

**LEONARDO RODRIGUES PEREIRA**

**EFEITOS DA ADIÇÃO DE NIÓBIO NO DESEMPENHO DE  
FERROS FUNDIDOS BRANCOS DE ALTO CROMO  
UTILIZADOS NO BOMBEAMENTO DE POLPA NA  
MINERAÇÃO**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

**2012**



**LEONARDO RODRIGUES PEREIRA**

**EFEITOS DA ADIÇÃO DE NIÓBIO NO DESEMPENHO DE FERROS  
FUNDIDOS BRANCOS DE ALTO CROMO UTILIZADOS NO  
BOMBEAMENTO DE POLPA NA MINERAÇÃO**

**Dissertação** apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco

**UBERLÂNDIA – MG**

**2012**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
Sistema de Bibliotecas da UFU , MG, Brasil

---

- P436e Pereira, Leonardo Rodrigues, 1970-  
Efeitos da adição de nióbio no desempenho de ferros fundidos  
brancos de alto teor de cromo utilizados no bombeamento de polpa  
na mineração / Leonardo Rodrigues Pereira. - 2012.  
80 f. : il.

Orientador: Sinésio Domingues Franco.

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

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Desgaste mecânico - Teses.  
3. Ferro fundido - Teses. I. Franco, Sinésio Domingues, 1962-  
II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Gradua-  
ção em Engenharia Mecânica. III. Título.

---

CDU: 621

**LEONARDO RODRIGUES PEREIRA**

**EFEITOS DA ADIÇÃO DE NIÓBIO NO DESEMPENHO DE FERROS  
FUNDIDOS BRANCOS DE ALTO CROMO UTILIZADOS NO  
BOMBEAMENTO DE POLPA NA MINERAÇÃO**

Dissertação **APROVADA** pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Banca Examinadora:

---

Prof. Dr. Ing. Sinésio Domingues Franco – UFU – Orientador

---

Prof. Dr. Alberto Arnaldo Raslan – UFU

---

Prof. Dr. Flávio José da Silva – UFES

**Uberlândia, 09 de Novembro de 2012**









À minha esposa Dulcinéia.  
Aos meus filhos Antônio e Mariana.  
Aos meus pais e irmãos.



## **Agradecimentos**

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

À Kinross Brasil Mineração S/A, que, na pessoa de seu Gerente de Manutenção, Fernando Gurgel, incentivou a formação de seus profissionais, bem como apoiou financeiramente este trabalho em parceria com a Universidade Federal de Uberlândia (UFU).

Ao M Sc Roberto Máscia pelo estudo iniciado.

Aos fornecedores de peças fundidas da Kinross Brasil Mineração, os quais entenderam o objetivo do trabalho, e, abriram suas portas, contribuindo com o fornecimento das amostras, 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 Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD) da Universidade Federal de Uberlândia que colaboraram sempre que foi solicitado o apoio durante o desenvolvimento deste trabalho e pelo constante incentivo.

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

Ao aluno João Paulo Caldas Guimarães pelo apoio e dedicação ao trabalho, através da execução de diversas atividades laboriosas.

Ao Conselho Nacional Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela concessão da bolsa de iniciação científica ao discente João Paulo Caldas Guimarães.

Aos amigos do LTAD da UFU, aos companheiros da Kinross Brasil Mineração S/A e a todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram de forma decisiva para a conclusão deste trabalho.



## Sumário

<b>Capítulo I - Introdução</b> .....	1
<b>Capítulo II - Revisão bibliográfica</b> .....	8
2.1. Desgaste Erosivo .....	8
2.2. Bombas de Polpa .....	18
2.3. Ferros Fundidos Branco de Alto Cromo .....	24
<b>Capítulo III - Procedimentos Experimentais</b> .....	28
3.1. Materiais ensaiados .....	28
3.1.1. Caracterização da Superfície de Desgaste .....	34
3.1.2. Caracterização Metalográfica .....	34
3.1.3. Determinação de Dureza .....	34
3.2. Ensaio de Desgaste Erosivo .....	35
<b>Capítulo IV - Resultados e Discussões</b> .....	42
4.1. Caracterização da Superfície de Desgaste .....	42
4.2. Caracterização Metalográfica .....	48
4.3. Dureza .....	51
4.4. Resultados do Ensaio de Jato Erosivo .....	54
<b>Capítulo V - Conclusões</b> .....	66
<b>Capítulo VI – Sugestões para Trabalhos Futuros</b> .....	68
<b>Capítulo VII - Referências Bibliográficas</b> .....	69
<b>Capítulo VIII - Anexos</b> .....	74

## Índice de Figuras

<b>Figura 1.1:</b> Micrografia mostrando fases do minério beneficiado. a) Setas indicando contornos de fases; b) Fases do minério (Fonte: Relatório geológico da Kinross Brasil Mineração RPM MOP03 REV00, 2006) -----	3
<b>Figura 1.2:</b> Rotor confeccionado em ferro fundido branco alto Cromo desgastado após 80 dias de uso -----	4
<b>Figura 1.3:</b> Representatividade das bombas de polpa no custo total de manutenção no ano 2011 (Fonte: Relatório custo da manutenção JDE KBM, 2011) -----	5
<b>Figura 1.4:</b> Custo específico por tonelada de minério beneficiado gasto em componentes para bombas de polpa (Fonte: Relatório de custos da manutenção JDE KBM, 2011) -----	6
<b>Figura 2.1:</b> Diagrama indicando as forças que podem atuar na partícula em contato com a superfície sólida (Hutchings, 1987) -----	9
<b>Figura 2.2:</b> Taxa de desgaste erosivo em esmalte dental apresentando comportamento frágil (partículas de SiC 60 $\mu\text{m}$ a 137 m/s) e em comportamento dúctil (partículas de SiC 9 $\mu\text{m}$ a 244 m/s) (Finnie, 1995) -----	10
<b>Figura 2.3:</b> Classificação dos micro-mecanismos de desgaste erosivo (Zum Gahr, 1987) -----	11
<b>Figura 2.4:</b> Taxa de desgaste erosivo em função do ângulo de impingência, para diferentes materiais: Aços dúcteis, materiais cerâmicos, aços endurecidos e borracha (Rao e Buckley, 1983) -----	13
<b>Figura 2.5:</b> Gráfico de relação entre a taxa de desgaste e a velocidade de impacto. Aço médio teor de carbono impingência por SiO <sub>2</sub> (Hutchings, Winter e Field, 1976) -----	14
<b>Figura 2.6:</b> Influência do tamanho da partícula na taxa de erosão. Aço médio teor de carbono, impingência por SiO <sub>2</sub> (Tilly, 1973) -----	15
<b>Figura 2.7:</b> Taxa de desgaste erosivo em função da dureza das partículas abrasivas e ângulos de impingência sobre superfície dúctil e frágil (Uetz, 1984) -----	16
<b>Figura 2.8:</b> Taxa de desgaste erosivo para amostras aço AISI 52100 (1,0%C, 1,5%Cr) com diferentes microestruturas em função do ângulo de impingência. Partículas de SiC a 153 m/s (Gulden, 1979) -----	17
<b>Figura 2.9:</b> Instalação de bombeamento de polpa na KBM -----	19
<b>Figura 2.10:</b> Vista explodida de uma bomba de polpa típica (Warman, 1991) -----	20

