono das ligas estudadas. Além do maior teor de carbono da liga do fornecedor A, destaca-se o seu maior teor de cromo, que leva à formação de carbonetos do tipo M_7C_3 . É sabido, que esses carbonetos têm uma maior eficiência na redução do desgaste abrasivo que os do tipo M_3C .

A figura 5.7 apresenta a superfície de desgaste observada através de microscopia eletrônica de varredura após ensaios realizados com pressão nominal de teste de 0,40 MPa e contra-corpo confeccionado em aço ABNT 1045. Nota-se dessa figura, que, muito embora trata-se de um ensaio tipicamente a três corpos, ou seja, com abrasivos livres, tem-se como micromecanismos de desgaste o microsulcamento e o microcorte. Esses micromecanismos são típicos do desgaste abrasivo a dois corpos. Esse comportamento pode ser explicado pelo fato de que durante a solicitação tribológica, as partículas de areia indentam com maior facilidade no contra-corpo, pois as amostras apresentam uma dureza que é pelo menos três vezes superior à do contra-corpo. Desta forma, as partículas abrasivas são parcialmente embutidas no contra-corpo e

riscam e/ou sulcam as amostras. Geralmente, nestes casos, o desgaste da amostra é superior ao desgaste do contra-corpo, como mostrado por Axén *et al.* (1994).

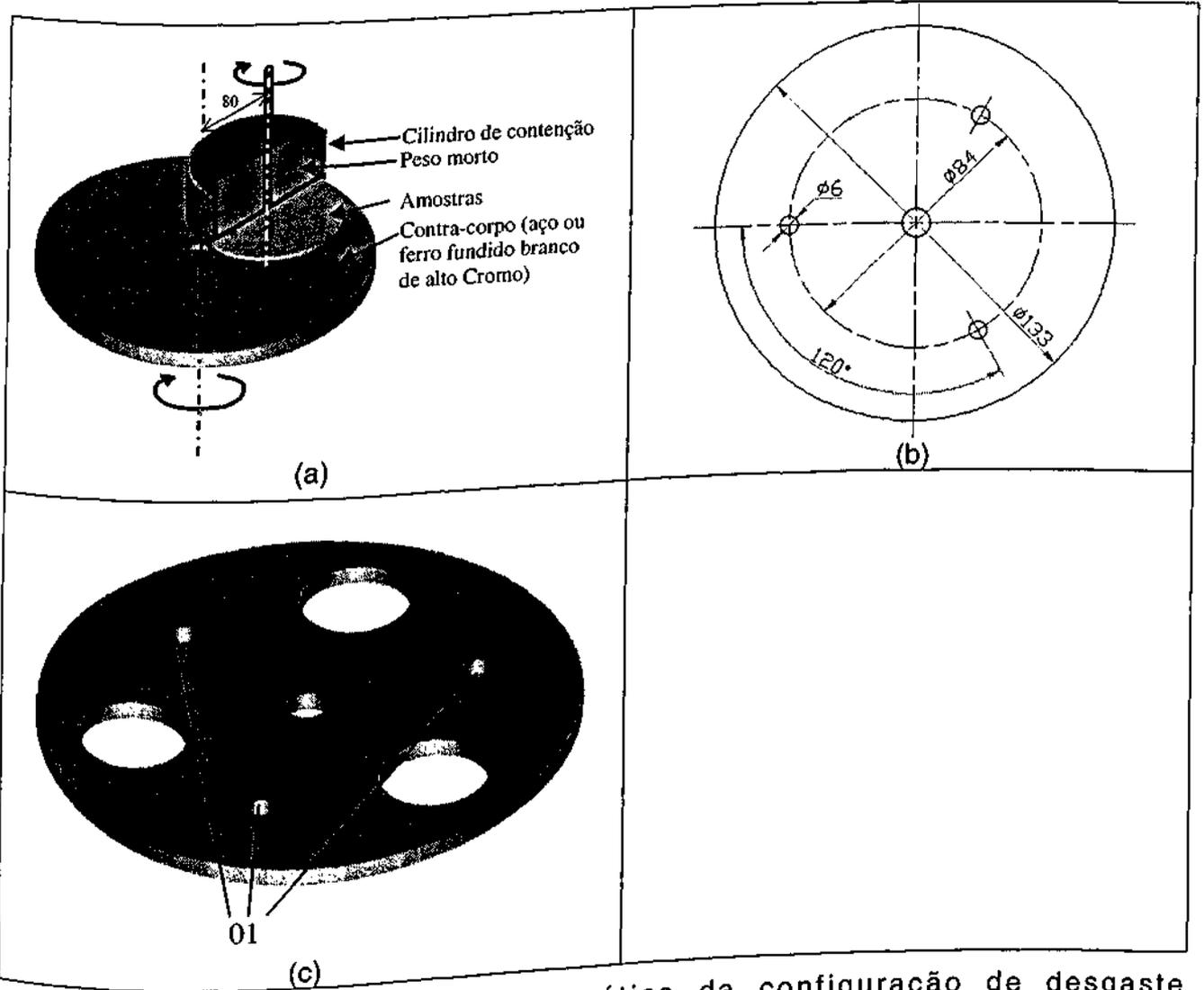


Figura 5.1: Representação esquemática da configuração de desgaste abrasivo 3C, (a) esquema geral e (b) dimensões do alvéolo de contenção abrasivo 3C, (a) esquema geral e (b) dimensões do alvéolo de contenção abrasivo 3C, (01: furos para das amostras e (c) vista tridimensional do alvéolo, (01: furos para das amostras e (c) vista tridimensional do alvéolo, (01: furos para das amostras).

Tabela 5.2: Características do óleo utilizado no transporte das partículas abrasivas (Lap-Oil C).

Ponto de fulgor mínimo (°C)	85
Viscosidade a 40 °C (cSt)	3,4
Cinzas sulfatadas (% máxima)	0,05
Densidade a 20 °C (g/cm ³)	0,82

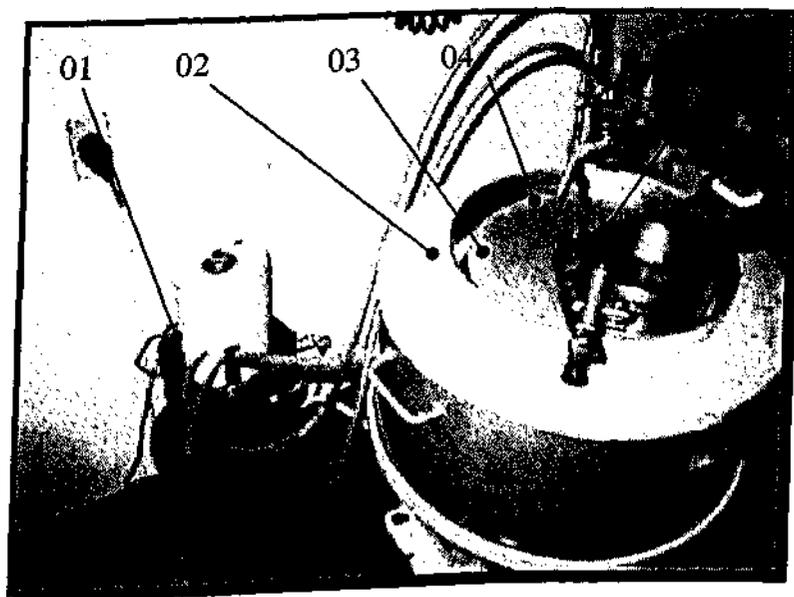


Figura 5.2: Vista geral do abrasômetro: (01) bomba de fluido; (02) calha de contenção do fluido; (03) disco; (04) distribuidor de fluido; (05) sistema de sustentação das amostras.

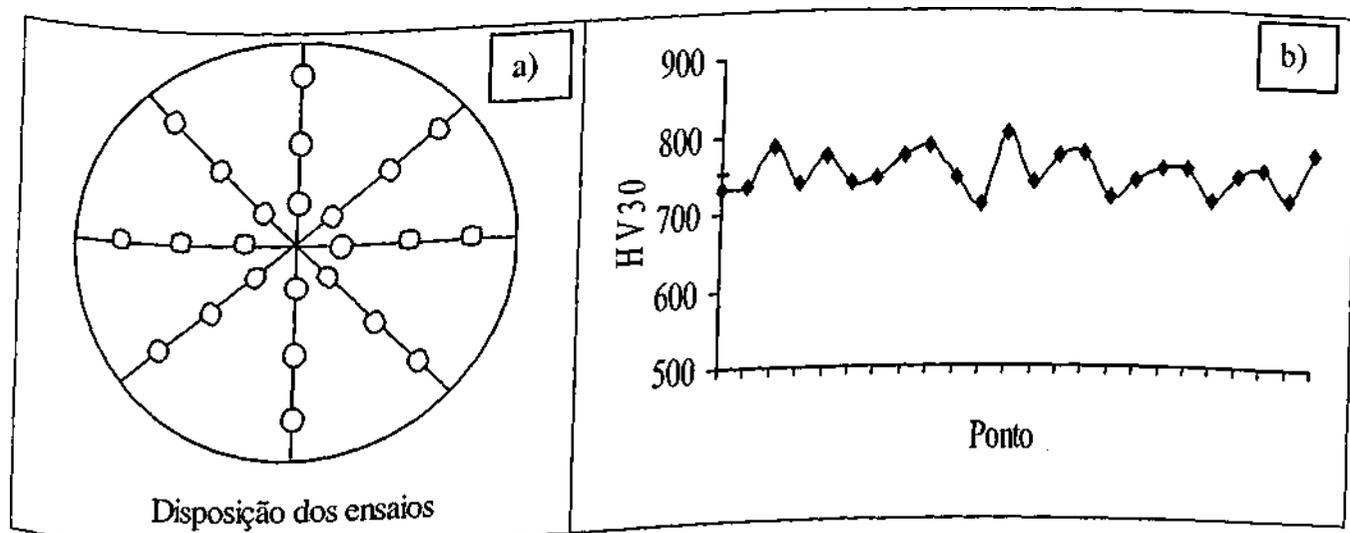


Figura 5.3: Mapeamento da dureza do disco de ferro fundido branco de alto Cromo, (a) localização dos ensaios realizados e (b) valores de dureza medidos (média = $751 \pm 21\text{HV}_{30}$).

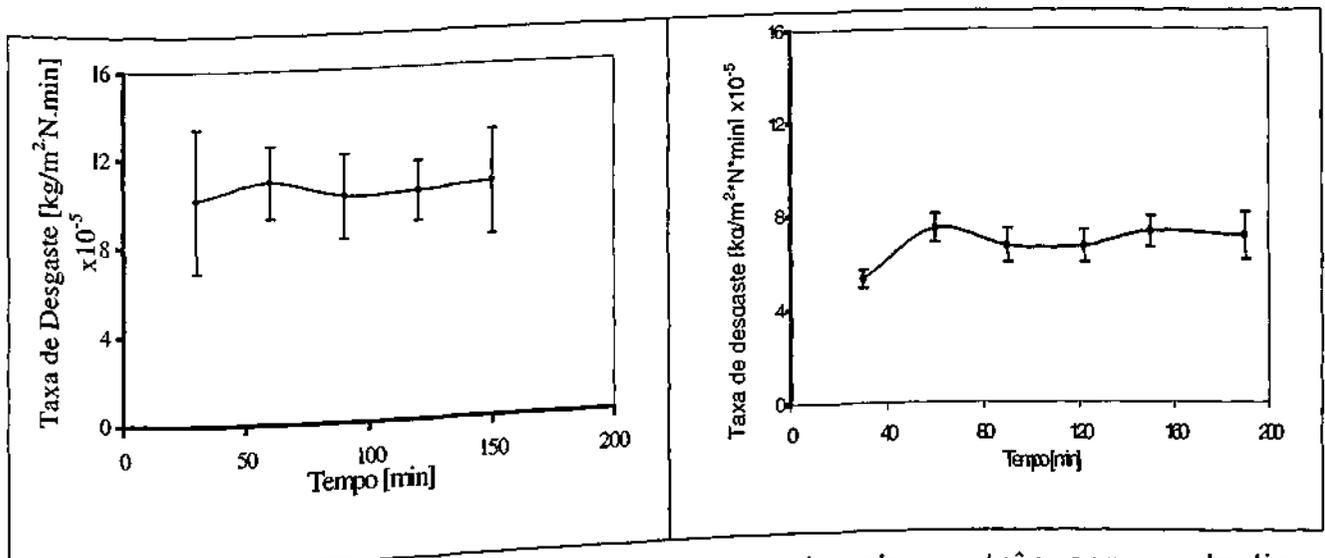


Figura 5.4: Evolução da taxa de desgaste abrasivo a três corpos da liga MB1 e MB2 revenidas a 200 °C utilizando um contracorpo de aço ABNT 1045, pressão nominal de teste de 0,40 MPa.

Tendo-se os mecanismos de desgaste apresentados acima, pode-se concluir, que a utilização da configuração de teste selecionada não representa uma alternativa apropriada à simulação do desgaste operante em moinhos de barras. A seguir são descritos os resultados obtidos com o contra-corpo confeccionado em ferro fundido branco de alto cromo, que, em princípio, favorece o desenvolvimento da abrasão a três corpos através da indentação múltipla.

5.3.2. Contra-Corpo - Ferro Fundido Branco de Alto Cromo

Os ensaios de desgaste abrasivo a três corpos com disco duro foram realizados da mesma forma que os ensaios anteriores, i.e., observando-se a evolução da taxa de desgaste em função do tempo de teste. A figura 5.8 apresenta alguns gráficos com a evolução da taxa de desgaste para ensaios realizados com as pressões de 0,05, 0,08 e 0,40 Mpa relativos às ligas MB1 e MB2. A figura 5.9 apresenta o mesmo tipo de evolução para as ligas dos fornecedores A e B. Nos ensaios realizados com pressões de 0,05 e 0,08 MPa notam-se variações consideráveis nas taxas de desgaste com o aumento do tempo de teste. Na amostra ensaiada com pressão de 0,40 MPa esse fato não é tão evidente. Assim como nos ensaios com contra-corpo em aço ABNT 1045, pôde-se

observar também na pressão de 0,40 MPa (disco de ferro fundido branco) uma prevalência dos micromecanismos da abrasão a dois corpos. Nos ensaios com pressões menores, uma grande variação dos micromecanismos de desgaste pôde ser observada. Essa variação é mais freqüente e acentuada nas amostras ensaiadas com pressão de 0,08

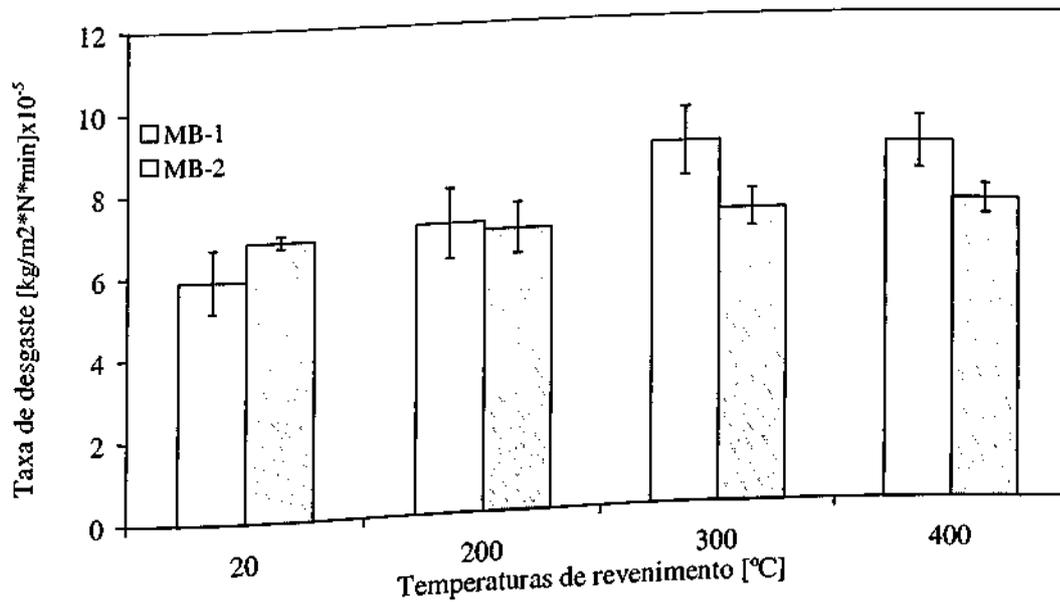


Figura 5.5: Efeito da temperatura de revenimento na taxa de desgaste abrasivo a três corpos dos aços MB1 e MB2 austenitizados a 960 °C, contra-corpo em aço ABNT 1045, pressão nominal de 0,40 MPa.