<b>Figura 2.11:</b> Tampa de sucção de um conjunto de revestimento desgastado da KBM, após 70 dias de uso no bombeamento de polpa (Warman, 1991) -----	21
<b>Figura 2.12:</b> Modelo de impingência, onde V representa a velocidade da partícula (Warman, 1991) -----	22
<b>Figura 2.13:</b> Desgaste erosivo em bombas de polpa. a) Corte; b) Sulcamento (Warman, 1992) -----	23
<b>Figura 2.14:</b> 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. (Máscia, 2002) -----	27
<b>Figura 3.1:</b> Pátio de depósito KBM -----	30
<b>Figura 3.2:</b> Componentes das bombas de polpa. a) Tampa de sucção; b) Tampa de recalque -----	30
<b>Figura 3.3:</b> Amostras removidas dos componentes de bombas de polpa -----	31
<b>Figura 3.4:</b> Vista explodida bomba de polpa indicando seus componentes e locais da retirada das amostras: a) Tampa da descarga; b) Voluta; c) Rotor; d) Tampa da sucção -----	32
<b>Figura 3.5:</b> Geometria e dimensão das amostras -----	32
<b>Figura 3.6:</b> Vista geral do ensaio de jato erosivo. Detalhes do equipamento utilizado: a) Vista geral; b) Detalhes do porta-amostra na configuração para 90° de impacto; c) esquema do equipamento -----	36
<b>Figura 3.7:</b> Areia NBR 7214 – No. 100, utilizada nos ensaios -----	37
<b>Figura 3.8:</b> Partículas sólidas presentes no bombeamento de polpa de minério na descarga do Moinho -----	38
<b>Figura 3.9:</b> Distribuição granulométrica comparativa (% retido acumulado x malha – mm) -----	40
<b>Figura 4.1:</b> Aspecto característico do desgaste em componentes das bombas de polpa na mineração da KBM após 70 dias de uso: a) Voluta; b) Rotor; c) Tampa da sucção; d) Tampa da descarga -----	43

- Figura 4.2:** Superfície de desgaste em tampa de sucção. Liga C: a) Canais em sentido preferencial; b) e c) Detalhes de a); d) Espectro de raios-X do ponto 1 na figura b), mostrando que regiões proeminentes correspondem a carbonetos de cromo  $M_7C_3$ ..... 44
- Figura 4.3:** Superfície de desgaste em tampa de acionamento Liga C: a) Vista geral mostrando canais formados durante a erosão; b) e c) Detalhes indicando os microeventos de desgaste; d) Mapa de raios-X (Fe e Cr), mostrando que as regiões proeminentes são formadas por carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , formados durante a solidificação ----- 45
- Figura 4.4:** Superfície de desgaste em voluta. Liga C: a) Canais em sentido preferencial; b) e c) Detalhes ----- 46
- Figura 4.5:** Superfície de desgaste em rotor. Liga C: a) Riscos em sentido preferencial; b) e c) Detalhes para verificação dos microeventos, riscos e sulcos de menor intensidade em sentido preferencial e em diversos sentidos, bem como indentações múltiplas ----- 47
- Figura 4.6:** Microestrutura da liga A – FFBAC ASTM A 532 III A: a) Vista geral; b) Detalhe ----- 48
- Figura 4.7:** Microestrutura da liga B – FFBAC ASTM A 532 III A: a) Vista geral; b) Detalhe ----- 48
- Figura 4.8:** Microestrutura da liga C – FFBAC ASTM A 532 III A: a) Vista geral; b) Detalhe ----- 49
- Figura 4.9:** Microestrutura da liga D – FFBAC ASTM A 532 II B: a) Vista geral; b) Detalhe ----- 49
- Figura 4.10:** Microestrutura da liga E – FFBAC ASTM A 532 II B: a) Vista geral; b) Detalhe ----- 50
- Figura 4.11:** Microestrutura da liga F – FFBAC ASTM A 532 II B: a) Vista geral; b) Detalhe; c) Carbonetos NbC,  $M_7C_3$  ----- 50
- Figura 4.12:** Microestrutura da liga G – FFBAC ASTM A 532 II B: a) Vista geral; b) Detalhe; c) Carbonetos NbC e  $M_7C_3$  e  $MO_2C$  ----- 51
- Figura 4.13:** Dureza (HV30) das ligas estudadas. A/B/C (ASTM A 532 III A) e D/E/F/G (ASTM A 532 II B contendo Nb) ----- 52
- Figura 4.14:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  entre as ligas A/B/C (ASTM A 532 III A), erodido por partículas  $150 \mu m$   $SiO_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência  $90^\circ$  ----- 54



**Figura 4.15:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  entre as ligas D/E/F/G (ASTM A 532 II B contendo Nb), erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 54

**Figura 4.16:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb), erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ---- 55

**Figura 4.17:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  entre as ligas A/B/C (ASTM 532 III A), erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 56

**Figura 4.18:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  entre as ligas D/E/F/G (ASTM 532 II B contendo Nb), erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 56

**Figura 4.19:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb), erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° --- 57

**Figura 4.20:** Perfis característicos da cratera de desgaste, erosão com ângulos de impingência 30° e 90°, perfis longitudinal (L) e transversal (T) (Silva F.J.,2008) ----- 59

**Figura 4.21:** Superfície de desgaste da amostra Liga B - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes ----- 60

**Figura 4.22:** Superfície de desgaste da amostra Liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Detalhes; b) Mapa de raios-X (Cr), mostrando que as regiões proeminentes são formadas por carbonetos do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$ , formados durante a solidificação ----- 61

**Figura 4.23:** Superfície de desgaste da amostra Liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes ----- 61

**Figura 4.24:** Superfície de desgaste da amostra Liga D - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ---- 62

**Figura 4.25:** Superfície de desgaste da amostra Liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes ----- 62

**Figura 4.26:** Superfície de desgaste da amostra Liga D - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes ----- 63

- Figura 4.27:** Superfície de desgaste da amostra Liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) Detalhes ----- 64
- Figura 4.28:** Superfície de desgaste da amostra Liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) Detalhes ----- 64
- Figura 4.29:** Superfície de desgaste da amostra Liga F - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) Detalhes ----- 65
- Figura 8.1:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 74
- Figura 8.2:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 74
- Figura 8.3:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga B - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 75
- Figura 8.4:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga B - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 75
- Figura 8.5:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 76
- Figura 8.6:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 76
- Figura 8.7:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga D - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 77
- Figura 8.8:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga D - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 77
- Figura 8.9:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga E - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 78

**Figura 8.10:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga E - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 78

**Figura 8.11:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga F - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 79

**Figura 8.12:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga F - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 79

**Figura 8.13:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga G - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 90° ----- 80

**Figura 8.14:** Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x  $10^3$  para a liga G - ASTM A 532 II B, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$   $\text{SiO}_2$  a 14 m/s com ângulo de impingência 30° ----- 80

## Índice de Tabelas

<b>Tabela 1.1:</b> Composição do minério explorado pela KBM, % em peso (Fonte: Relatório geológico da Kinross Brasi Mineração KBM MOP03 REV00, 2006) -----	1
<b>Tabela 1.2:</b> Composição do minério extraído pela KBM em Paracatu-MG e as dureza encontradas na literatura técnica para esses óxidos. (Fonte: Relatório geológico da Kinross Brasil Mineração KBM MOP03 REV00, 2006) -----	2
<b>Tabela 2.1:</b> Influência do ângulo de impingência nas diversas partes e pontos das bombas de polpa (Warman, 1991) -----	23
<b>Tabela 3.1:</b> Composição química das ligas estudadas (% em peso) -----	28
<b>Tabela 3.2:</b> Composição química dos FFBC conforme norma ASTM (% em peso) -----	29
<b>Tabela 3.3:</b> Distribuição granulométrica do minério KBM. Amostra recolhida na caixa de descarga do moinho de bolas -----	39
<b>Tabela 3.4:</b> Distribuição granulométrica do minério KBM. Amostra recolhida na caixa de descarga do moinho de bolas -----	39
<b>Tabela 4.1:</b> Dureza das ligas estudadas. A/B/C (ASTM A 532 III A) e D/E/F/G (ASTM A 532 II B contendo Nb) -----	52
<b>Tabela 4.2:</b> Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10 <sup>3</sup> , e desvio padrão entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiO <sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 90° -----	55
<b>Tabela 4.3:</b> Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10 <sup>3</sup> , e desvio padrão entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiO <sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 30° -----	57

## Siglas e Abreviaturas

**ASM** – *American Society of Materials*

**ASTM** – *American Society for Testing and Materials*

**EDS** – *Energy Dispersive Spectroscopy* (Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X)

**FFBAC** – Ferro Fundido Branco de Alto Cromo

**G.MAN** – Gerência de Manutenção (KBM)

**KBM** – Kinross Brasil Mineração S/A

**LAB** – Laboratório Mineral (KBM)

**LTAD** – Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste

**MEV** – Microscopia Eletrônica de Varredura

**NBR** – Norma Brasileira Regulamentar

**PIB** – Produto Interno Bruto

**SIG** – Serviço Informações Gerenciais (KBM)

**TB** – *Technical Bulletin*

**UFU** – Universidade Federal de Uberlândia



**PEREIRA, R. L., 2012, Efeitos da Adição de Nióbio no Desempenho de Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo Utilizados no Bombeamento de Polpa na Mineração**, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

### **Resumo**

Durante o processo de beneficiamento da pirita e arsenopirita, minérios do qual se extrai o Ouro, são necessários equipamentos para a cominuição, classificação, concentração, entre outros, de um minério contendo elevados teores de óxidos altamente abrasivos, 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 de peças. Como exemplo destes, citam-se: Ferramentas de penetração no solo, caçambas, barras 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 de bombas de polpa. Neste trabalho foram identificados os mecanismos de desgaste atuantes nestes componentes, com o objetivo de selecionar os ensaios de desgaste mais adequados para a seleção de materiais usados na fabricação de rotores e revestimentos de bombas de polpa. Foram avaliadas ligas ferrosas com diferentes teores de Cromo e Molibdênio no estado temperado e revenido a 200°C. São apresentados também, os resultados obtidos no desenvolvimento dos FFBAC contendo de 0,0 até 1,5% em peso de Nb. O comportamento foi analisado utilizando ensaios de laboratório feitos para reproduzir condições de campo. Foi utilizado um jato erosivo para avaliação do desgaste de componentes de bombas, utilizando areia Normal Brasileira (150  $\mu\text{m}$ ) a uma concentração 10% em peso, velocidade média das partículas de 14 m/s, e ângulo de impingência variável. Verificou-se que a taxa de desgaste é influenciada pelo teor de Nióbio. Para as condições tribológicas adotadas, a adição ótima de Nióbio foi de 0,5% em peso.

---

Palavras-Chave: Ferros fundidos brancos de alto Cromo, desgaste erosivo, mecanismos de desgaste, bombas de polpa.

**PEREIRA, R. L., 2012, Effects of Niobium Addition on Performance of White Cast Iron High Chromium Used in Slurry Pumping in Mining, M.Sc. Thesis, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG.**

### **Abstract**

During the pirite and arsenicpirite ore processing, a mixture containing mainly silicon oxide, other oxides and water is guided through different process as crushing, grinding and slurry 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, grinding and slurry pump parts. High Chromium white cast irons have being used in slurry pumps components. This work presents a set of different analysis, which were carried out to find, first of all, the underlying wear mechanisms and so an appropriate wear laboratory test. High Chromium white cast irons containing 15 wt. percent of Chromium, 2 wt. percent of Molybdenum and a range from 0,0 to 1,5 wt. percent of Niobium, where different microstructures were produced, as an attempt to reduce the erosive wear. The erosive wear rate was measured using SiO<sub>2</sub> as abrasive and compared with the wear rate of commonly used white cast iron for pulp pumps. Sand with an average grain diameter of 150 µm was selected as abrasive. In order to simulate the wear behavior of pump parts a erosive test were designed. A suspension of sand (10 % weight) was used and the impingement velocity was fixed at about 14 m/s and variable impingent angle. The wear mechanisms were analyzed. A reduction on the wear rate was observed on the white cast irons with a niobium percentage of 0,5 wt. percent.

---

Keywords: High Chromium white cast Iron, erosive wear, wear mechanisms, slurry pump.



# CAPÍTULO I

## 1. Introdução

Desde 1987, a Kinross Brasil Mineração S/A (KBM) extrai Ouro de sua lavra, localizada na cidade de Paracatu-MG, operando com o menor teor aurífero do mundo, cerca de 0,385 gramas por tonelada. Desta forma, é vital empregar esforços para reduzir os custos operacionais e aumentar a produtividade. Ao longo destes 24 anos de exploração, a empresa tem buscado uma melhoria contínua do processo extrativo. A empresa triplicou sua produção em 2011 e alcançou a produção de 16 toneladas de Ouro/ano com uma movimentação de 61 milhões de toneladas de minério/ano, se tornando uma das maiores mineradoras no Brasil e a maior produtora de Ouro deste país.

O beneficiamento do minério explorado pela KBM é realizado utilizando água. Para tal, o minério é cominuído através de britagem e moagem, classificado por hidrociclones e peneiras, concentrado por flotação e gravimetria e finalmente beneficiado em processos químicos e metalúrgicos.

O minério é caracterizado como filito carbonoso com *boudins* de quartzo, sendo sua constituição apresentada na Tab. 1.1.

Tabela 1.1 - Composição do minério explorado pela KBM, % em peso (Fonte: Relatório geológico da Kinross Brasil Mineração KBM MOP03 REV00, 2006).

Sericita	Quartzo	Minerais Opacos	Carbonato	Esfalerita	Clorita	Albita
62	30	6	2	Traços	Traços	Traços

Esses constituintes são detalhados a seguir:

**Sericita:** Cristais muito finos, com diâmetro médio de  $\pm 10 \mu\text{m}$ ; dispostos de forma a construir finas lâminas de espessura que variam entre  $20 \mu\text{m}$  e  $110 \mu\text{m}$ , alternando-se com lâminas de quartzo;

**Quartzo:** Ocorre sob diversas formas. Na forma de lâminas, ocorre como cristais alongados, de  $25 \mu\text{m}$  de espessura, como mostrado na Fig. 1.1. São também observados *microboudins* de quartzo, de diversos tamanhos;

**Minerais Opacos:** Dominados por arsenopirita, que ocorrem como agregados de cristais, em forma de lâminas, com tamanhos de  $200 \mu\text{m}$ . Da mesma forma, ocorrem cristais de  $1.100 \mu\text{m}$  a  $5.200 \mu\text{m}$ . Além de arsenopirita estão presentes pirita e hematita;

**Esfalerita:** Ocorre como minúsculos agregados disformes com tamanhos maiores que 10  $\mu\text{m}$ , de coloração avermelhada;

**Carbonato:** Pequenos agregados disformes (100  $\mu\text{m}$ ), que ocorrem ocupando os interstícios dos cristais de quartzo;

**Clorita:** Agregados vermiformes de tamanho 2 mm;

**Albita:** Raros cristais de tamanho 40  $\mu\text{m}$ ;

Em função das elevadas durezas desses óxidos conforme Tab. 1.2, a KBM tem um consumo anual bastante expressivo em componentes das bombas de polpa durante o beneficiamento do minério.

Tabela 1.2 - Composição do minério extraído pela KBM em Paracatu-MG e as durezas encontradas na literatura técnica para esses óxidos. (Fonte: Relatório geológico da Kinross Brasil Mineração KBM MOP03 REV00, 2006).