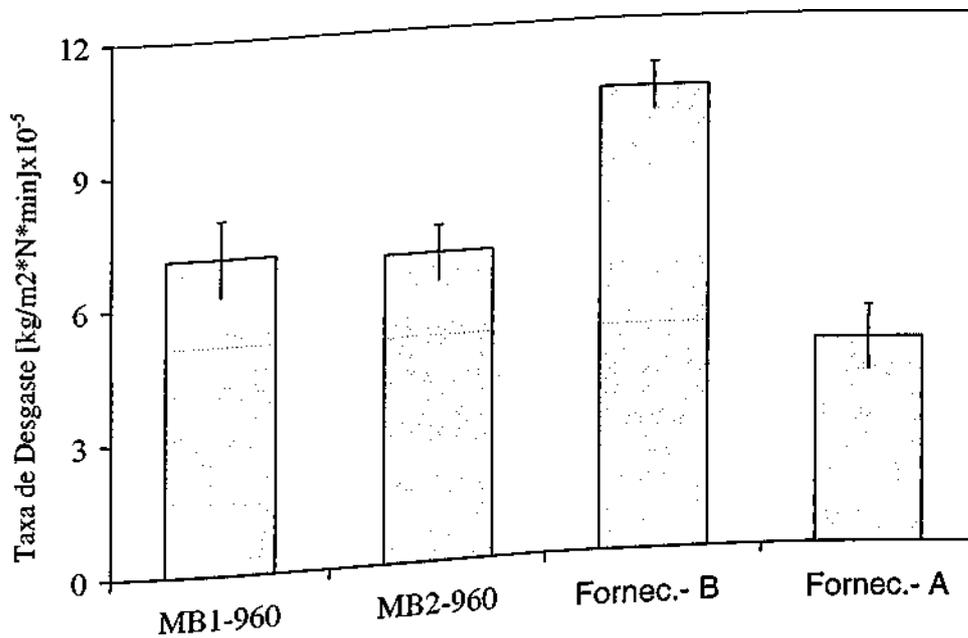


Figura 5.6: Taxa de desgaste abrasivo a três corpos para amostras de materiais na condição de trabalho (revenido a 200 °C), contra-corpo de aço ABNT 1045, pressão nominal de 0,40 MPa.

MPa. Essa mudança foi acompanhada através da observação da superfície de teste da amostra da liga MB2 temperada e revenida a 400 °C, como mostrado na **figura 5.10**. Nos estágios iniciais tem-se, basicamente, indentação múltipla, que vai desaparecendo à medida que o teste evolui. No final do ensaio, tem-se uma topografia mais suave e os micromecanismos de desgaste tendem aos da abrasão a dois corpos.

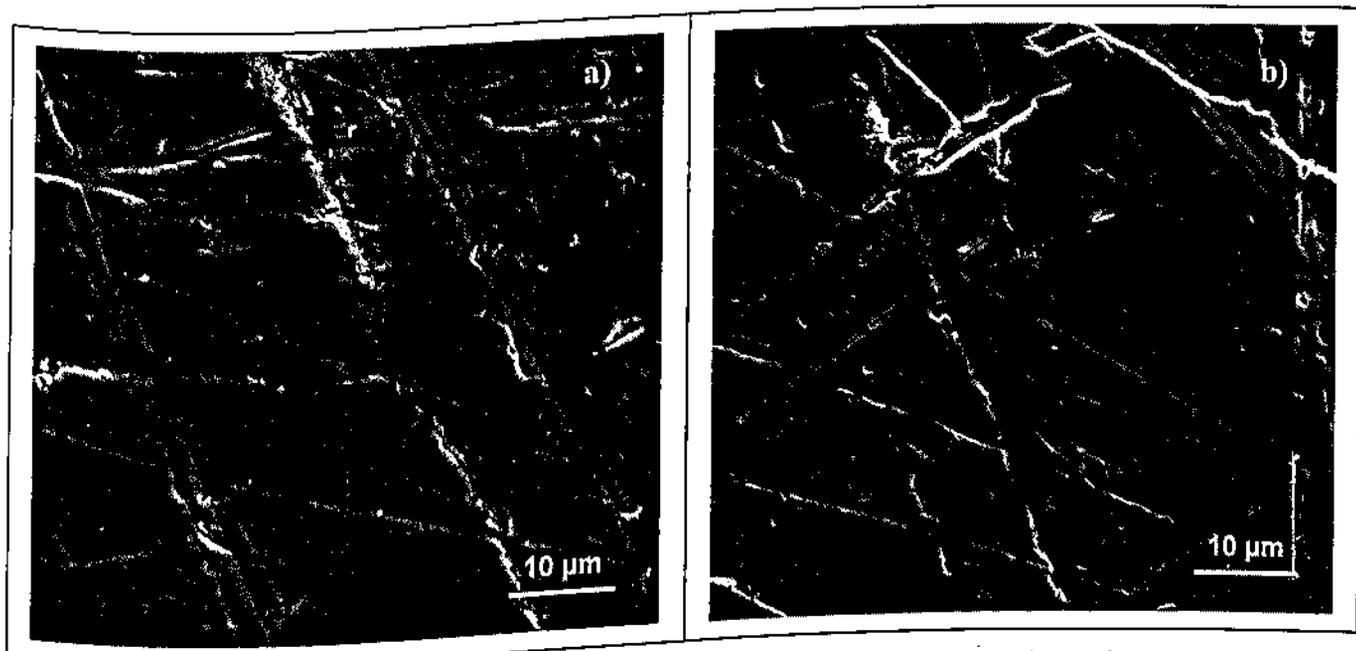


Figura 5.7: Superfície de desgaste típica após os ensaios de desgaste com disco de aço ABNT 1045, pressão nominal de abrasivo a três corpos com disco de aço ABNT 1045, pressão nominal de 0,40 MPa, (a) Liga do fornecedor A e (b) liga do fornecedor B.

A **figura 5.11** sumariza esse comportamento através de ampliações menores, correspondentes ao estágio inicial e final do ensaio (tempo total de teste de 60 min). Associando as curvas de evolução da taxa de desgaste com os micromecanismos, pode-se, então, concluir, que a redução da pressão de teste resultou num aumento considerável na taxa de desgaste, **figura 5.12**. Esse resultado contraria as expectativas, pois é amplamente conhecido o efeito de que, na medida em que se aumenta a força normal, a taxa de desgaste aumenta (Zum Gahr, 1987 e Hutchings, 1992). Além disso, é sabido, que as taxas de desgaste obtidas nos ensaios com predominância da abrasão a dois corpos são de uma a duas ordens de grandeza superiores às observadas em ensaios onde predomina a abrasão a três corpos, Misra & Finnie (1981).

Acredita-se que esse comportamento contrário esteja relacionado aos efeitos da pressão de teste sobre a integridade das partículas abrasivas de óxido de silício, e, por conseguinte, sobre a distância D entre as superfícies do corpo e contra-corpo. Com o aumento da carga, a distância entre as superfícies da amostra e do disco (corpo e contra-corpo) é significativamente reduzida, impedindo a entrada das partículas abrasivas de maior diâmetro. As que porventura conseguem adentrar, são imediatamente fragmentadas, resultando em inúmeros pequenos abrasivos. Com um reduzido diâmetro médio das partículas abrasivas ativas, ou seja, daquelas que se encontram entre as duas superfícies gerando desgaste, é de se esperar, que a taxa de desgaste seja reduzida, Misra & Finnie (1981). Muito embora se tenha neste caso um desgaste a dois corpos, os eventos de desgaste observados (riscos e sulcos) são muito menores do que os observados na menor pressão de teste, onde predomina, pelo menos nos estágios iniciais, a indentação.

Com base nos resultados de evolução da taxa de desgaste com o tempo de teste fica evidente, que, independentemente da dureza do contra-corpo utilizado, a taxa de desgaste varia relativamente pouco para testes realizados com a maior pressão, ver **figuras 5.4 e 5.8**. Esse comportamento é observado também na constância dos mecanismos de desgaste. Assim, fica evidente, que, desde os estágios iniciais do desgaste, a distância D entre o corpo e contra-corpo é reduzida significativamente para a maior pressão, não permitindo a entrada dos grãos abrasivos de maior diâmetro.

Desta forma, pode-se afirmar, que no caso dos ensaios com menor carga, o desgaste apresenta-se, inicialmente, como do tipo três corpos, e, na medida que o teste é executado, as partículas evoluem para uma configuração similar à observada nos ensaios com maior carga devido à redução do diâmetro médio dos grãos. É de se esperar, que essa transição de três corpos para dois corpos fique cada vez mais demorada, na medida em que se reduz a pressão de teste. A **figura 5.13** sumariza o

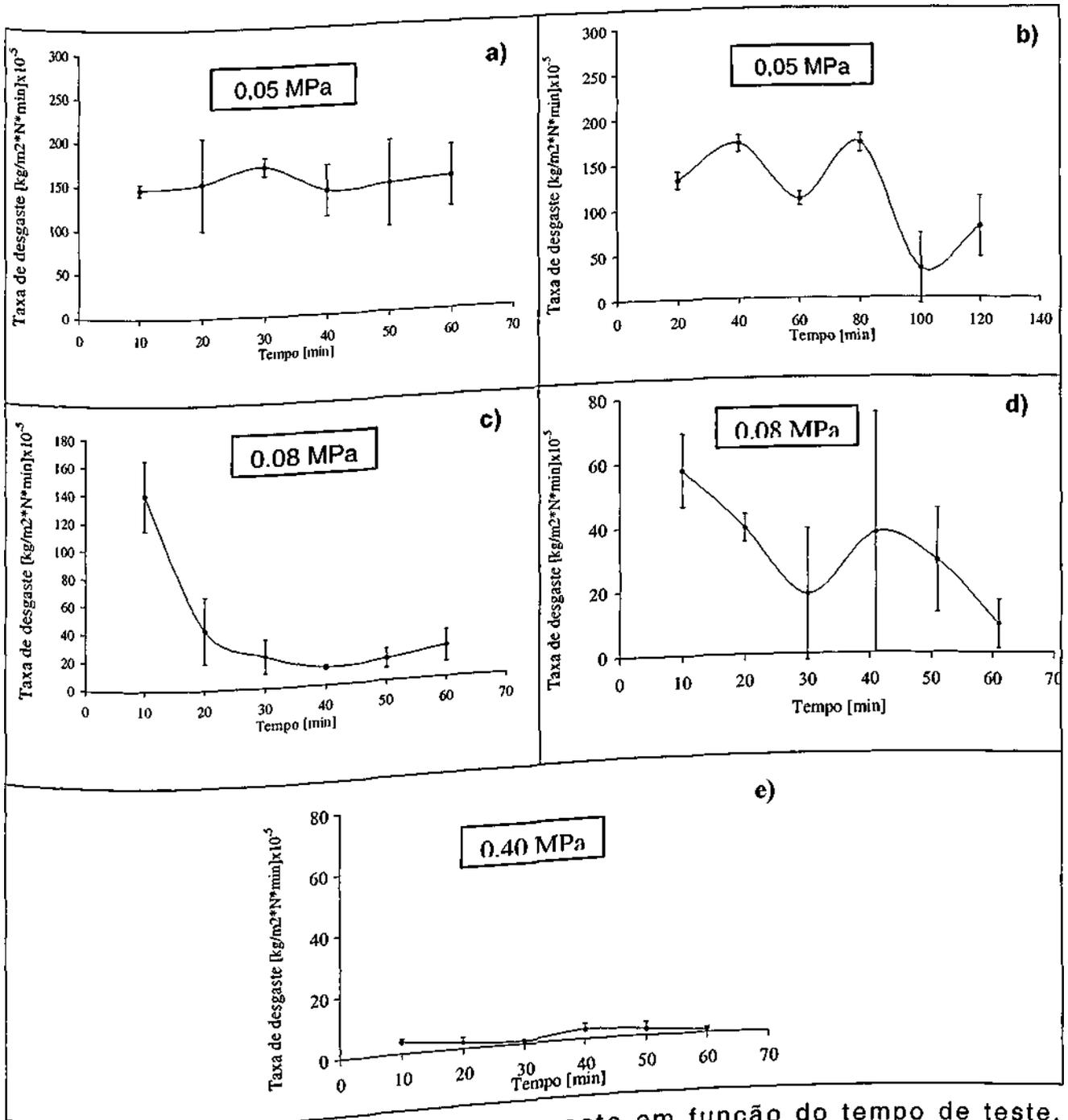


Figura 5.8: Evolução da taxa de desgaste em função do tempo de teste, (a) MB1 temperada, (b) MB1 temperada e revenida a 200 °C, (c) MB2 temperada e revenida a 200 °C, (d) MB2 temperada e revenida a 400 °C temperada e revenida a 200 °C, (e) MB1 temperada, contra-corpo confeccionado em ferro fundido e (e) MB1 temperada, contra-corpo confeccionado em ferro fundido branco de alto cromo.

modelo proposto para justificar a redução da taxa de desgaste com o aumento da pressão de teste.