Parâmetro	Quartzo $\text{SiO}_2$	Sericita $\text{KAl}_2(\text{OH})_2(\text{AlSi}_3\text{O}_{10})$	Arsenopirita $(\text{As,Fe})\text{S}$	Pirita $\text{FeS}$	Hematita $\text{Fe}_2\text{O}_3$	Carbonato $\text{CaCO}_3$
% em peso	30	62	5	0,5	0,2	2
HV0,1*	800 - 1.100	500 - 700	750 - 900	850 - 950	818 - 1.097	600 - 750

\*(Uetz, 1986).

A relação entre a dureza das partículas duras, composto de 30 % de quartzo ( $800 < \text{HV} < 1100$ ) e a superfície de desgaste das peças ( $550 < \text{HV} < 650$ ), conforme Tab. 1.2, é relativamente alta (entre 1,5 e 1,7). Além disso, o minério (Fig.1.1) apresenta geometria que favorece o riscamento do material.



a)



b)

Figura 1.1 - Micrografia mostrando fases do minério beneficiado. a) Setas indicando contornos de fases; b) Fases do minério (Fonte: Relatório geológico da Kinross Brasil Mineração KBM MOP03 REV00, 2006).

Os ferros fundidos brancos de alto Cromo são comumente utilizados na fabricação dos componentes das bombas de polpa. A elevada resistência ao desgaste erosivo desses ferros fundidos é devida à presença de carbonetos ricos em Cromo do tipo  $M_7C_3$  embutidos em uma matriz composta normalmente de martensita e austenita retida (Maratray e Poulalion, 1982).

A Figura 1.2 apresenta um rotor de uma bomba 14" x 12", desgastado durante o bombeamento de polpa. Este rotor foi totalmente degradado após apenas 80 dias de utilização.

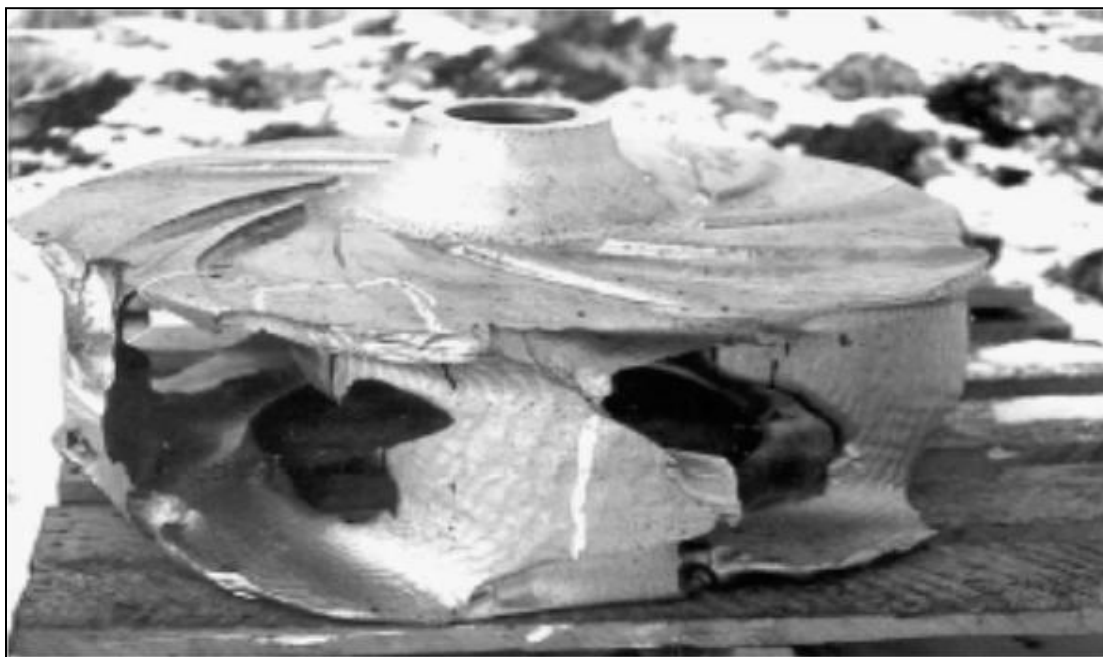


Figura 1.2 - Rotor confeccionado em ferro fundido branco de alto Cromo desgastado após 80 dias de uso.

Esses componentes produzidos em ferro fundido branco de alto Cromo têm sido utilizados na KBM nas bombas de polpa, onde representam 8,6 % do valor global dos custos de manutenção/ano (Fig. 1.3).

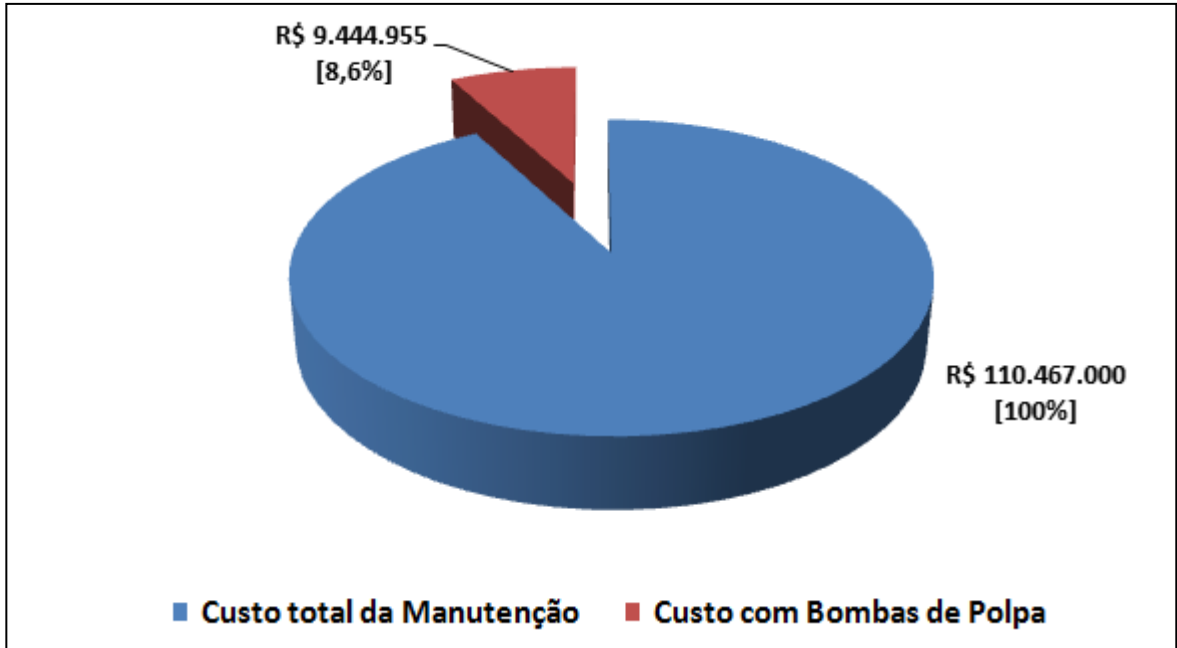


Figura 1.3 - Representatividade de custo das bombas de polpa no custo total da manutenção no ano 2011 (Fonte: Relatório custo da manutenção JDE KBM, 2011).

Além deste custo direto, somam-se ainda os custos fixos, indiretos e marginais, tais como a perda do lucro esperado pela interrupção do processo produtivo, estimados em aproximadamente R\$1,8 milhões por ano. Desta forma, os gastos são bem maiores que os já mencionados acima. Estatísticas realizadas em países desenvolvidos indicam uma perda de 5% no PIB (Produto Interno Bruto) através do desgaste (Czichos, 1992).

Em função de constante alta no preço de fornecimento de componentes para as bombas de polpa, tais como voluta, tampas de sucção, recalque e rotores, a KBM desenvolve fornecedores diversos, porém o custo por tonelada em bombeamento tem crescido continuamente nos últimos anos (Fig. 1.4). Torna-se necessário buscar alternativas para melhoria contínua do processo produtivo. Assim, justificam-se investimentos na redução de custos de reposição de componentes fundidos em bombas de polpa.