De Mello e Bozzi (1999) investigaram também os efeitos da carga e do tipo de abrasivo sobre o desgaste abrasivo a três corpos de revestimentos a base de WC-Co aspergidos termicamente. Nas amostras

testadas com óxido de silício, estes autores encontraram um comportamento semelhante, ou seja, uma redução da taxa de desgaste

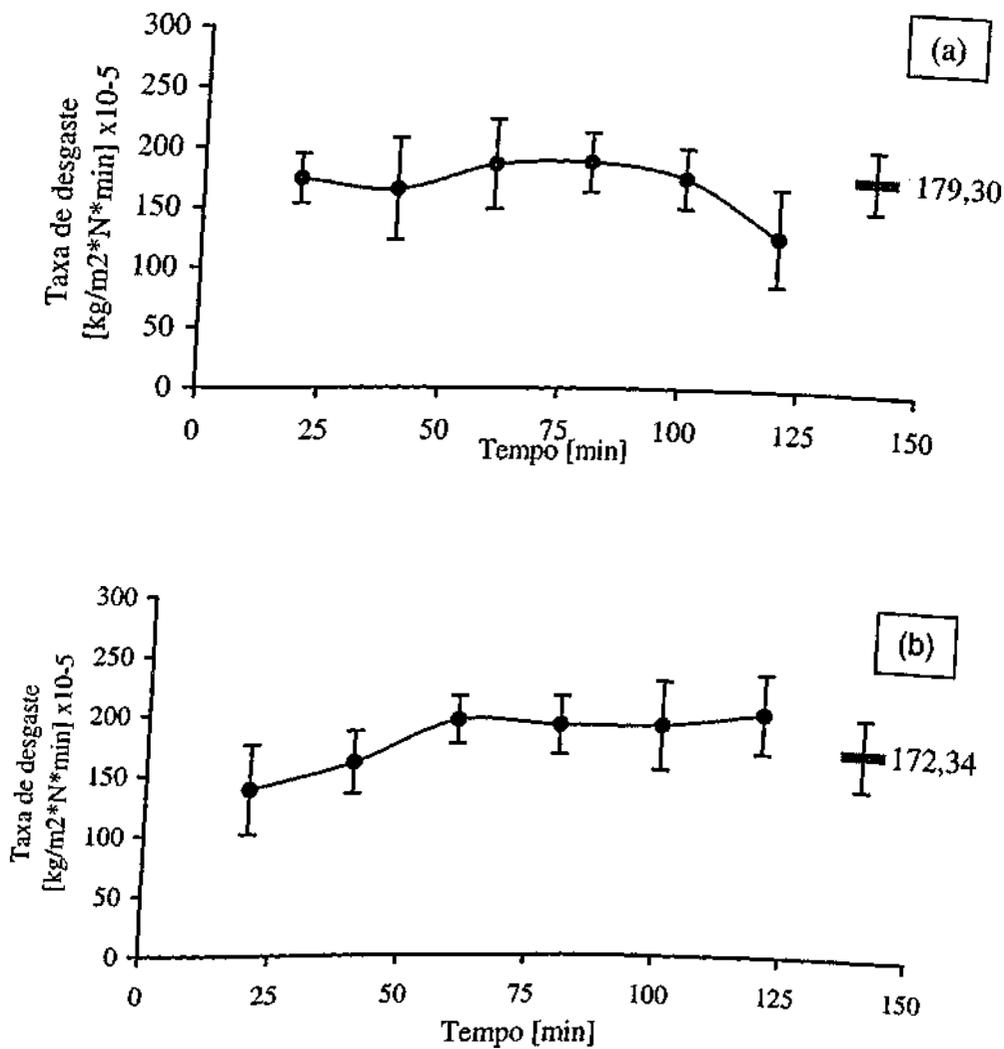


Figura 5.9: Evolução da taxa de desgaste em função do tempo de teste, (a) liga do fornecedor B e (b) liga do fornecedor A, ambas revenidas a 200 °C, contra-corpo de ferro fundido branco e pressão nominal de 0,05 MPa.

com o aumento da carga aplicada. Esse comportamento foi explicado através da redução do diâmetro médio das partículas abrasivas de areia na medida em que se aumentava a carga. Os resultados obtidos no presente trabalho sugerem, no entanto, que a redução da taxa de desgaste com o aumento da pressão esteja relacionado com a redução de D . A diminuição do tamanho médio dos abrasivos seria apenas uma consequência. Essa hipótese foi utilizada também por Lichtenberger

(1954), que sugere uma redução de D com o aumento da pressão. Segundo esse autor, outros fatores tais como as características do óleo de lapidação podem alterar os valores de D . Franco (1996) estudando os efeitos da temperatura sobre o desgaste abrasivo a três corpos em superligas de ferro e superligas de níquel pôde constatar, que, dependendo da dureza dos materiais do corpo e do contra-corpo, a abrasão a três corpos pode evoluir para uma situação onde prevalece a adesão. Isso ocorre preferencialmente nos casos onde as pressões nominais são elevadas e as durezas do corpo e do contra-corpo são relativamente baixas. Segundo Uetz (1986), a tendência à adesão pode ainda ser acentuada na medida em que a oferta de abrasivo na interface corpo/contra-corpo é reduzida. Ainda segundo esse autor, a macrogeometria do tribosistema, a distância D , a carga, o tipo de movimento, a forma do abrasivo e a rigidez do sistema determinam a faixa de tamanho de abrasivos que adentram a interface entre o corpo e contra-corpo, determinado assim, o tipo de desgaste.

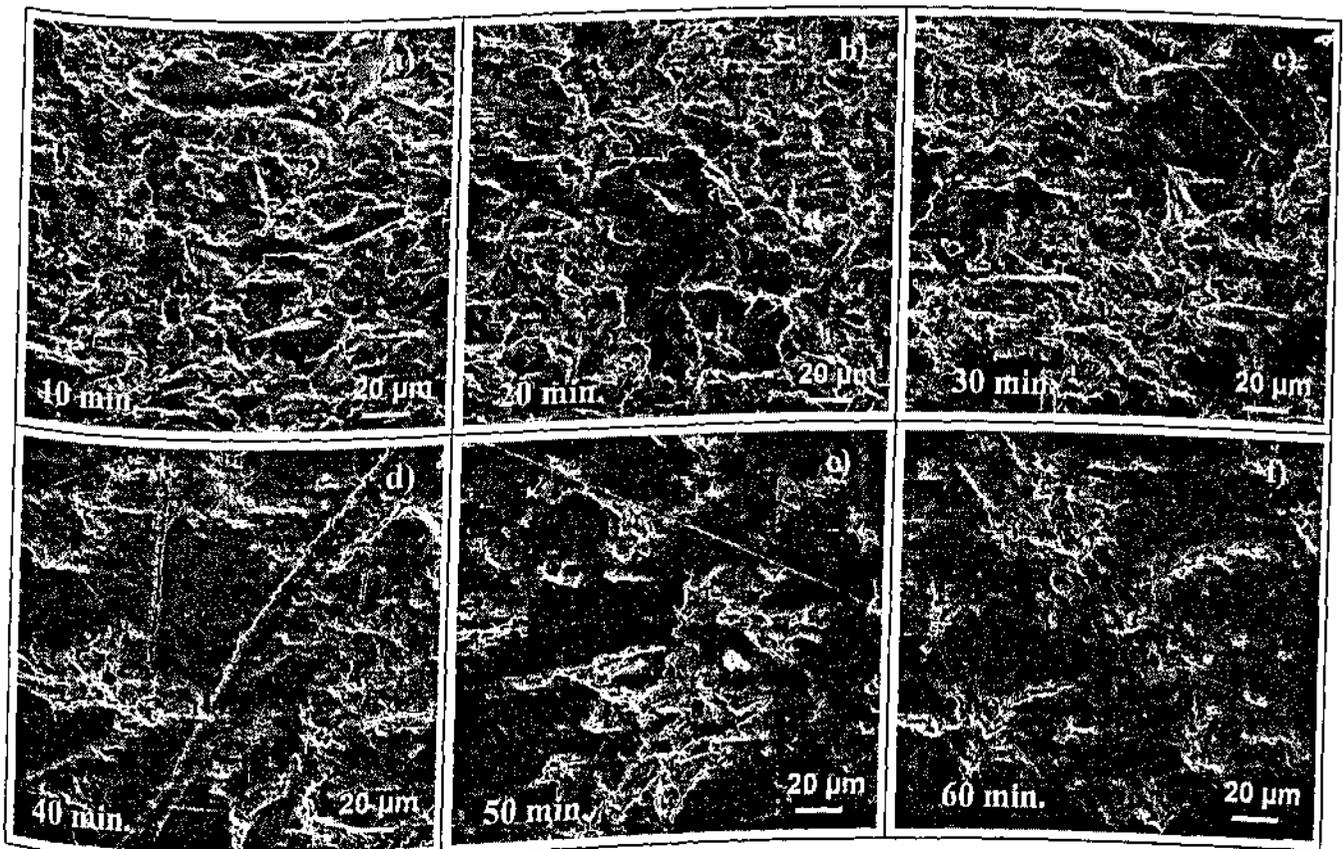


Figura 5.10: Evolução dos mecanismos de desgaste abrasivo em uma amostra da liga MB2 temperada a partir de 960 °C e revenida a 400 °C, (a) após 10, (b) 20, (c) 30, (d) 40, (e) 50 e (f) 60 minutos de teste. Pressão nominal de 0,08 MPa.

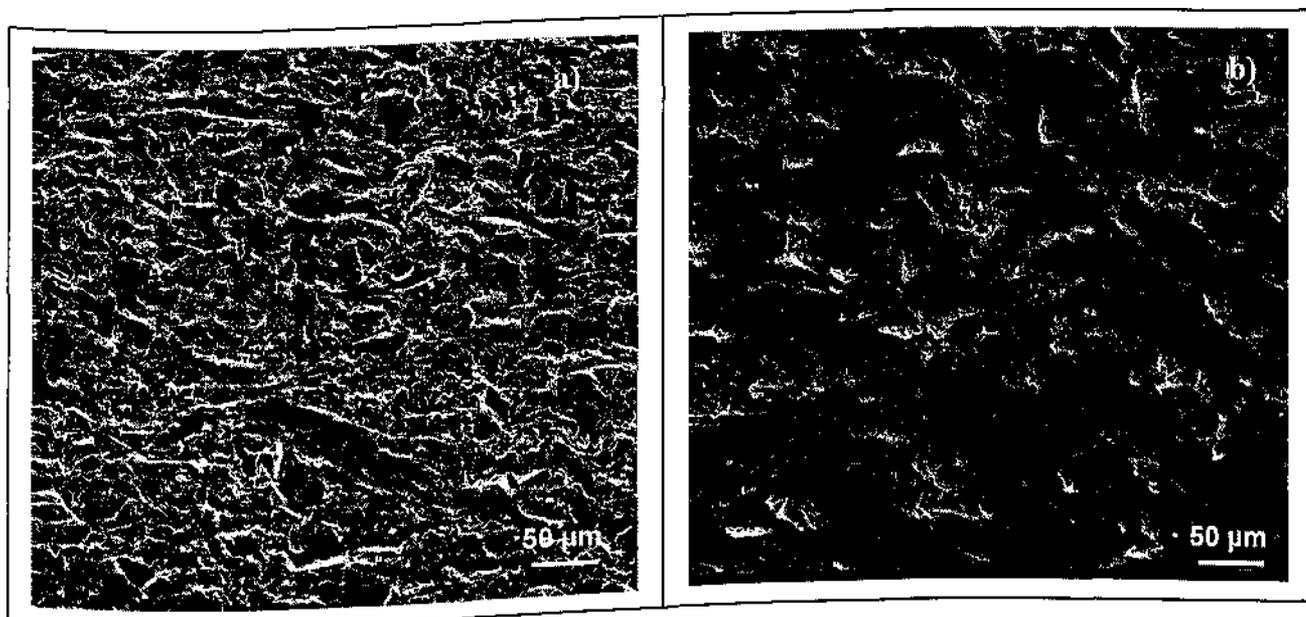


Figura 5.11: Vista geral da amostra de liga MB2 após, (a) 10 e (b) 60 minutos de teste.

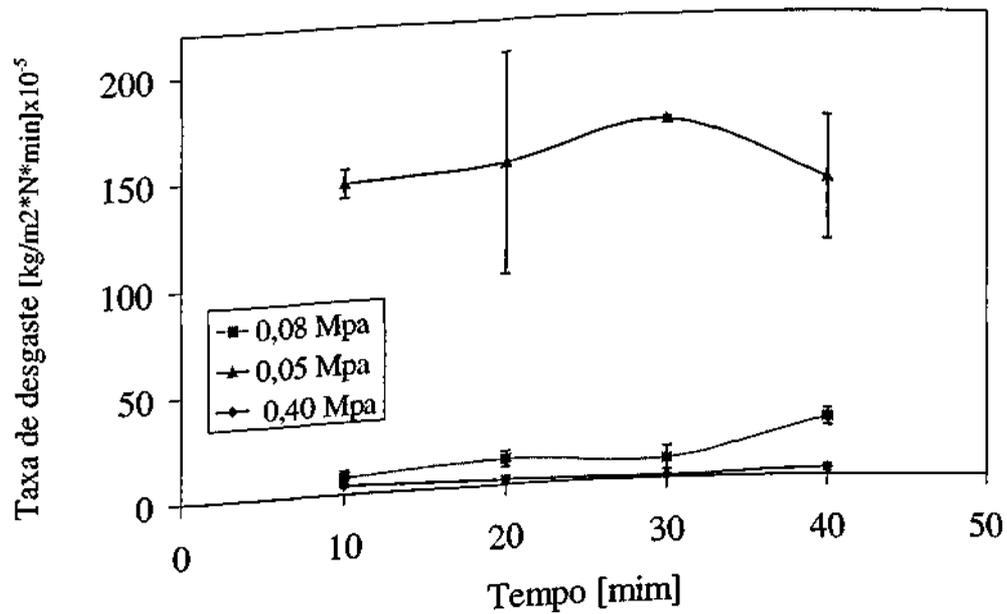


Figura 5.12: Evolução da taxa de desgaste para três níveis de carga com contra-corpo em ASTM 532 III A, amostra de MB1 temperada.

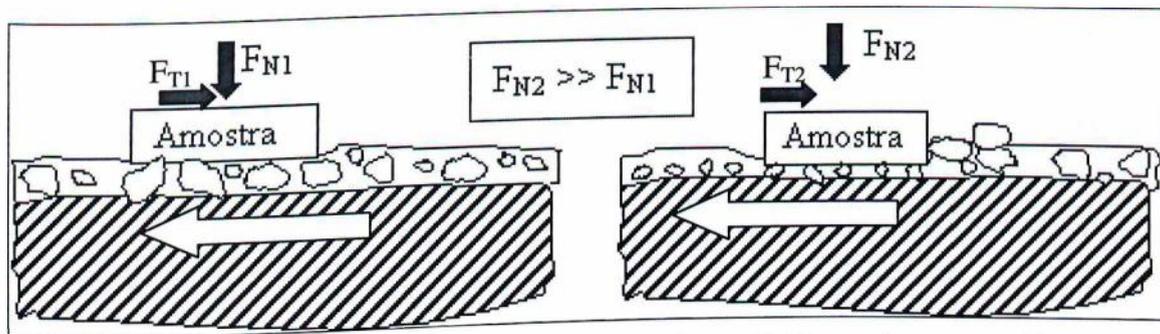


Figura 5.13: Representação esquemática dos efeitos da pressão nominal de teste sobre os eventos de desgaste, (a) menores pressões resultam numa maior espessura da camada de abrasivo na interface e (b) maiores pressões impedem a entrada dos grãos abrasivos de maior diâmetro.

Considerando, que um dos objetivos do trabalho era verificar as possibilidades de simulação do desgaste abrasivo a três corpos de revestimentos de moinhos de barras, foram calculadas, então, as taxas de desgaste abrasivo com a pressão nominal de 0,05 MPa tomando-se apenas os três primeiros pontos. A **figura 5.14** apresenta os resultados obtidos para as amostras MB1 e MB2 testadas com essa pressão. Nota-se, que as taxas de desgaste são bastante elevadas, cujos valores são

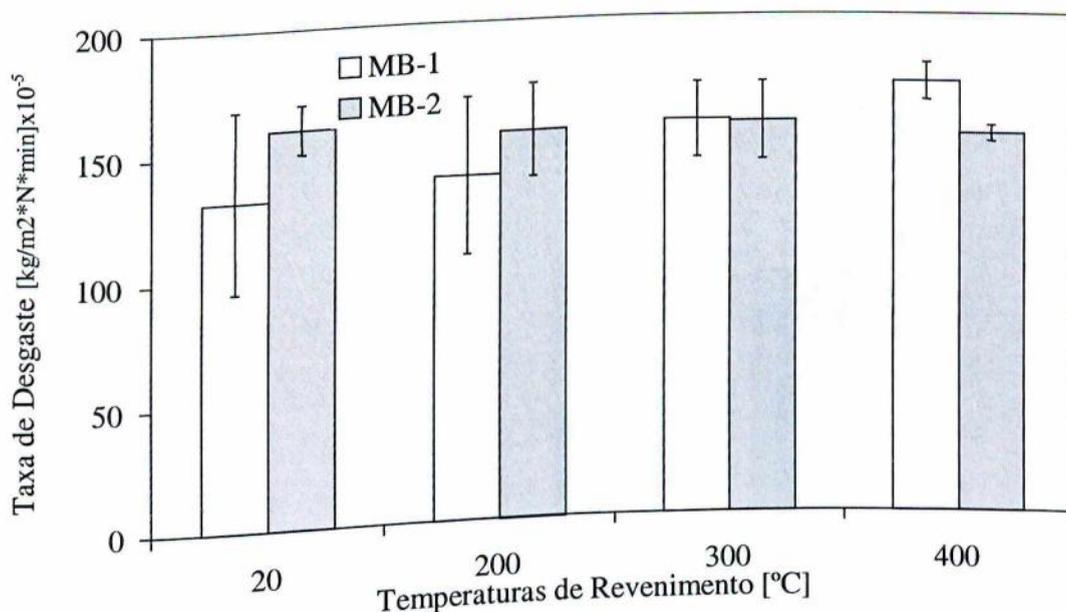


Figura 5.14: Efeito da temperatura de revenimento na taxa de desgaste abrasivo a três corpos, MB1 e MB2 austenitizadas a 960 °C, contra-corpo de ferro fundido branco e pressão de 0,05 MPa.

cerca de 20 vezes superiores aos observados nos ensaios com pressão de 0,40 MPa. Assim como nos ensaios realizados com contra-corpo de aço ABNT 1045, nenhuma diferença foi observada nas amostras MB2 com o aumento da temperatura de revenimento. Nas amostras MB1, a variação da taxa de desgaste é relativamente pequena, evidenciando, todavia, uma ligeira tendência de aumento da taxa de desgaste com a temperatura de revenimento.