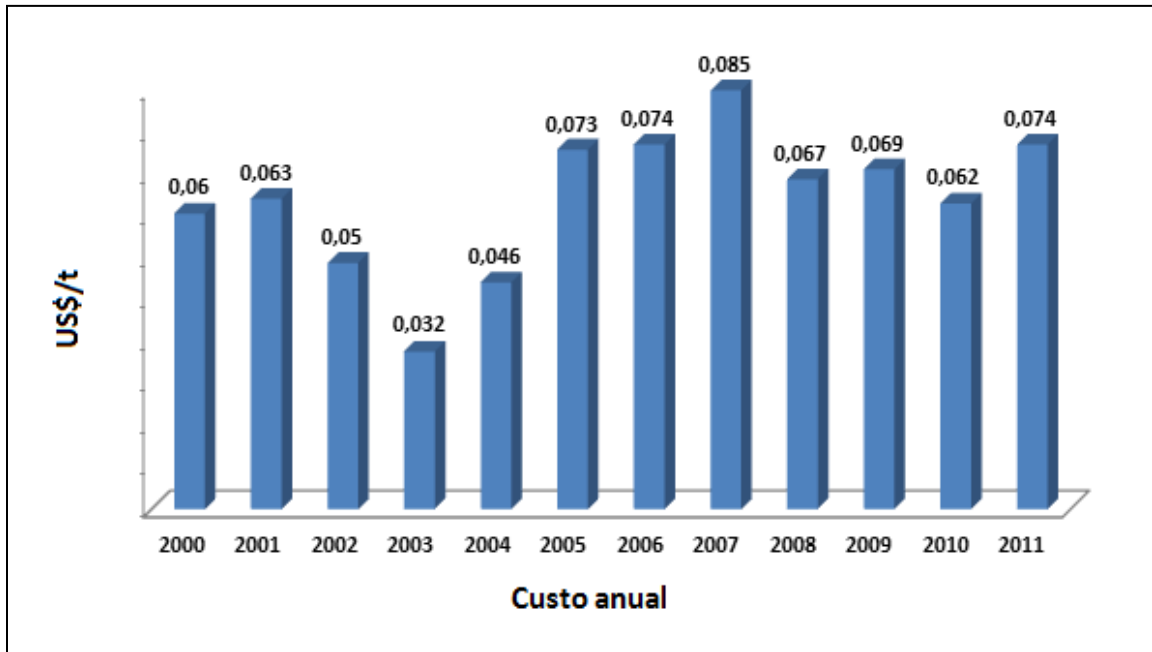


Figura 1.4 - Custo específico por tonelada de minério beneficiado gasto em componentes para bombas de polpa (Fonte: Relatório de custos da manutenção JDE KBM, 2011).

O mundo cada vez mais competitivo exige que as empresas e profissionais sejam criativos e inovadores, especialmente neste momento da história, marcado por fortes pressões financeiras. Assim, as empresas precisam ser versáteis, flexíveis, abertas às novidades e terem acima de tudo, profissionais que sejam capazes de se antecipar aos fatos e aos acontecimentos de mercado, ou seja, precisam ter capacidade visionária e buscar a excelência em tudo que fazem. A interação entre universidade e empresa, através da busca por conhecimento e tecnologia, é um dos meios para se obter esta excelência.

Em função do potencial de redução dos custos nesta área de bombeamento de polpa, tornam-se necessários estudos específicos, desenvolvendo soluções para este tribosistema. Um deles está associado ao tipo de material utilizado nos componentes dessas bombas.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar o desempenho de diferentes ferros fundidos brancos com relação ao desgaste erosivo, tendo em vista uma redução significativa de custos no bombeamento de polpa na mineração.

O desenvolvimento destas ligas é mais rápido e econômico em laboratório quando comparados aos testes de campo (Zum Gahr, 1986). Só para exemplificar, os testes de campo podem durar cerca de seis meses desde a aquisição até a retirada das peças desgastadas, além dos altos custos envolvidos na aquisição das peças.

Esta dissertação está subdividida em capítulos. No capítulo 2 é feita uma revisão bibliográfica, com apresentação de conhecimentos teóricos necessários ao bom entendimento e discussão deste trabalho. Nesta revisão são abordados basicamente três assuntos, desgaste erosivo, bombas de polpa e ferros fundidos branco de alto Cromo. No capítulo 3 são descritos os procedimentos experimentais dos testes realizados e os equipamentos utilizados nos ensaios. Na sequência, no capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados. Finalizando, no capítulo 5 são apresentadas as conclusões obtidas no presente trabalho. Por fim, apresentam-se no capítulo 6 as sugestões de trabalhos futuros e no capítulo 7 as referências bibliográficas utilizadas.

## CAPÍTULO II

### 2. Revisão Bibliográfica

#### 2.1. Desgaste Erosivo

Os primeiros estudos sobre desgaste erosivo começaram em 1946, Wahl e Hartstein publicaram a primeira pesquisa sistemática de erosão (Sarkar, 1980).

O desgaste erosivo é definido como um processo de remoção de material de uma superfície sujeita ao ataque impingente por corpos líquidos e/ou sólidos. A velocidade desses corpos líquidos e/ou sólidos contra uma superfície técnica é relativamente elevada (Finnie, 1995).

O desgaste erosivo é caracterizado como um sistema aberto e de forma geral é um fenômeno complexo, onde a alteração de um ou mais parâmetros durante a operação pode resultar em fortes alterações nos mecanismos de desgaste. Associado à abrasão e/ou a outros mecanismos, pode se tornar um processo complexo e, frequentemente, ocorre maior perda de massa do que estes mecanismos somados em separado (Zum Gahr, 1987).

Durante o desgaste erosivo, várias forças de diferentes origens, podem atuar na partícula em contato com a superfície sólida. Isto é mostrado na Fig. 2.1. Partículas vizinhas podem exercer forças de contato, e o fluxo do fluido pode exercer força de arraste. Em algumas aplicações a gravidade pode ser relevante. Entretanto, a força dominante sobre a partícula erosiva, vem de sua velocidade de impacto inicial. A extensão do desgaste depende além do número e massa individual das partículas contra a superfície, depende de sua velocidade de impacto (Hutchings, 1987).



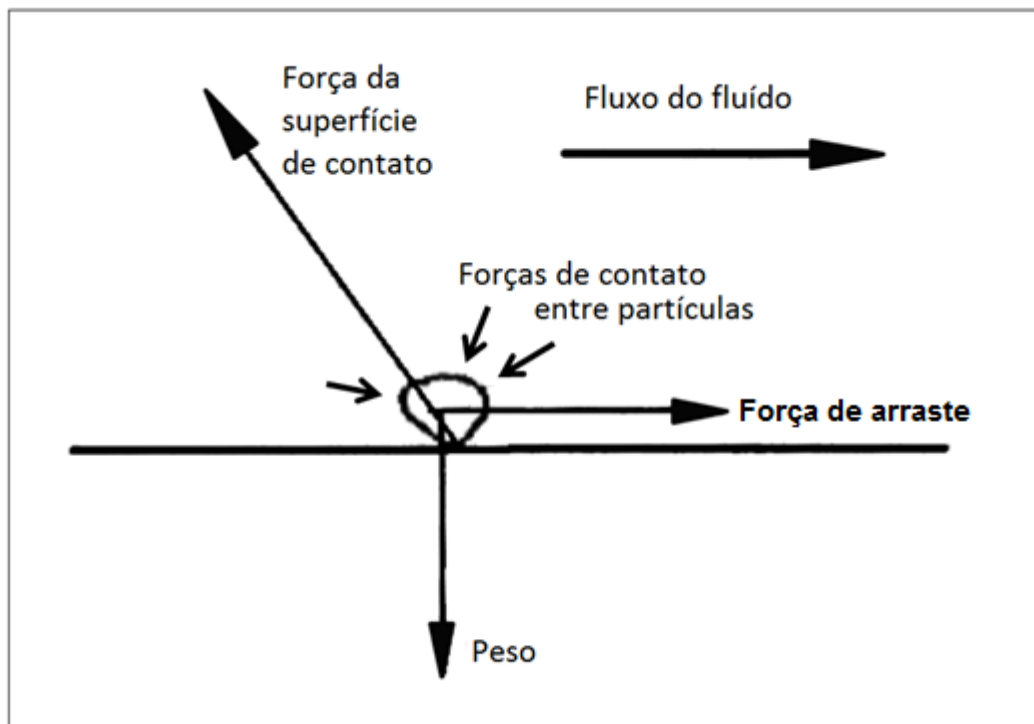


Figura 2.1 - Diagrama indicando as forças que podem atuar na partícula em contato com a superfície sólida (Hutchings, 1987).

Com relação aos mecanismos de desgaste erosivo, durante anos estes foram focados nos materiais dúcteis. Porém existe uma drástica diferença na taxa de desgaste erosivo entre materiais dúcteis e frágeis em função de seu ângulo de impingência (Ritter, 1992).

Materiais considerados frágeis, como cerâmicos, vidros e alguns polímeros, frequentemente quando submetidos ao desgaste erosivo por partículas muito pequenas, podem mostrar comportamento dúctil, com material sendo removido somente por deformação plástica e a máxima erosão acontecendo em ângulos pequenos (Fig. 2.2). Fraturas no material somente ocorrem quando o tamanho da indentação produzido por cada partícula excede certa dimensão. O tamanho da indentação é determinado pelo tamanho da partícula e condições de impacto. Reduzindo o tamanho da partícula e/ou a velocidade de impacto, é possível que o evento seja de natureza plástica e o material se comporta como dúctil (Hutchings, 1992).

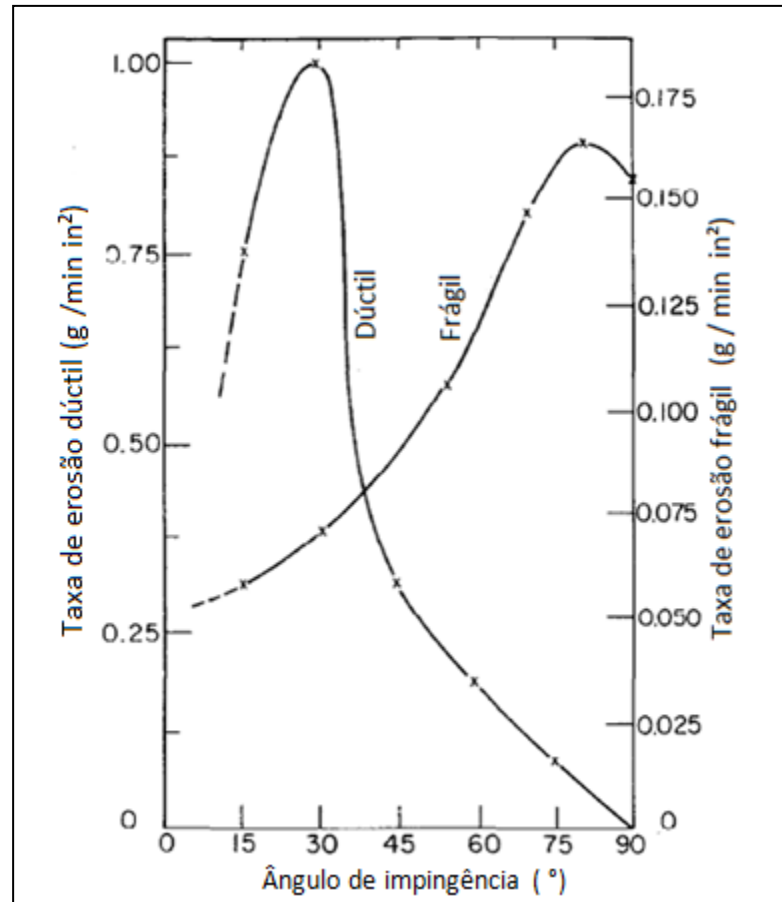


Figura 2.2 - Taxa de desgaste erosivo em esmalte dental apresentando comportamento frágil (partículas de SiC 60  $\mu\text{m}$  a 137 m/s) e em comportamento dúctil (partículas de SiC 9  $\mu\text{m}$  a 244 m/s) (Finnie, 1995).

Esta transição no comportamento erosivo, de um material nominalmente frágil para um comportamento dúctil é observada em função da redução tamanho da partícula erosiva. Isto possui uma importância enorme, pois significa um aumento drástico nas taxas de desgaste erosivo (Hutchings, 1992).

O desgaste erosivo pode ser dividido entre diferentes micromecanismos de desgaste, Fig. 2.3 (Zum Gahr, 1987):

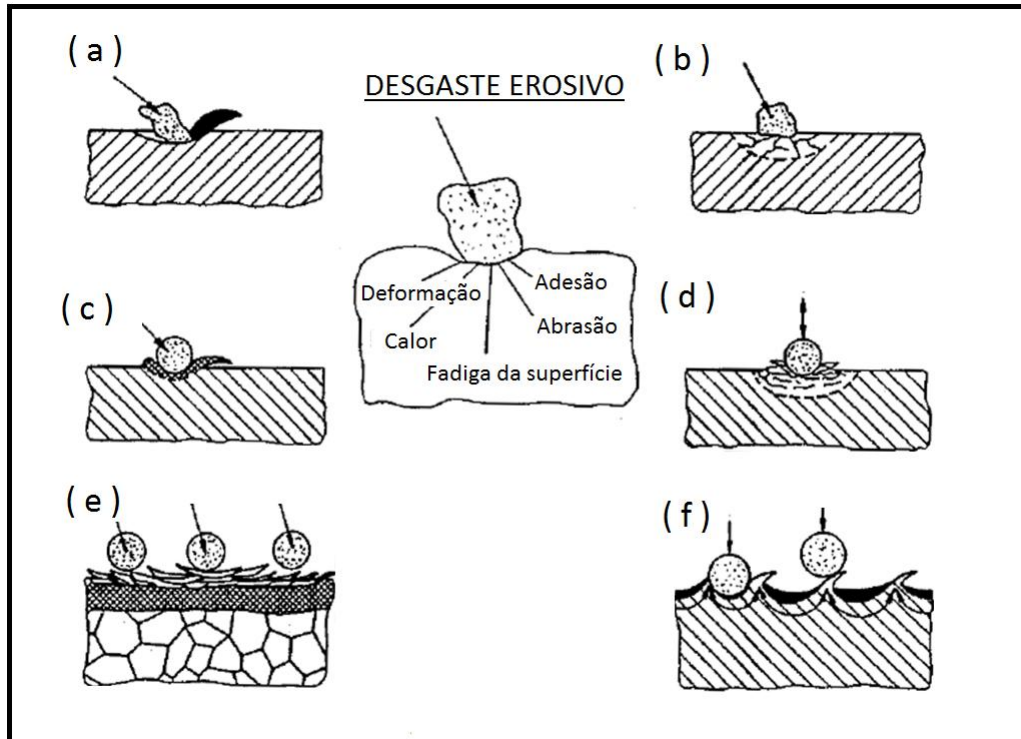


Figura 2.3 - Classificação dos micromecanismos de desgaste erosivo (Zum Gahr, 1987):

a) Microcorte e microsulcamento; b) Microtrincamento; c) Extrusão de material nas bordas das crateras; d) Microtrincamento após repetido impacto; e) Formação de fragmentos por extrusão e forjamento; f) Formação de fragmentos secundários por extrusão.