Assumindo os ensaios de desgaste abrasivo a três corpos com pressão normal de 0,05 MPa como apropriados à simulação do desgaste dos moinhos de barras, tem-se para as ligas dos fornecedores A e B um desempenho praticamente idêntico ao observado nas ligas MB1 e MB2, **figura 5.15**. Esse resultado sugere, portanto, que o emprego do aço de elevado teor de cromo representaria um gasto desnecessário, pois não implicaria em nenhuma redução na taxa de desgaste.

Por fim, a **figura 5.16** apresenta o desempenho das quatro ligas testadas na condição temperada e revenida a 200 °C, empregando-se uma pressão de trabalho de 0,40 MPa e contra-corpo de ferro fundido branco de alto cromo. Os valores de taxa de desgaste são muito próximos dos encontrados nos ensaios com contra-corpo de aço-carbono. Além disso, a classificação encontrada é exatamente a mesma, isto é, o aço com 11 % de cromo tem o melhor desempenho.

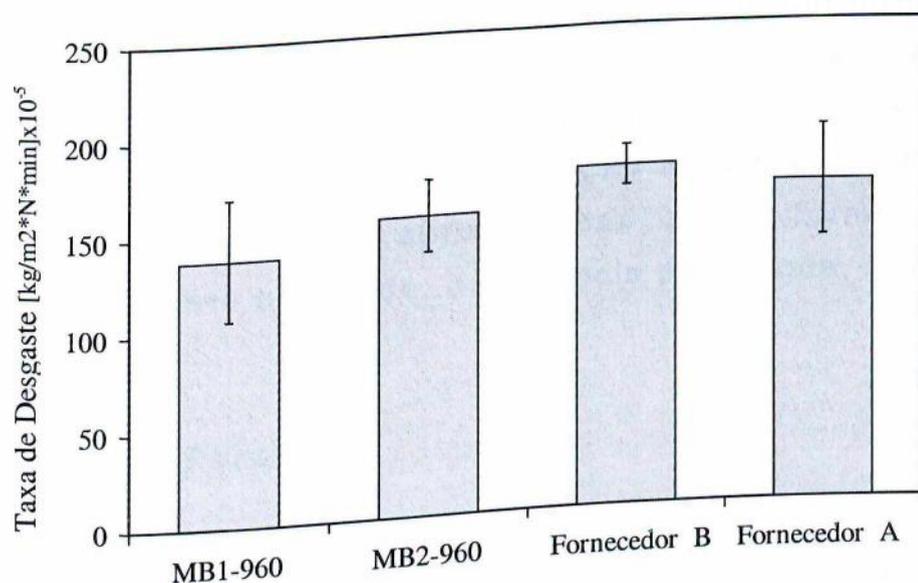


Figura 5.15: Taxa de desgaste abrasivo a três corpos para amostras de materiais na condição de trabalho (revenido a 200 °C), contra-corpo de ferro fundido branco de alto cromo, pressão nominal de 0,05 MPa.

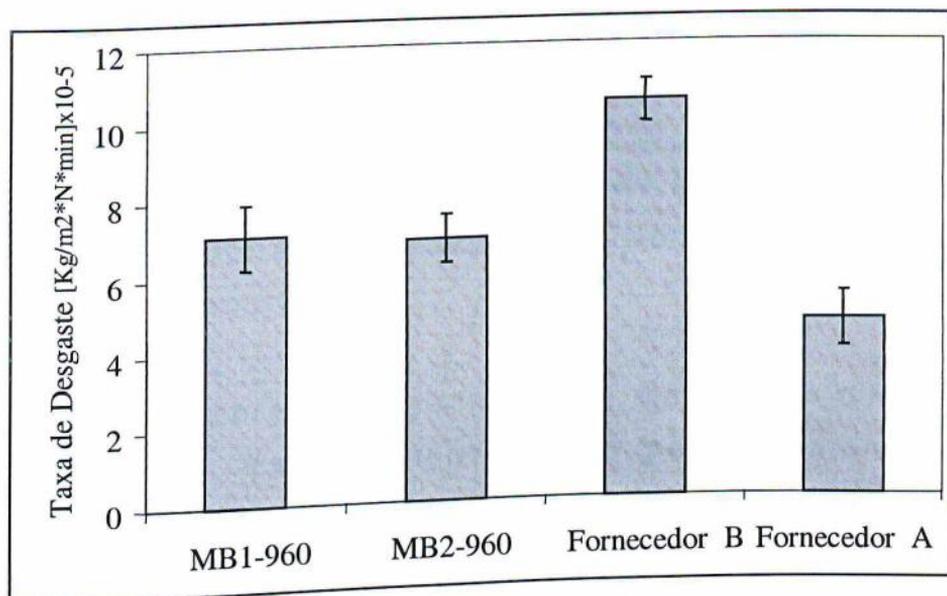


Figura 5.16: Taxa de desgaste abrasivo a três corpos para amostras de materiais na condição de trabalho (revenido a 200 °C), contra-corpo de ferro fundido branco de alto cromo, pressão de 0,40 MPa.

5.3.3. Resultados de Campo

No início deste trabalho, os melhores resultados de vida útil eram apresentados pelo fornecedor A, aproximadamente 6.500 horas de trabalho. Paralelamente ao desenvolvimento de ligas, desenvolveu-se outro fornecedor B, que também apresentou vida útil similar, ou seja, 6.500 horas, sendo necessário a troca das placas em torno de 10 meses. Como o fornecedor B, em função da sua composição, apresentava um custo menor, houve por parte do fornecedor A um realinhamento dos preços para baixo. Atualmente a aquisição de placas de moinho depende das propostas comerciais apresentadas pelos fornecedores A e B (R\$/ton, treinamento oferecido, assistência pós-venda, entre outras).

5.4. Conclusões Parciais

No presente capítulo foram realizados ensaios de desgaste abrasivo a três corpos de aços ferramenta empregados na confecção de revestimentos de moinhos de barras. Para tal foram utilizados contra-corpos confeccionados em aço ANBT 1045 normalizado e em ferro

fundido branco de alto cromo temperado e revenido. Os resultados obtidos permitem concluir que:

- Para a maior pressão nominal de teste (0,40 MPa), o tipo de desgaste abrasivo predominante é a abrasão a dois corpos, independentemente da dureza do contra-corpo;
- A taxa de desgaste abrasivo é reduzida na medida em que se aumenta a pressão de teste. Esse comportamento parece estar associado à redução da distância entre as superfícies do corpo de contra-corpo, limitando assim, a faixa de abrasivos que efetivamente fazem parte do processo;
- Nas menores pressões, o desgaste é predominante do tipo abrasivo a três corpos nos instantes iniciais, sendo caracterizado pela da indentação múltipla como mecanismo de desgaste;
- Utilizando baixas pressões de teste e contra-corpo de ferro fundido branco, nenhuma diferença significativa nas taxas de desgaste dos quatro materiais testados pode ser observada. Isso sugere a possibilidade de se reduzir drasticamente o teor de cromo, minimizando assim os custos de reposição dos revestimentos de moinhos de barras.

6. Avaliação da Resistência ao Desgaste Erosivo em Sistemas de Bombeamento de Lama Contendo Cassiterita

6.1. Introdução

O desgaste erosivo representa um sério problema em usinas de processamento de minérios. Nas várias etapas de extração da cassiterita, por exemplo, é despendido um montante relativamente elevado de recursos na reposição de elementos que estão sujeitos à ação deterioradora de partículas suspensas na polpa manipulada. Somando-se as perdas de eficiência desses equipamentos, as paradas do processo de produção e custos de manutenção, tem-se altas cifras de recursos, que podem comprometer economicamente o processo extrativo desse minério.

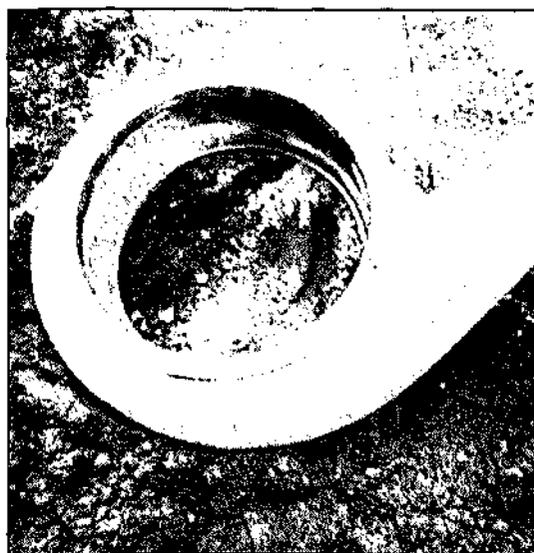
Nesta situação em particular, os ferros fundidos brancos de alto cromo são largamente empregados, principalmente na confecção de calhas de transporte, impelidores de britadores e rotores e carcaças de bombas como mostrado nos capítulos anteriores. Esta aplicação justifica-se, basicamente, pela larga fração volumétrica de carbonetos do tipo M_7C_3 que são formados nestas ligas durante a solidificação. A dureza destes carbonetos depende de sua composição, e, tipicamente, apresentam valores entre 1200 e 1700HV (Berns *et al.*, 1987; Gundlach *et al.*, 1977 e Rohrig, 1979). Os abrasivos da polpa bombeada no processo de extração da cassiterita são constituídos na sua maior parte por SiO_2 (tipicamente cerca de 77%), cuja dureza pode variar de 800 a 1100HV (Uetz, 1986). Desta forma, os carbonetos de M_7C_3 podem atuar de forma efetiva na redução do desgaste erosivo em componentes que interagem com SiO_2 . A matriz desses ferros fundidos por sua vez é constituída de martensita revenida e de austenita retida, além de carbonetos não dissolvidos.

Com o propósito de simular o desgaste gerado por essas partículas alguns dispositivos são relatados na literatura. Dentre estes, destacam-se: o ensaio de desgaste abrasivo com roda-de-borracha, o ensaio de desgaste erosivo com amostras presas ou não a discos rotativos, o ensaio de erosão com partículas dispersas em uma lama abrasiva, o ensaio de jato da mistura abrasivo/fluido (Zu *et al.*, 1990, Madsen, 1992,

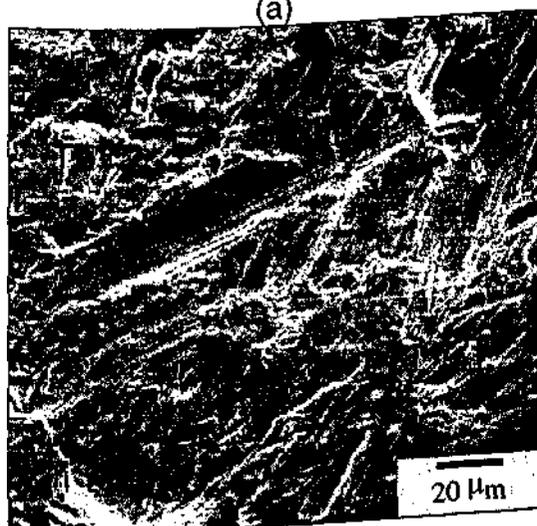
O material das amostras foi caracterizado através de Microscopia Eletrônica de Varredura. A microestrutura apresentada na figura 6.2 evidencia a presença dos carbonetos do tipo M_7C_3 formados pelo cromo, dispersos em uma matriz martensítica. As ligas estudadas são todas do tipo hipoeutética, com exceção da liga L3, que possui apenas 1,1% carbono (aço-ferramenta).



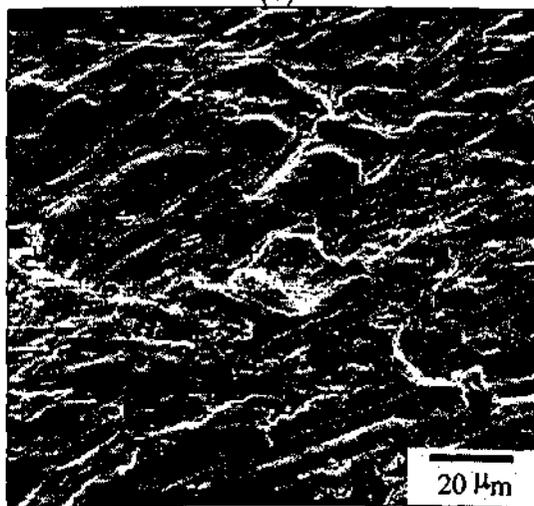
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 6.1: Caracterização do desgaste em sistemas de bombeamento de água e minério contendo cassiterita, (a) rotor e (b) voluta após o uso, e (c) e (d) superfícies de desgaste, respectivamente.

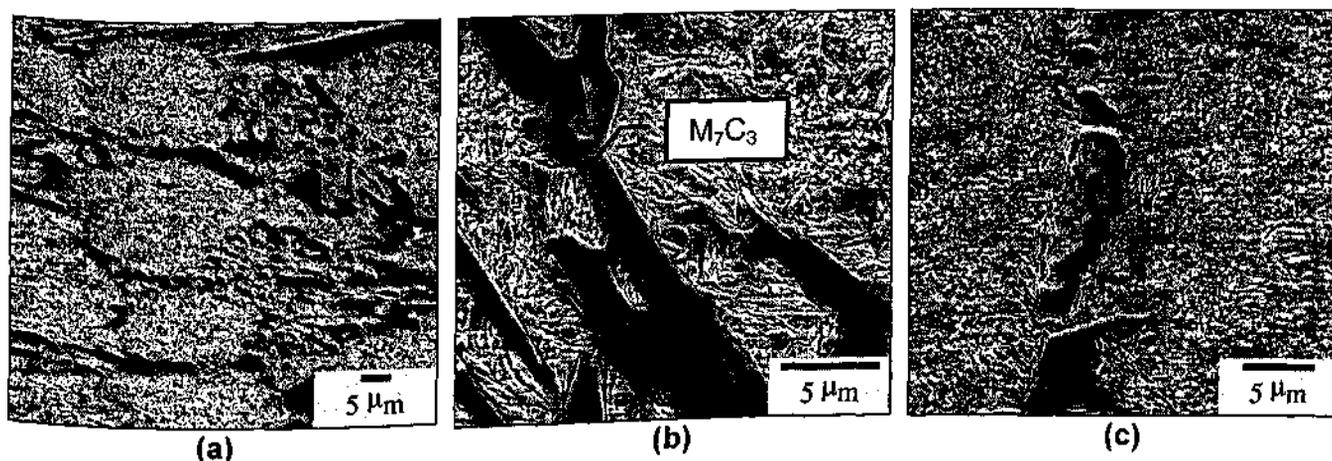


Figura 6.2: Microestrutura típica das ligas estudadas, a) Liga L5, b) detalhe de a) mostrando carbonetos eutéticos de M_7C_3 e c) Liga L3.

6.2.2. Ensaio de Hidroabrasão

Para a simulação do ambiente abrasivo e dos mecanismos de desgaste observados na figura 6.1 foi desenvolvido no Laboratório de Tribologia e Materiais um hidro-abrasômetro, mostrado na figura 6.3a. O equipamento possui como características principais o controle da velocidade de impacto, um sistema de controle da temperatura da lama abrasiva e a realização simultânea de quatro ensaios por teste. A fixação da amostra ao porta-amostra se dá em uma posição radial simétrica ao eixo de 50 mm. A velocidade relativa empregada foi de 8,4 m/s.