Alguns dos principais processos de desgaste erosivo se dão por simples ou múltiplos impactos de partículas. A impigência de partículas pode remover material por microsulcamento e/ou microcorte (Fig. 2.3-a), especialmente quando o ângulo de incidência entre as partículas e a superfície ocorre com pequenos ângulos, menores que  $40^\circ$  (Zum Gahr, K. H., 1987).

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 delaminações que acabam por resultar na deformação de microfragmentos de desgaste.

Com o aumento da força atuante na partícula, ou angulosidade da mesma, ou ainda dureza do material, o microcorte aumenta sua participação no processo erosivo.

Microcorte e microsulcamento são mecanismos dominantes em materiais mais dúcteis (Sedricks e Mulhearn, 1964).

O microtrincamento, por sua vez, (Fig. 2.3-b) é dominante em materiais frágeis, sendo fortemente influenciado pelo ângulo de incidência, tamanho da partícula, velocidade da partícula e/ou aumento da fragilidade do material (Uetz, 1980).

O material nas bordas das crateras é produzido pelo impacto oblíquo das partículas e é desprendido por extrusão em lâminas (Fig. 2.3-c).

Os repetidos ciclos de carga por múltiplos impactos de partículas promovem a formação de trincas por fadiga na superfície, sendo o material eliminado por desprendimento de lascas ou microlascamento (Fig. 2.3-d).

A formação e remoção de finas camadas de material na superfície são favorecidas por múltiplos impactos das partículas com ângulos de incidência próximos de  $90^\circ$  (Fig. 2.3-e e Fig. 2.3-f).

Segundo Finie (1995), os principais fatores que influenciam o desgaste erosivo são:

- Condições do fluido: Ângulo de impingência da partícula, velocidade da partícula, concentração de partículas, natureza do fluido e temperatura;
- Propriedades da partícula: Tamanho, forma, dureza, tenacidade à fratura, angulosidade da partícula;
- Propriedades da superfície: Temperatura, dureza, tenacidade à fratura, tensão residual, forma e microestrutura.

Alguns destes principais fatores, tais como ângulo de impingência, velocidade da partícula, tamanho da partícula e propriedades da superfície interferem diretamente nos mecanismos de desgaste erosivo e serão discutidos a seguir.

## Ângulo de impingência

O microlascamento pode ocorrer em função de um maior ângulo de incidência, maior velocidade da partícula e/ou aumento da fragilidade ou redução da ductilidade da superfície do material. A taxa de erosão é substancialmente mais sensível ao tamanho da partícula em materiais frágeis que em materiais dúcteis (Uetz, Khosrawi, 1980; Kleis, 1984).

A taxa de desgaste erosivo é apresentada na Fig. 2.4, para diversos materiais, em função do ângulo de impingência. Materiais dúcteis exibem sua máxima taxa de desgaste erosivo com ângulos de impingência em torno de  $30^\circ$ . Materiais frágeis, cerâmicos e aços endurecidos, mostram aumento da taxa de desgaste erosivo com o aumento do ângulo de impingência. A taxa de desgaste erosivo decresce continuamente com o aumento do ângulo de impingência para materiais com elevada elasticidade, como a borracha (Rao e Buckley, 1983).

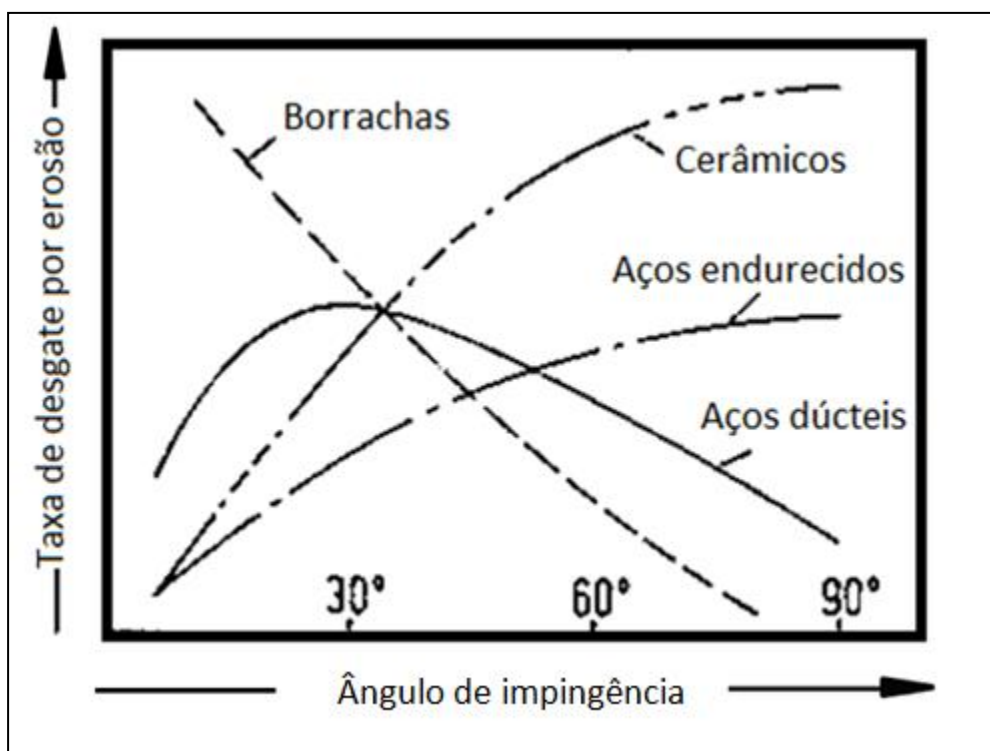


Figura 2.4 - Taxa de desgaste erosivo em função do ângulo de impingência, para diferentes materiais: Aços dúcteis, materiais cerâmicos, aços endurecidos e borracha (Rao e Buckley, 1983).

### Velocidade da partícula

A perda de massa devida à erosão foi reportada ser proporcional ao quadrado da velocidade em caso de materiais dúcteis (Finnie, 1978). Para materiais frágeis, a perda de massa foi reportada ser proporcional ao expoente 6, a exemplo materiais cerâmicos (Ruff e Wiederhorn, 1979).

A Figura 2.5 mostra que a taxa de desgaste é relacionada com a velocidade de impacto, onde  $q$  é a taxa de desgaste e  $v$  a velocidade de impacto. A superfície erodida foi de aço médio teor de carbono e as partículas impingentes foram de óxido de silício padronizado, neste caso  $n$  foi igual a 2,9. Quando a partícula sólida foi substituída por partículas finas de diamante com  $n$  igual a 2,3.