As amostras foram obtidas a partir de cilindros vazados da mesma corrida utilizada na produção de componentes de bombas de transporte de polpa do minério de cassiterita. Para minimizar os rechupes durante a solidificação foi utilizado uma conicidade de cerca de 5° . Após a solidificação dos corpos de prova, foram realizadas operações de torneamento, têmpera e revenimento a 200°C . As dimensões finais dos corpos de prova são apresentadas na figura 6.3b, $\phi 20 \times 75$ mm.

A suspensão abrasiva foi preparada com água deionizada e areia Normal Brasileira com diâmetro médio de 0,6 mm, na proporção de 5% em peso.

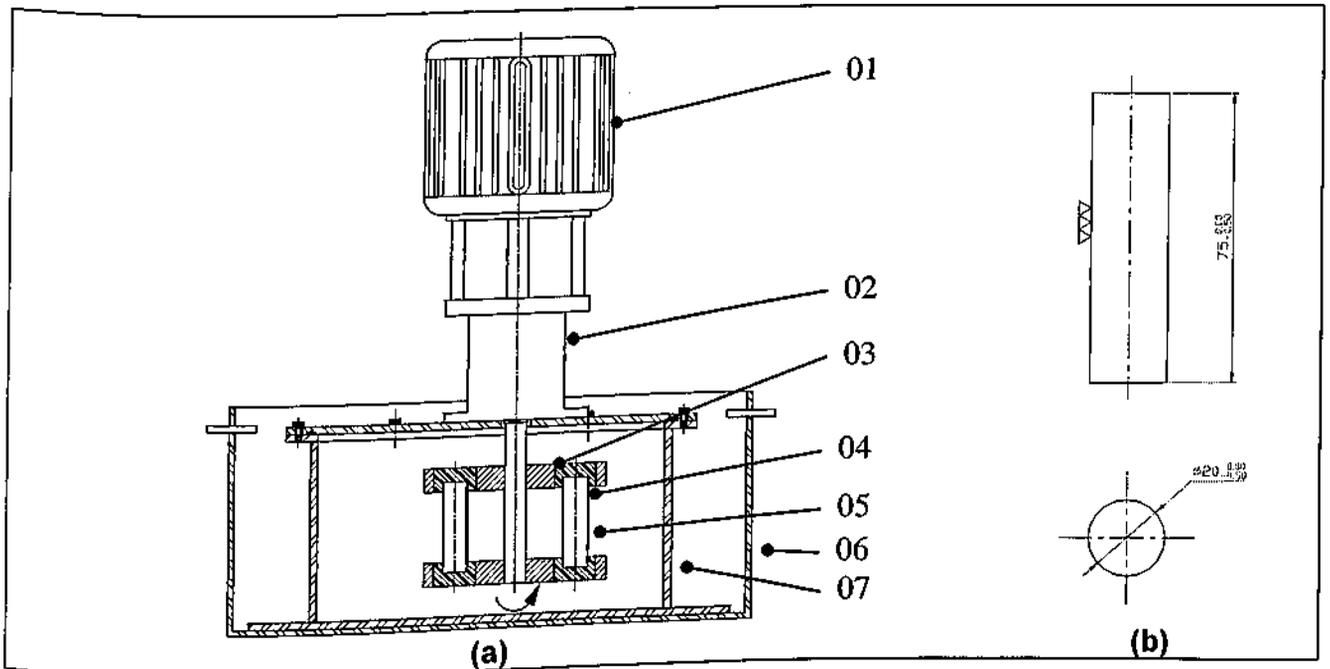


Figura 6.3: Hidro-abrasômetro construído, (a) 01- motor, 02 - mancal, 03 - bucha, 04 - porta amostra, 05 - amostra, 06 - cuba de refrigeração, 07 - cuba de abrasivo e (b) dimensões da amostra.

As taxas de desgaste foram determinadas pelo método gravimétrico interrompido, sendo realizadas medições da perda de massa em intervalo de 5 horas para as seis primeiras medições e 12 horas para a última. As perdas de massa foram mensuradas numa balança com resolução de 10^{-5} g e os resultados expressos em gráficos ajustados por uma função de potência.

Através de MEV foram realizadas avaliações das superfícies desgastadas, bem como análises para caracterizar a degradação das partículas abrasivas. A topografia superficial das amostras foi analisada através de um interferômetro laser UBM, Microfocus Expert IV.

6.3. Resultados e Discussão

A figura 6.4 ilustra o gráfico com os resultados preliminares de quatro amostras sendo que o conjunto era constituído de duas amostras da liga L4 e duas da liga L3. Nas primeiras horas de teste, observa-se um decréscimo rápido da taxa de desgaste. Este fenômeno pode, em parte, ser atribuído à rugosidade inicial das amostras, cuja etapa final de processamento foi o torneamento. Para minimizar os efeitos deste

parâmetro, foi utilizado o processo de retífica cilíndrica de todas as amostras. A **figura 6.4b** mostra a rugosidade típica apresentada pelas amostras antes e depois do processo de retífica.

A **figura 6.5** apresenta os resultados dos ensaios com amostras retificadas. Observa-se, que todos os materiais apresentam um mesmo comportamento durante o experimento, ou seja, as taxas de desgaste decrescem com o tempo obedecendo a uma lei de potência com bom coeficiente de correlação, assumindo uma regressão do tipo potência.

A partir da análise das partículas abrasivas antes e após o término dos ensaios (**figura 6.6**), pôde-se constatar, que grande parte da perda do poder erosivo está associado à perda das arestas de corte. Além disso, foram feitas medições geométricas nos abrasivos antes e depois dos ensaios através de um *software* de análise de imagens. Os resultados expressos na **tabela 6.2** mostram que o diâmetro médio e o fator de forma (número adimensional, que representa a razão entre o maior e o menor diâmetros de cada abrasivo) não sofrem significativa redução durante o ensaio. Isso mostra que, de fato, as modificações sofridas pelo abrasivo estão restritas às arestas cortantes.

Na **figura 6.7** nota-se, que o abrasivo novo apresenta valores mais próximos da média. Acredita-se, que durante a execução do ensaio, as partículas abrasivas são fragmentadas, justificando-se, assim, o achatamento da curva de distribuição dos diâmetros das partículas.

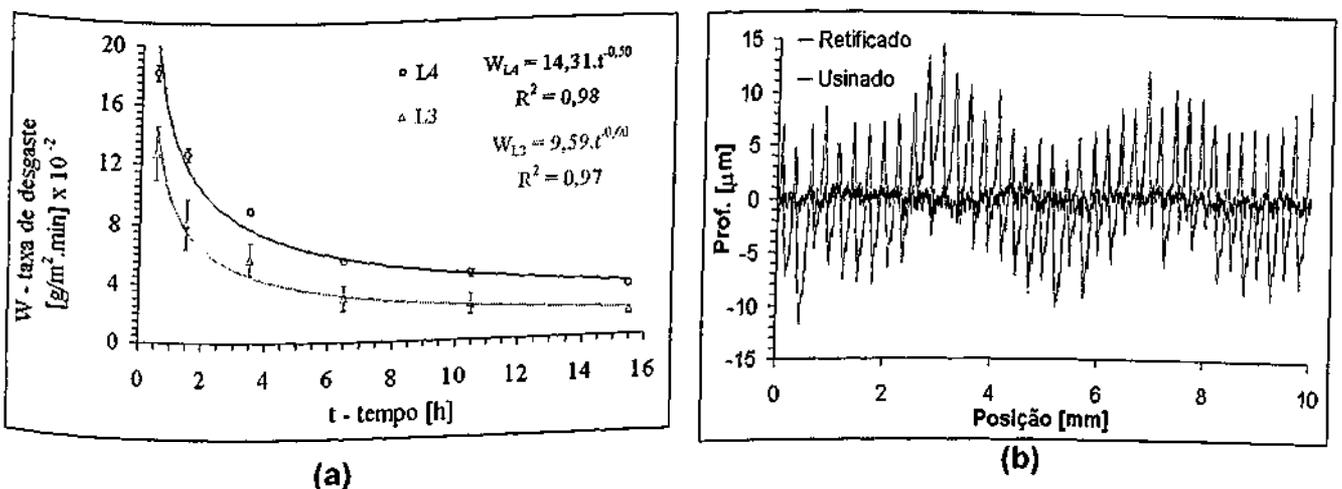


Figura 6.4: Efeito da rugosidade inicial das amostras nos ensaios preliminares, (a) pré-teste com amostra usinada e (b) rugosidade da amostra antes e depois da retífica.

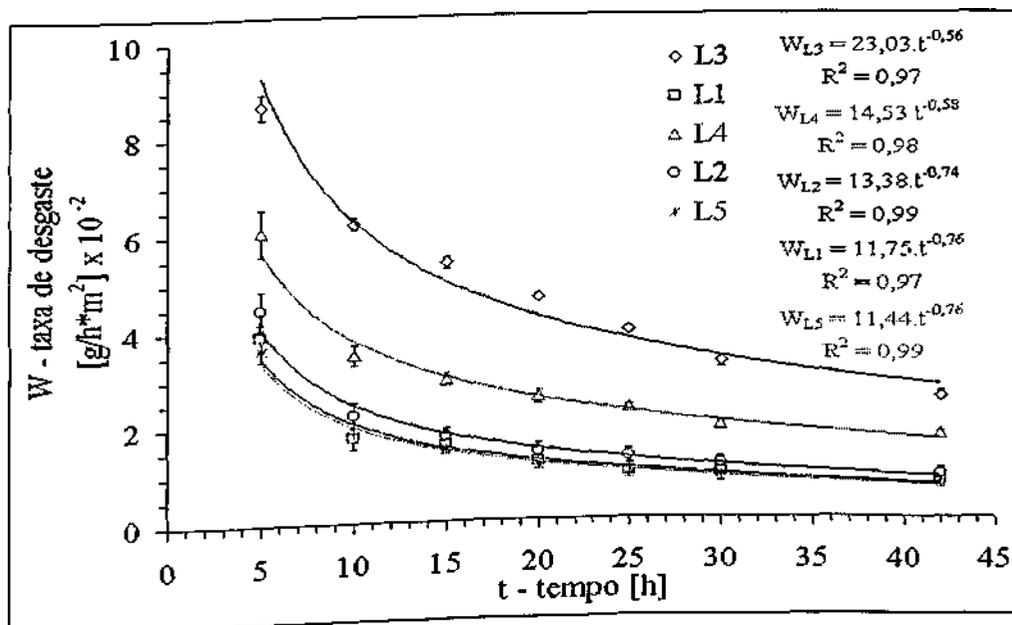
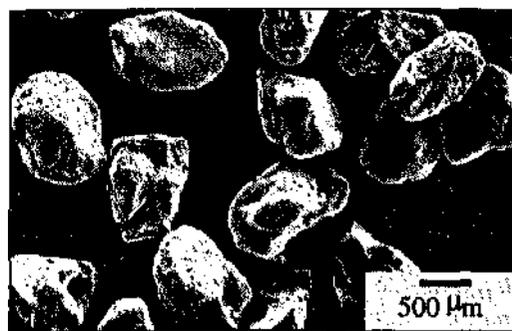


Figura 6.5: Evolução da taxa de desgaste para as diferentes ligas estudadas.



(a)



(b)

Figura 6.6: Mudança geométrica do abrasivo, (a) antes do ensaio – abrasivo pontiagudo e (b) depois do ensaio – abrasivo com arestas arredondadas.

Tabela 6.2: Caracterização dos abrasivos.

Abrasivo	Diam. Máx. [μm]	Diâm. Mín. [μm]	Diâm. Médio [μm]	Fator de forma	
Novo	768,8	480,6	617,8	1,45	Média
	163,7	120,0	130,4	0,25	Desv. Pad.
Usado	718,2	508,9	608,1	1,36	Média
	109,3	101,5	095,5	0,22	Desv. Pad.

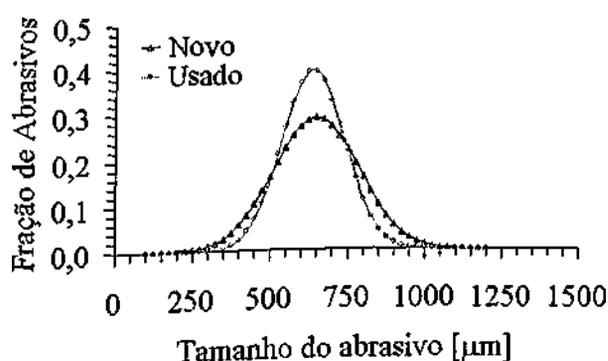


Figura 6.7: Distribuição normal do diâmetro médio do abrasivo utilizado.

As ligas L1 e L5, que representam ferros fundidos brancos de alto cromo com adições de molibdênio, 0,5 e 1,0 % em peso, respectivamente, apresentam as menores taxas de desgaste. O melhor desempenho dessas duas ligas em relação ao aço-ferramenta pode ser explicado pelo maior teor de carbono, que resulta em uma maior fração volumétrica de carbonetos do tipo M_7C_3 . Comparando-se o desempenho da liga L4 com o desempenho da liga L1 e L5, nota-se uma considerável superioridade desses dois últimos em relação ao primeiro, apesar dessas ligas terem praticamente o mesmo teor de carbono. O teor de cromo é superior na liga L4. Nos ensaios realizados, a adição de até 1 % em peso de molibdênio nos ferros fundido brancos de alto cromo resultou em uma redução da taxa de desgaste superior a 50%. Apesar do elevado preço desse elemento, a sua introdução em teores de até 3 % resulta, normalmente, em uma redução de custos de produção. No presente caso, peças contendo até 1% de molibdênio estão sendo testadas e seus valores de desgaste comparados com as ligas sem esse elemento.

A figura 6.8 apresenta o aspecto da superfície desgastada de algumas das ligas estudadas. Nas ligas de alto cromo há uma predominância do mecanismo de indentação em todas as regiões de choque do abrasivo (todos os ângulos de ataque). Nota-se na figura 6.8b, região correspondente aos menores ângulos de ataque, e portanto com maior tendência ao desenvolvimento de microcorte, que não há evidências de riscos. Nota-se ainda nessa região a presença da estrutura eutética contendo carbonetos de M_7C_3 . Esses carbonetos funcionam

como barreira física à ação dos grãos de areia, reduzindo assim a taxa de desgaste. Comparando-se essas superfícies de desgaste com as de rotores e volutas utilizadas na extração da cassiterita, pode-se afirmar que os parâmetros empregados neste trabalho levaram a uma ação menos agressiva da areia, sugerindo, portanto, que se deva aumentar a velocidade de teste, podendo-se assim, melhor reproduzir os mecanismos de desgaste observados na **figura 6.1**.

A **figura 6.8c** mostra a superfície da liga L3 (menor teor de cromo e carbono). Nota-se, que para um ângulo de incidência de 60° das partículas, há uma tendência ao aparecimento de microriscos, como indicado pelo círculo. Quando se observa a topografia das amostras ensaiadas, nota-se que nas **figuras 6.9a e 6.9b** o aspecto da superfície mantém-se praticamente inalterado para as amostras com alto teor de elementos de liga, e para qualquer ângulo de incidência. Contudo, para a amostra com baixo teor de elementos de liga, mostrada nas **figuras 6.9c e 6.9d** e sob o ângulo de incidência de 60° , a superfície apresenta-se mais "rugosa". Este comportamento muito provavelmente está associado à baixa quantidade de carbonetos contidos na matriz martensítica.

6.4. Conclusões Parciais

No presente capítulo foi desenvolvido, projetado e construído um equipamento para simular o desgaste erosivo de bombas de misturas água/minério de cassiterita. Os ensaios realizados com esse equipamento permitem concluir que:

- a resistência ao desgaste é maior para as amostras com maiores teores de carbono e cromo para a condição erosiva ensaiada;
- a adição de molibdênio eleva consideravelmente a resistência ao desgaste erosivo;

- a taxa de desgaste decresce durante o ensaio devido, basicamente, à redução das arestas cortantes do abrasivo, e não pela efetiva redução do seu diâmetro médio.
- nas condições de teste adotadas, a severidade do desgaste é significativamente inferior à observada nas peças desgastadas no campo.

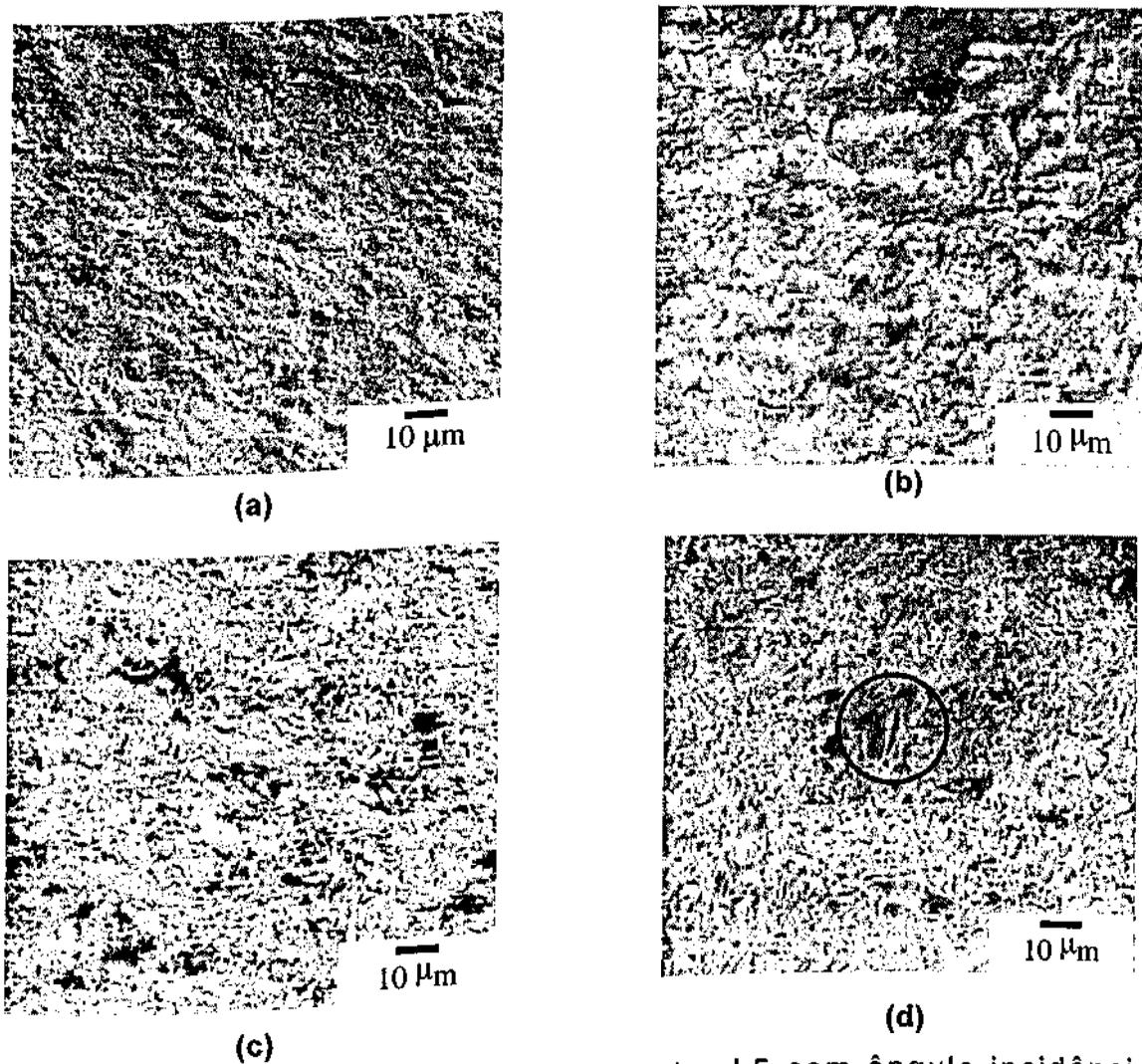


Figura 6.8: Superfície desgastada, (a) amostra L5 com ângulo incidência do abrasivo de 90°, (b) amostra L5 com ângulo de incidência de 60°, (c) amostra L3 com ângulo incidência do abrasivo de 90°, e (d) amostra L3 com ângulo de incidência de 60°, MEV.

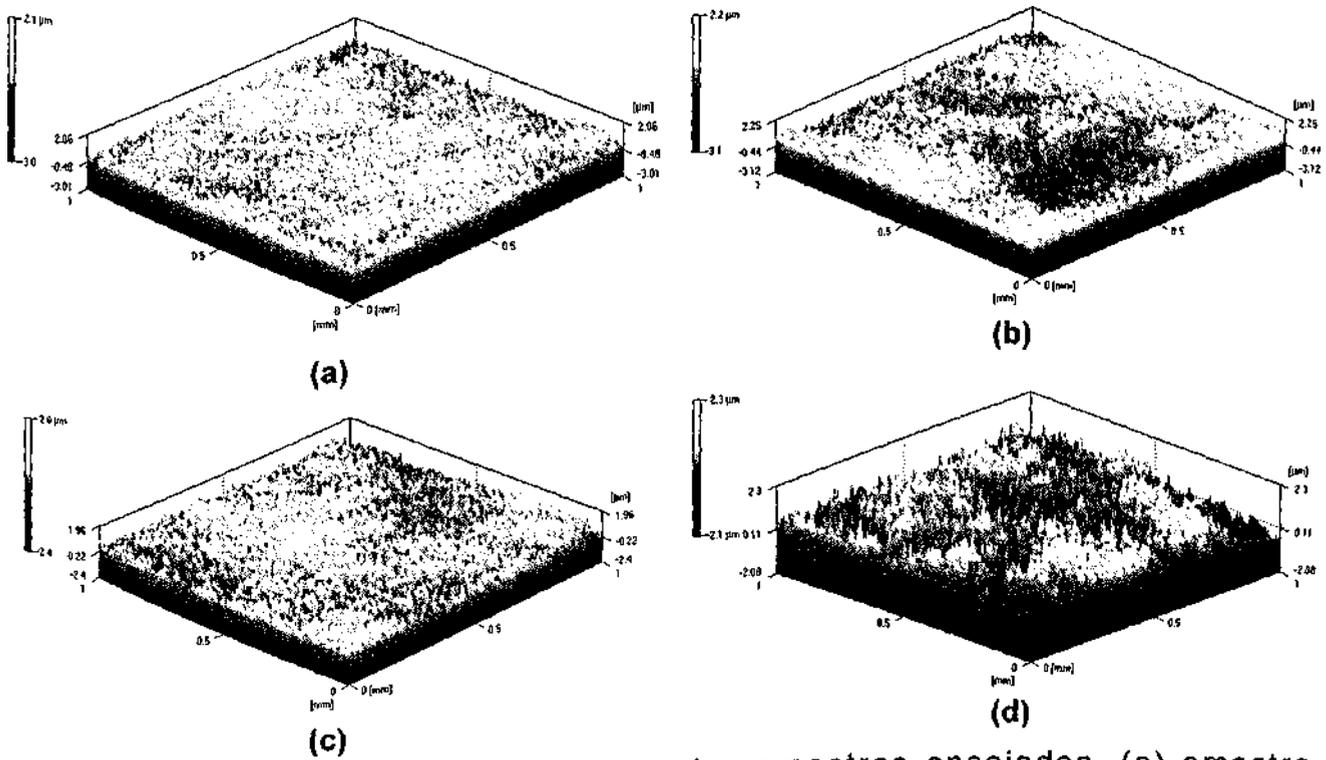


Figura 6.9: Aspecto topográfico típico das amostras ensaiadas, (a) amostra L5 sob incidência de 60°, (b) amostra L5 sob incidência de 90°, (c) amostra L3 sob incidência de 60° e (d) amostra L3 sob incidência de 90°.

7. Conclusões

No presente trabalho foram identificados os principais elementos geradores de gastos com material de reposição devido ao desgaste abrasivo na extração e processamento da cassiterita da Mineração Taboca (Pitinga/AM). A seguir foram realizados ensaios com o propósito de se caracterizar a microestrutura dos materiais empregados, a constituição, bem como as características principais do minério extraído. Através de microscopia eletrônica de varredura foram identificados os mecanismos de desgaste nos seguintes componentes: a) bombas: rotor e voluta, b) britador Canica: impelidores e c) moinho de barras: revestimento. Na seqüência foram produzidas ligas de ferros fundidos brancos de alto cromo contendo 15%Cr, 2%Mo e teores variados de nióbio (até 1,5%) com o objetivo de reduzir a relação custo/benefício de rotores e carcaças de bombas e de impelidores. Adicionalmente foi produzida uma liga alternativa de baixo custo em relação às anteriores. Para o revestimento dos moinhos de barras foram produzidos aços-ferramenta com cerca de 1%C e 2,3%Cr. Além da constituição dos diferentes materiais foram analisados os efeitos da temperatura de austenitização ou de desestabilização, bem como da temperatura de revenimento.

O desempenho tribológico dessas ligas, bem como dos materiais utilizados na fabricação de componentes por diferentes fornecedores da Mineração Taboca, foi analisado. Para avaliar o comportamento tribológico dos ferros fundidos empregados na confecção de impelidores foi utilizado o ensaio de desgaste abrasivo a dois corpos, enquanto que para a classificação dos aços-ferramenta foi utilizado um ensaio de desgaste abrasivo a três corpos baseado no princípio da lapidação. Por fim, para analisar o desempenho dos aços-ferramenta foi desenvolvido, projetado e construído um hidroabrasômetro. Os resultados obtidos permitem concluir que:

a) na Mineração Taboca, empresa de cassiterita em que se desenvolveu este trabalho, foi atingido uma economia de US\$ 122.352/ano, considerando o mesmo consumo anual de componentes de desgaste, o que nos mostra que um desenvolvimento de fornecedores, padronização

de ligas e elaboração de procedimentos de fabricação das peças podem levar a uma considerável economia;

b) o desenvolvimento de ligas específicas ou "personalizadas", para cada sistema tribológico, é economicamente viável na Mineração de Cassiterita;

c) existe um potencial de redução da relação custo/benefício da ordem de até 10% a 20% nos componentes de desgaste de ferro fundido branco de alto cromo na Mineração de Cassiterita, como por exemplo nos impelidores de britadores e rotores e carcaças de bombas;

d) utilizando baixas pressões de teste e contra-corpo de ferro fundido branco, nenhuma diferença significativa nas taxas de desgaste dos quatro aços-ferramenta testados pode ser observada. Isso sugere a possibilidade de se reduzir drasticamente o teor de cromo, minimizando assim os custos de reposição dos revestimentos de moinhos de barras;

Além das conclusões econômicas propostas neste trabalho, os resultados atingidos, também, permitem concluir que:

a) o minério do qual se extrai a cassiterita é constituído basicamente de sílica, fato esse que resulta em perdas consideráveis através de perdas diretas e indiretas na reposição de peças desgastadas por abrasão. O desgaste pode, portanto, ser considerado do tipo severo, pois, a relação entre a dureza do material das peças de desgaste (H_M : 582 - 761HV30) e a dureza do abrasivo (H_A : 800-1100 HV0,1) é menor que 1,3 ($H_M/H_A < 1,3$). Além disso, o minério contendo cassiterita tem um formato pontiagudo;

b) os materiais empregados no início do desenvolvimento do trabalho eram basicamente da mesma constituição, qual seja, ferro fundido branco de alto cromo (FFBAC) ASTM 532 III A;

c) o mecanismo de desgaste predominante no processo de extração da cassiterita (peças de bombas e de britador Canica) é o microcorte,

associado com algum microsulcamento, ou seja, predominando o desgaste abrasivo a dois corpos. Para o revestimento de moinho de barras, o mecanismo de desgaste predominante é a indentação múltipla, característico do desgaste abrasivo a três corpos;

d) a dureza das ligas propostas neste trabalho aumenta com a redução da temperatura de desestabilização da austenitização nos ferros fundidos, podendo chegar a valores próximos de 850HV30. Nos aços, elevados valores de dureza são também obtidos após a têmpera. A adição de manganês permite uma alteração deste valor;

e) com o aumento da temperatura de revenimento das ligas de ferro fundido branco de alto cromo, nota-se, inicialmente, uma redução da dureza, que passa por um mínimo em temperaturas da ordem de 400 °C. Esse aumento na dureza pode ser atribuído ao endurecimento secundário;

f) na liga 15Cr1Mo1Nb (liga alternativa e de menor custo) o endurecimento secundário foi bem menos evidente, muito provavelmente devido ao seu baixo teor de Mo;

g) a microestrutura das ligas estudadas não apresentou alterações significativas entre o estado temperado e temperado / revenido. No caso dos ferros fundidos com adição de nióbio, observou-se, além dos carbonetos eutéticos típicos de M_7C_3 , a presença de carbonetos alongados, muito provavelmente do tipo NbC. Nestas ligas foi observado ainda um eutético constituído de elementos de elevado número atômico. Devido à sua morfologia, acredita-se que estes sejam carbonetos do tipo Mo_2C ;

h) o mecanismo de desgaste predominante no ensaio de desgaste abrasivo a dois corpos foi o microriscamento, semelhante ao mecanismo observado nas peças desgastadas no campo;

i) as curvas de taxa de desgaste apresentam-se semelhantes às curvas de dureza, porém invertidas. Além disso, pode-se notar, que a taxa de

desgaste foi menor nas amostras temperadas a partir de 1050 °C. Esse melhor desempenho deve estar associado ao aumento da fração volumétrica de austenita retida, que aumenta com a temperatura de desestabilização;

j) o teor ótimo de Nb, para a condição tribológica em questão, é da ordem de 0,5 a 1,0 % Nb. Nesses casos, a redução na taxa de desgaste pode chegar a 56% do valor medido em uma amostra de 20Cr1Mo empregado na cominuição da cassiterita;

k) com parâmetros de produção empregados freqüentemente pelas fundições para tratamento dos ferros fundidos brancos de alto cromo, ou seja, austenitizando a 1.050 °C e revenido a 200 °C, as ligas que apresentaram melhores resultados de taxa de desgaste foram também as 15Cr2Mo0,5Nb e 15Cr2Mo1,0Nb;

l) nas ligas da família 15Cr2Mo, com exceção da liga contendo 0%Nb desestabilizado a 950 °C, a taxa de desgaste cresce com o aumento da temperatura de revenimento. Em temperaturas próximas de 400 °C, a taxa de desgaste atinge um máximo e, a seguir começa a decrescer devido ao endurecimento secundário;

m) para a maior pressão nominal de teste no ensaio a três corpos (0,40 MPa), o tipo de desgaste abrasivo predominante é a abrasão a dois corpos, independentemente da dureza do contra-corpo, inviabilizando assim, o estabelecimento de correlações adequadas entre os ensaios de campo e de laboratório;

n) para as condições de teste empregadas, a taxa de desgaste abrasivo a três corpos é reduzida na medida em que se aumenta a pressão de teste. Esse comportamento parece estar associado à redução da distância entre as superfícies do corpo e do contra-corpo, limitando a faixa de abrasivos que efetivamente fazem parte do processo;

o) nas menores pressões, o desgaste é predominante do tipo abrasivo a três corpos nos instantes iniciais, sendo caracterizado pela indentação múltipla como mecanismo de desgaste;

p) nos ensaios realizados com o hidroabrasômetro, equipamento projetado e construído para simular o desgaste erosivo de bombas de mistura água/minério de cassiterita, pôde-se constatar, que, para as condições de teste empregadas, a resistência ao desgaste é maior nas amostras com maiores teores de carbono e cromo. Além disso, a adição de molibdênio eleva consideravelmente a resistência ao desgaste erosivo;

q) a taxa de desgaste decresce durante o ensaio devido, basicamente, à redução das arestas cortantes do abrasivo, e não pela redução do seu diâmetro médio;

r) nas condições de teste adotadas para os ensaios de hidroabrasão, a severidade do desgaste é significativamente inferior à observada nas peças desgastadas no campo para rotores e volutas de bombas de polpa de cassiterita.

8. Sugestões para Futuros Trabalhos

Com a aplicação de conhecimentos já disponíveis na literatura técnica foram obtidas melhorias significativas na vida útil de componentes da mineração de cassiterita. Através da implementação de composições, como a $15\text{Cr}2\text{Mo}0,5\text{Nb}$ na confecção de impelidores, espera-se que essas melhorias sejam ampliadas. Em continuidade a esse trabalho, apresentam-se as seguintes sugestões para trabalhos futuros, de tal forma que esse processo de otimização conduza a resultados cada vez melhores:

- a) medir a quantidade de austenita retida nas ligas estudadas, de tal forma que os resultados obtidos possam ser mais bem compreendidos;
- b) verificar os efeitos do nióbio sobre a distribuição de carbonetos (refino);
- c) comparar os resultados de campo com os resultados de laboratório, procurando estabelecer correlações entre os mesmos. De posse desses resultados, procurar realizar ensaios laboratoriais de desgaste abrasivo a dois corpos em diferentes condições de severidade, de tal forma que a otimização de composições e tratamentos térmicos para a aplicação seja a mais rápida possível. Como exemplo, citam-se a redução da granulometria do abrasivo e da carga. O abrasivo já se encontra no LTM;
- d) produzir uma liga alternativa com teor de C dentro da faixa esperada e analisar os efeitos do níquel sobre o desempenho de amostras em laboratório e, posteriormente, em campo;
- e) identificar os efeitos do nióbio nos mecanismos de desgaste abrasivo.

9. Referências Bibliográficas

- Albertin, E. e Sinatora, A., 1991, "Considerações técnicas e econômicas sobre a fabricação e utilização de bolas de moinho fundidas", II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, pp. 85-121.
- Aptecar, S.S. and Kosel, T.H., 1985, "Erosion of white cast irons and stellite", *Wear of Materials*, ASME, New York, pp. 677-686.
- Arikan, M.M., Çimenoglu and Kayali, E.S., 2001; "The effect of titanium on the abrasion resistance of 15Cr-3Mo white cast iron", *Wear* 247, pp. 231-235.
- Avery, H.S., 1977, "Classification and precision of abrasion test", *Proc. Int. Conf. on Wear of Materials*, ASME, pp. 148-157.
- Axén, N., Jacobson, S. and Hogmark, S., 1994, "Influence of hardness of the counterbody in three body abrasive wear - an overbooked hardness effect", *Tribology International* vol. 27-4, pp. 233-241.
- Beraldo, J.L., 1987, "Moagem de minérios em moinhos tubulares", Editora Edgard Blucher Ltda, São Paulo.
- Berns, H. and Fisher A., 1987, "Microstructure of Fe-Cr-C hard facing alloys with additions of Nb, Ti and B", *Metallography*, vol.20, pp. 401-429.
- Bozzi, A. C. and De Mello, December 1999, "Wear resistance and wear mechanisms of WC-12%Co thermal sprayed coatings in three-body abrasion", *Wear*, volumes 233-235, pages 575-587.
- Bungardt, K., Kunze, E. and Horn, E., 1958, "Untersuchung über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff", *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, vol.3, pp. 193-203.

- Chen, H.X., Chang, Z.C, Lu, J.C and Lin, H.T., 1993, "The effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast Iron", Wear, vol.166, pp. 197-201.**
- Chiaverini, V.,1994, "Aços e Ferros Fundidos", 7ª edição, pág. 494.**
- Clarck, H.Mcl. and Llewellyn, R.J., 2001, "Assessment of the erosion resistance of steels used for slurry handling and transport in mineral processing applications", Wear, vol.250, pp. 32-44.**
- Chico, B. and Thorpe, W.R., 1982, "Experimental determination of the austenite + liquid phase boundaries of the Fe-C-Cr system", Metall. Trans. A., vol.13A, pp.1293-1297.**
- Czichos, H. and Habig, K.H., 1992, "Tribologie Handbuch - Reibung und Verschleiß", Vieweg Verlag, Braunschweig.**
- De Mello, J.D.B. and Franco, S.D., 1994; "On the Abrasive Wear of Al-Si Alloys, Problemes d'usure et Matériaux a l'usure", Sain-Étienne, pp.14.1-14.15.**
- De Mello, J.D.B., 1983, "Structures Metallurgiques et Caracterisation de L'Abrasion des Fontes Blanches au Chrome", Tese de doutorado - Institute Nacional Polytechnique de Grenoble, Grenoble.**
- De Mello, J.D.B., Durand-Charre, M. and Mathia, T., 1985, "Abrasion mechanism of white cast irons - I: influence of the metallurgical structure of molybdenum white cast irons", Mat. Sci. and Eng., vol.73, pp. 203-213.**
- De Mello, J.D.B., Durand-Charre, M. and Mathia, T., 1986; "Abrasion mechanism of white cast irons - II: influence of the metallurgical structure of molybdenum white cast irons", Mat. Sci. and Eng., vol.78, pp. 127-134.**
- De Mello, J.D.B., 1988, "Relatório final do projeto CNPq/PADCT", p.70.1.22/85, LEM/UFU,75p.**

DIN50320, 1970, "Verschleiß: Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes", Beuth-Verlag, Berlin, pp. 1-8.

Ellis, J.S. and Armstrong, B.M., 1990, "Evaluation of wear resistance of materials for use in minerals handling systems", British Steel.

Eyre, T.S., 1991, "Friction and wear mechanisms", In: Anais do II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, pp. 263-262.

Franco, S.D., 1989, "Contribuição ao estudo de desgaste abrasivo de materiais polifásicos", dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, pp.115.

Franco, S.D., Zumpano Jr., P. e De Mello, J.D.B., 1989, "Abordagem global do estudo do processo abrasivo - parte II: desenvolvimento e avaliação de abrasômetro a dois e três corpos", Anais do I Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, pp.47-62.

Guesser, W.L., 1989, "Nióbio em ferros fundido brancos ao cromo para aplicações em desgaste abrasivo", Metalurgia ABM, vol.45, pp. 768-776.

Gundlach, R.B. and Parks, J.L., 1977, "Influence of abrasive hardness on wear resistance of high-chromium irons", Wear of Materials, ASME, New York, pp. 211-216.

Hansen, J.S., 1979, "Relative erosion resistance of several material", in W.F. (ed.), Erosion: prevention and useful applications, ASTM STP 664, ASTM, Philadelphia, pp. 148-162.

Hutchings, I.M., 1992; "Tribology - friction and wear of engineering materials", London, pp. 133.

- Jost, H.P.**, 1975, "Economic impact of tribology", *Mechanical Engineering*, vol. 97, pp. 26-33.
- Jackson, R.S.**, 1970, "The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system", *Journal of the Iron and Steel Institute*, February, pp. 163-167.
- Katavic, I.**, 1987, "Investigation of erosion of white cast irons", *Proc. 7th Int. Conf. On Erosion by Liquid and Solid Impact*, Cavendish Laboratory, Cambridge, pp. 841-844.
- Kosel, T.H.**, 1986, "3^o Berkeley Conference on Elevated Temperature Erosion - Corrosion", *Wear of Materials, NACE*, pp 285-298.
- Lamy, B.**, 1984, "Effect of brittleness index and sliding on the morphology of surface scratching in abrasive wear or sliding processes", *Tribology Intern.*, vol.17-1, pp. 35-38.
- Lamy, B.**, 1980 "Simulation of two-body wear process: material removal visualization, energetic approach", *Mécanique-matériaux-electricité*, vol. 365-366, pp. 201-205.
- Madsen, B.W.**, 1992, "Corrosive wear", in "Friction, lubrication, and wear technology", *ASM Handbook*, vol. 18, pp. 271-279.
- Maratray, F. and Poulalion A.**, 1982, *AFS Trans*, vol. 90, pp. 795-804.
- Maratray, F. and Usseglio-Nanot, R.**, 1970, "Factors affecting the structure of chromium and chromium - molybdenum white irons", *Climax Molybdenum Co.*, pp. 32.
- Maratray, F.**, 1991; "Les fontes blanches a haute teneur en chrome resistant a l'abrasion", *Anais do II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia*, pp. 2-62.

- Maratray, F. and Usseglio-Nanot, R., 1970, "Transformation characteristics of chromium and chromium-molybdenum white irons", Climax Molybdenum Co., pp.198.**
- Mathia, T., 1982, "Journal du frottement industriel", vol.14, pp. 20-26.**
- Matsubara, Y., 1981, "Eutetic solidification of high-chromium cast iron - eutetic structures and their quantitative analysis", Transactions AFS, vol.72, pp. 183-196.**
- Misra, A E. and Finnie,J., 1982, "A review of the abrasive wear of metals", Trans. of the ASME, vol., 104, pp. 94-101.**
- Mulhearn, T.O. and Samuels, L.E., 1962, "The abrasion of metals: a model of the process". Wear, vol. 5, pp. 478-498.**
- Ninham, A.J. and Levy, A.V., 1987, "The erosion of carbide-metal composites", Wear of Materials, ASME, New York, pp. 825-831.**
- Petzow, G., Metallographisches Ätzen, sonder Auflage, Stuttgart, Gebrüder Bornträger.**
- Pohl, M. and Al-Rubai, K.S.F., 1997, "Abrasiveverschleiß von Eisenbasis-Legierungen", Materialprüfung, vol. 39-1/2, pp. 29-34.**
- Prasad, S.V. and Kosel, T.H., 1983, "A study of carbide removal mechanism during quartz abrasion I: *In situ* scratch test studies", Wear, vol. 92, pp. 235-268.**
- Prasad, S.V. and Rohatgi, P.K., 1986, "Mechanisms of material removal during low stress and high stress abrasion of aluminum alloy-zircon particle composites", Materials Science and Engineering, vol. 80, pp. 213-220.**

Rabinowicz, E., 1965, "Friction and wear of materials", John Wiley and Sons Inc., New York, pp. 244.

Radulovic, M. and Tomovic M., 1994, "The influence of vanadium on fracture toughness and abrasion resistance in high chromium white cast irons", Journal of Materials Science, vol. 29, pp. 5085-5094.

Rohrig, K., 1979, "Cast abrasion resistant iron base alloys", in Metallurgical Aspects of Wear", Bad Pymont, Germany, pp. 269-289.

Rowe, G., 1966, "Friction, wear and lubrication terms and definitions", O.E.C.D., Paris, 1966.

Santana, S.A., 1994, "Influencia da morfologia de carbonetos do tipo M_7C_3 no comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos eutéticos de alto cromo", dissertação mestrado - U.F.U.

Sare, I.R. and Arnold, B.K., 1995; "The effect of heat treatment on the gouging abrasion resistance of alloy white cast irons", Metallurgical and Materials Transactions, vol.26A, pp.357-371.

Sawamoto, A., 1986, "Solidification structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) alloys", AFS Transactions, pp. 403-416.

Sedricks, A.J. and Mulhearn, T.O., 1964: "The effect of work-hardening on the mechanics of cutting in simulated abrasive process", Wear, vol. 7, pp. 451-459.

Stevenson, A.N.J. and Hutchings, J.M., 1995, "Wear of hardfacing white cast irons by solid particle erosion", Wear, vol. 186-187, pp. 150-158.

Szuder, A., 1977, "Contribution Experimentale a l'étude du Rodage Plan", dissertation Université Claude Bernad-Lyon.

Tabrett, C.P., 1996; "Microstructure - property relationships in high chromium white iron alloys", International Materials Reviews, vol. 41-2, pp. 59-82.

Tong Xi, J.-Zhou, Q., 1993, "Influence of retained austenite on the wear resistance of high chromium cast iron under various impact loads" - Wear, vol. 162-164, pp. 83-88.

Uetz, H., 1986, "Abrasion und Erosion", Carl Hanser Verlag, München.

Xu, L., Vose C. and St. John D., 1993, "Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the mining industry", Wear, vol. 162-164, pp. 820-832.

Zu, J.B., Hutchings, I.M. and Burstein, G.T., 1990, "Design of a slurry test rig", Wear vol. 140, pp. 331-344.

Zum Gahr, K.H., 1979, "How microstructure affects abrasive wear resistance", Metal Progress, september, pp. 46-52.

Zum Gahr, K.H., 1987, "Microstructure and wear of materials", Elsevier, Amsterdam.

10. Anexos

Anexo 01 : Equipamentos Utilizados nas Plantas de Mineração de Cassiterita – Taboca)

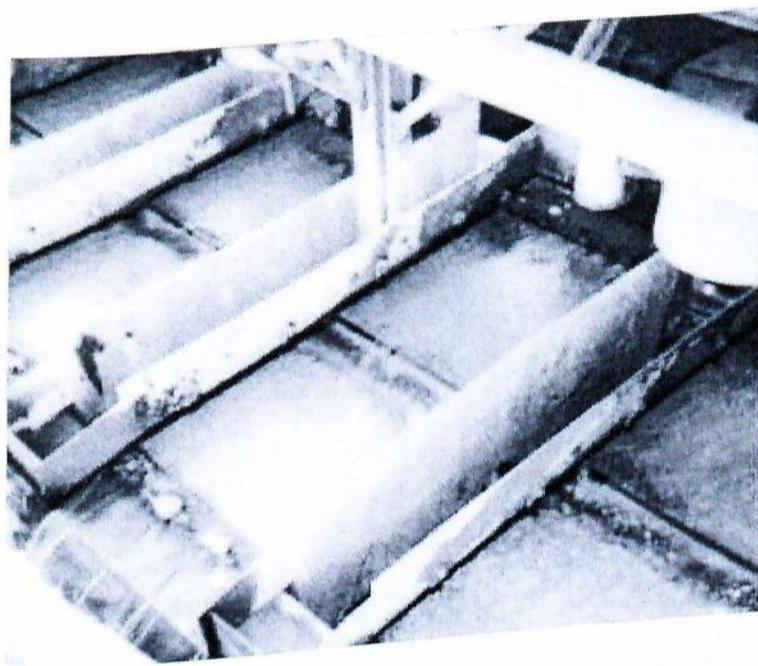
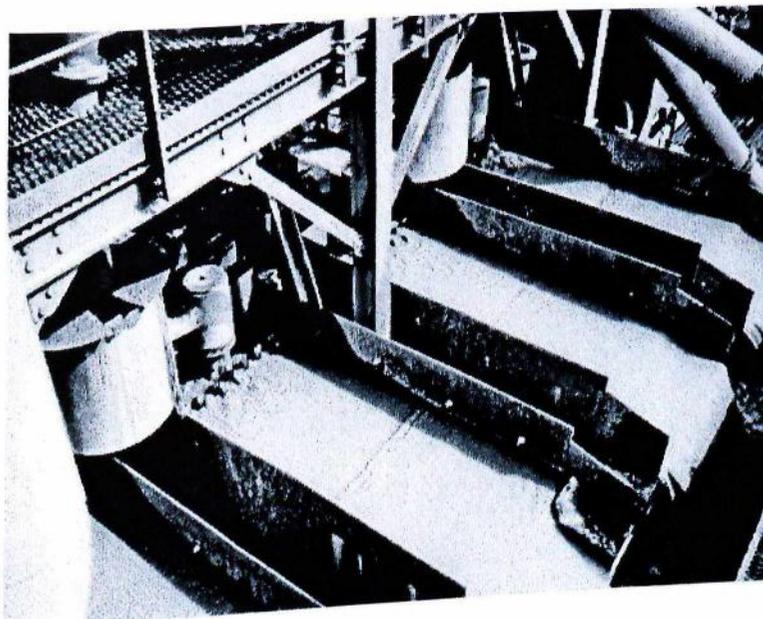
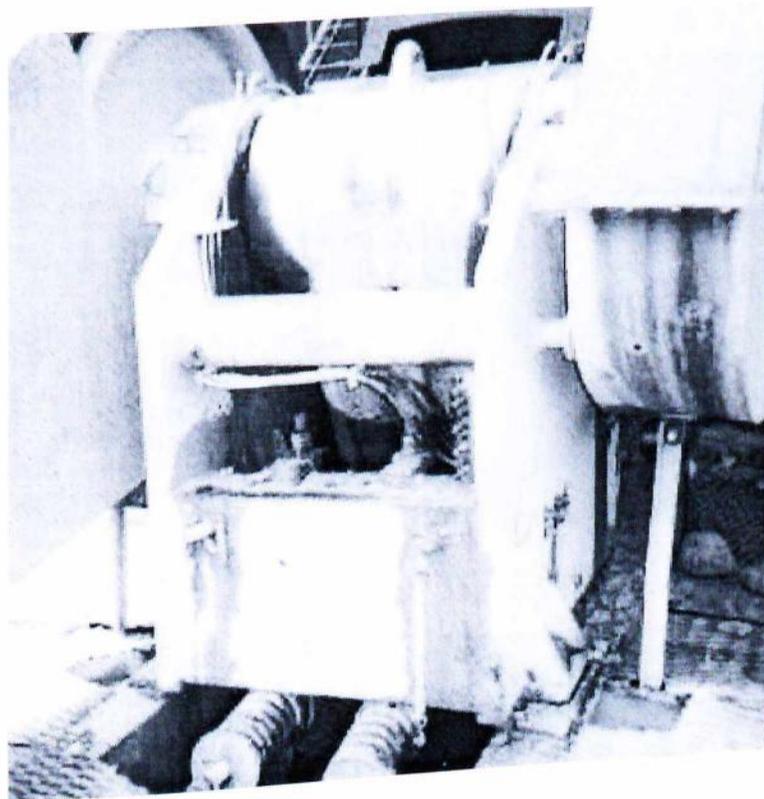
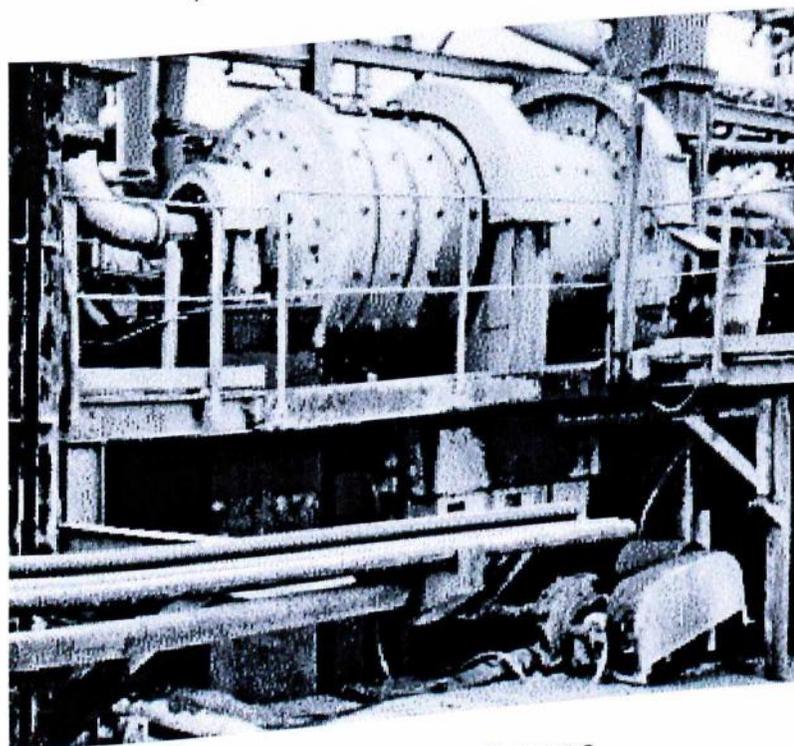


Figura 9.1: Jigues primários



a) Britador de Mandíbula



b) Moinho de Barras

Figura 9.2: Componentes de britagem e moagem.

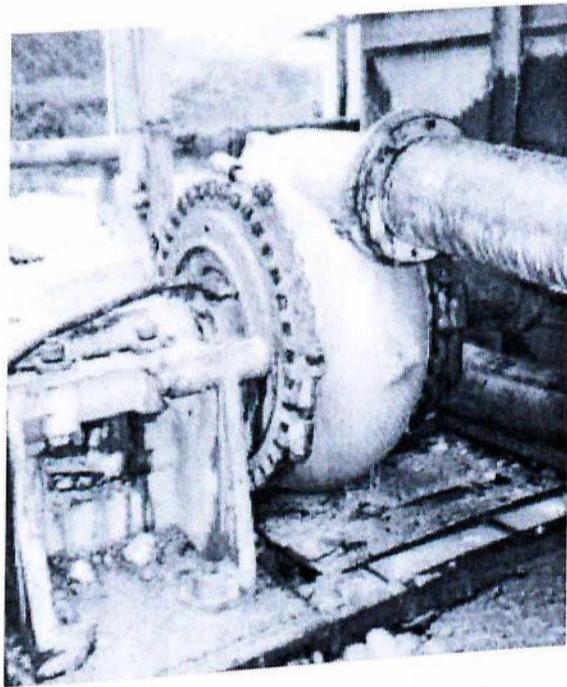
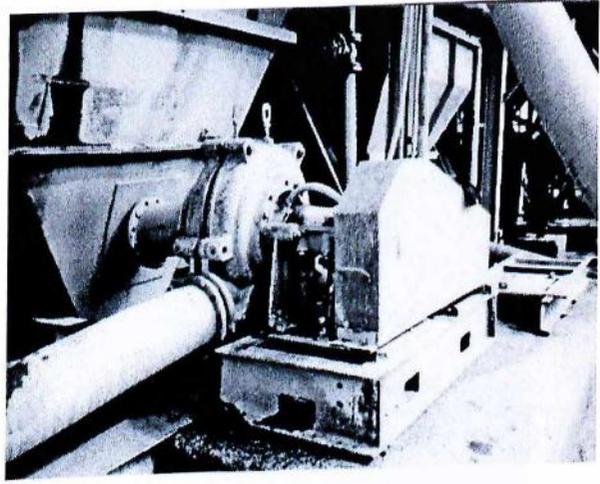
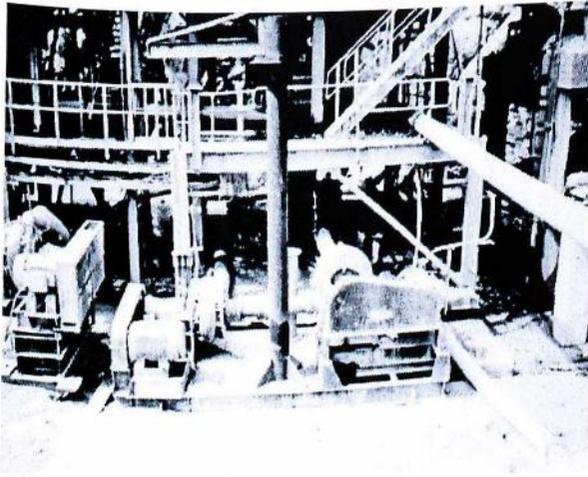


Figura 9.3: Sistemas de bombeamento de polpa

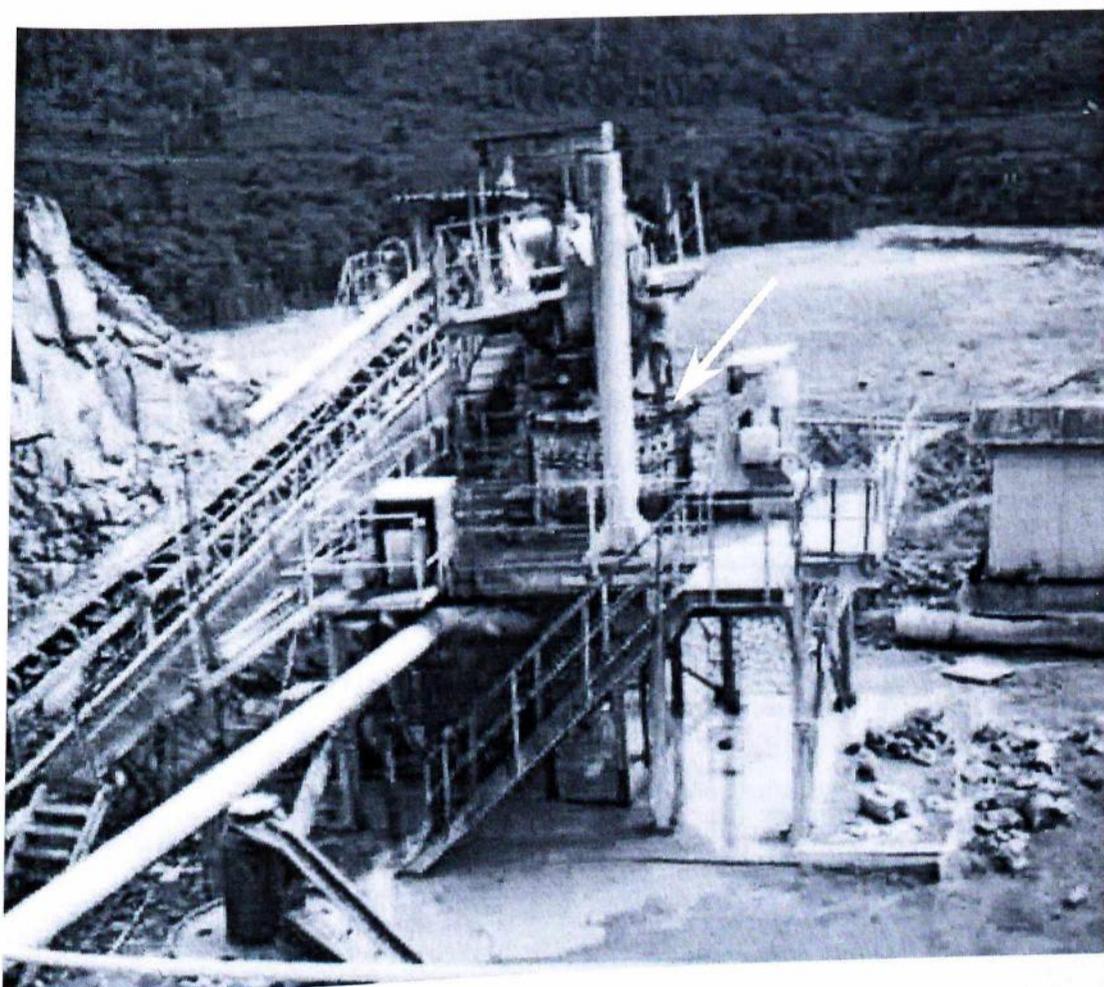


Figura 9.4: Britador Canica

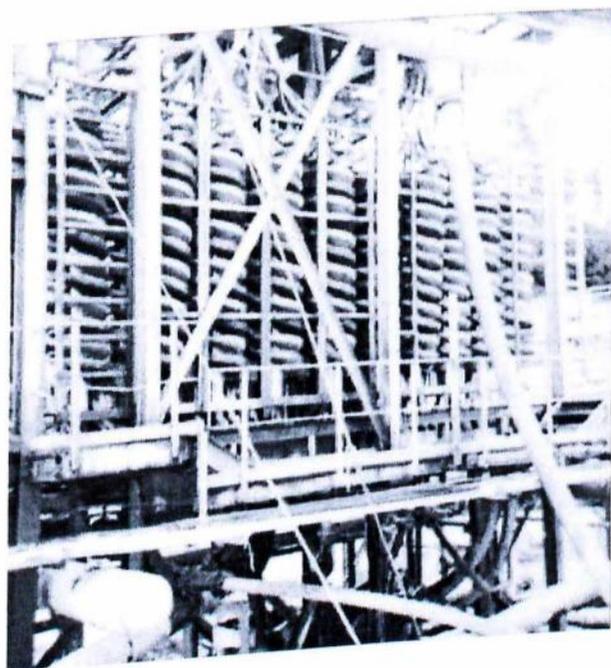


Figura 9.5: Espirais concentradoras.

Anexo 02

Durante o desenvolvimento da presente dissertação houve um trabalho simultâneo de desenvolvimento de fornecedores alternativos, padronização de ligas, elaboração de procedimentos de fabricação de peças (certificados, corpos de prova, assistência pós-venda). Além disso, foram efetuadas algumas alterações de composição química das ligas empregadas em alguns componentes, como por exemplo nos impelidores. Essa alteração se deveu em função de conhecimentos adquiridos durante o desenvolvimento do trabalho. Este trabalho simultâneo resultou para a Mineração Taboca numa economia anual de US\$ 122.352,00; considerando o mesmo consumo de componentes de desgaste anual. A seguir são relacionados os componentes de desgaste abordados durante o trabalho de dissertação com as respectivas economias já atingidas.

1) - Peças de Bombas

Código	Descrição do Material		Cons. Anual	Valor de Aquisição		Economia Anual Desenvolv. c/ Fornec.(R\$)
				Original (R\$)	Alternativo (R\$)	
				1.515	1.120	42.660
00183323-5	Rotor	10 x 08	108	2.613	2.461	10.944
00153765-3	Voluta	10 x 08	72	1.056	828	8.208
00183328-4	Revest. Sucção	10 x 08	36	906	Não Desenvolveu	0
00183220-3	Revest. Traseiro	10 x 08	36	658	588	5.040
00183267-4	Rotor	06 x 04	72	1.056	932	2.976
72460785-8	Voluta	06 x 04	24	461	357	2.496
00104955-0	Revest. Traseiro	06 x 04	24	586	533	1.272
72460784-1	Revest. Sucção	06 x 04	24	1.621	1.025	14.304
72460992-0	Rotor	08 x 06	24	2.534	1.850	16.416
72460993-8	Voluta	08 x 06	24	864	Não Desenvolveu	0
72460998-7	Revest. Traseiro	08 x 06	24	1.056	Não Desenvolveu	0
72460994-6	Revest. Sucção	08 x 06	24	5.932	4.970	3.848
00203532-7	Voluta	08 x 08	04	1.632	1.336	1.184
00198215-6	Rotor	08 x 08	04			

00183258-3	Rotor	04 x 03	24	336	192	3.456
00183071-0	Voluta	25 mg	48	6.480	5.720	36.480
00183066-0	Rotor	25 mg	48	2.281	1.707	27.552
Total (Peças para Bomba)						176.836

2) - Peças Britador Canica

Código	Descrição do Material	Cons. Anual	Valor de Aquisição		Economia Anual
			Original (R\$)	Alternativo (R\$)	Desenvolv. c/ Fornec.(R\$)
00186514-6	Impelidor	1657	147	129	29.826
00189169-6	Bigorna	198	507	Não Desenvolveu	0
Total (Peças para Britador Canica)					29.826

3) - Peças para Draga

Código	Descrição do Material	Cons. Anual	Valor de Aquisição		Economia Anual
			Original (R\$)	Alternativo (R\$)	Desenvolv. c/ Fornec.(R\$)
00181593-5	Dente de Draga	2245	26	12	31.430
Total (Peças para Draga)					31.430

RESUMO: Economia Anual

1) - Peças de Bomba.....(R\$)	176.926
2) - Peças do Britador Canica.....(R\$)	29.826
3) - Peças de Draga.....(R\$)	31.430
Total.....(R\$)	238.182
Total.....(US\$)	122.352

Com relação aos moinhos de barra KHD do Paxiúba e Grota "C", conseguiu-se um aumento de da útil de 4.500 - 5.000(h) para 5.000 - 6.500(h) (20%).