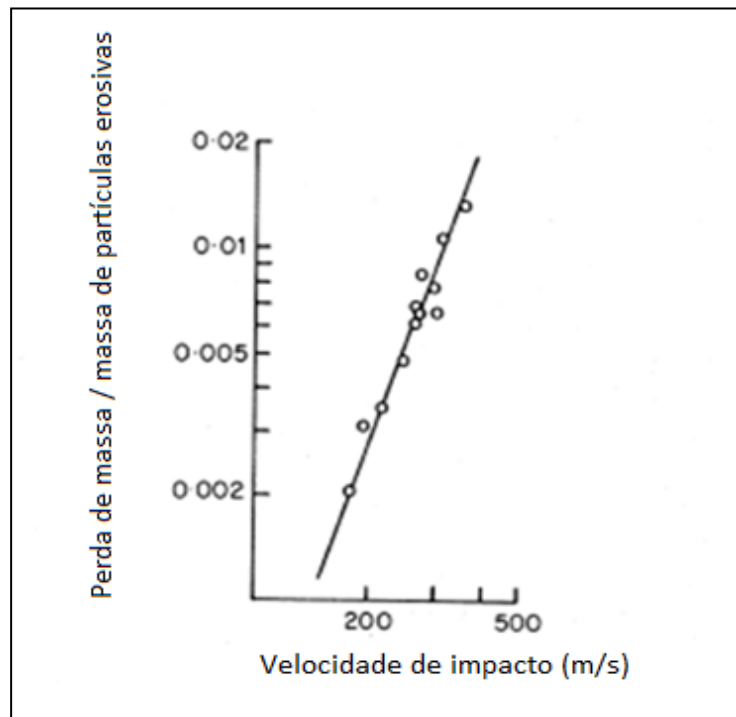


Figura 2.5 - Gráfico de relação entre a taxa de desgaste e a velocidade de impacto. Aço médio teor de carbono impingência por SiO<sub>2</sub> (Hutchings, Winter e Field, 1976).

Experimentos indicam que a taxa de desgaste erosivo pode ser generalizada na fórmula:

$$q = kv^n \quad (2.1)$$

Onde  $k$  e  $n$  são constantes (Hutchings, 1976).

## Partículas erosivas

A taxa de erosão foi observada ser substancialmente mais sensível ao tamanho partículas em materiais frágeis do que dúcteis (Uetz, 1980).

A Figura 2.6 mostra a influência do tamanho das partículas na taxa de desgaste erosivo em aço de médio teor de carbono impingido por SiO<sub>2</sub>.

Conforme apresentado na equação (2.1), a constante  $n$  depende primeiramente do tamanho da partícula. Experimentos mostram que com partículas de quartzo,  $n$  é igual a 2,0 para um tamanho de partícula de 25  $\mu\text{m}$ , mas aumenta seu valor para 2,3 quando o tamanho da partícula for de 125  $\mu\text{m}$  (Hutchings, 1976).

A Figura 2.6 indica que partículas muito pequenas, abaixo do tamanho  $D_0$ , a taxa de erosão é mínima. Porém para partículas acima de 150  $\mu\text{m}$ , o desgaste erosivo é constante e não mais influenciado pelo tamanho das partículas (Tilly, 1973). Esse comportamento é conhecido como efeito de escala ou *size effect* (Finnie, 1995). Observa-se ainda um comportamento linear entre desgaste erosivo e tamanho médio da partícula entre  $D_0$  e 75  $\mu\text{m}$ .

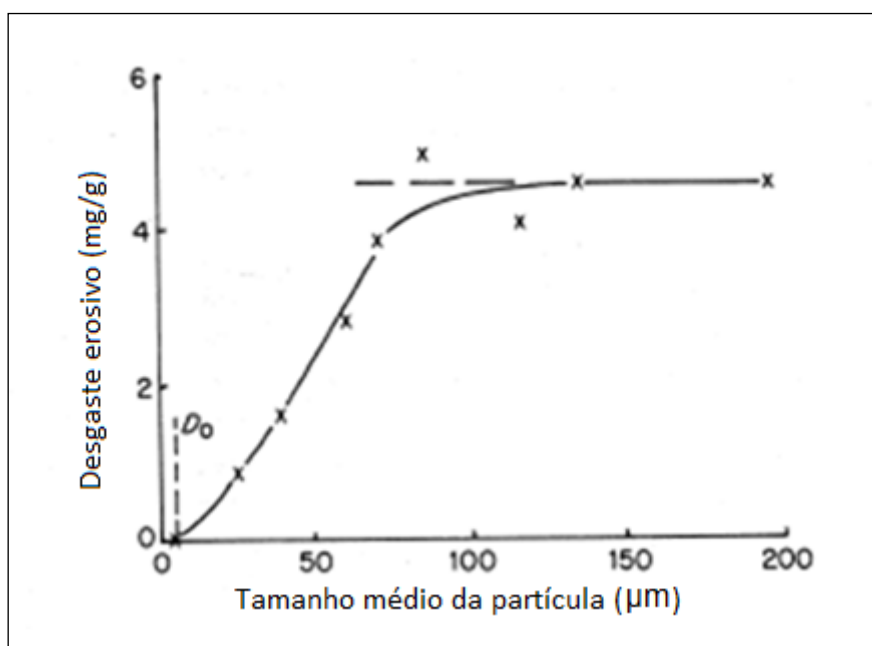


Figura 2.6 - Influência do tamanho da partícula na taxa de erosão. Aço médio teor de carbono, impingência por SiO<sub>2</sub> (Tilly, 1973).

Aumentando o tamanho da partícula significa acentuar a energia de impacto. Portanto materiais frágeis com tendência a lascamento são mais sensíveis que materiais dúcteis ao tamanho das partículas (Tilly, 1973).

A influência da dureza das partículas erosivas e do ângulo de impingência na taxa desgaste erosivo correspondente à superfície de material dúctil e frágil é apresentada na Fig. 2.7.

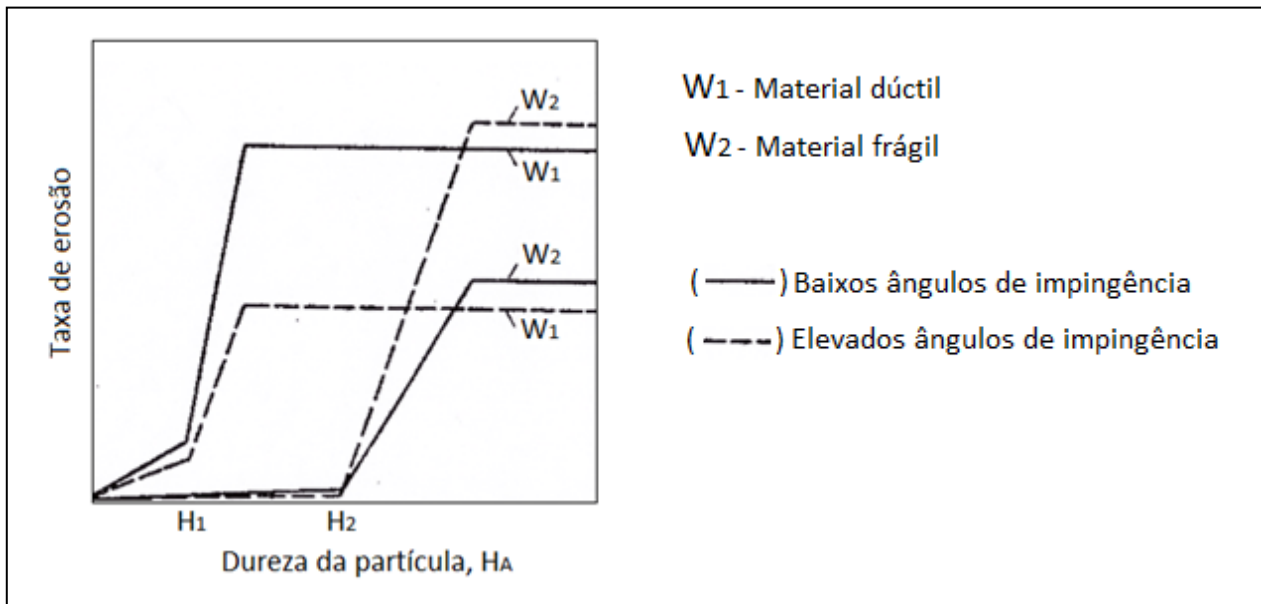


Figura 2.7 - Taxa de desgaste erosivo em função da dureza das partículas abrasivas e ângulos de impingência sobre superfície dúctil e frágil (Uetz, 1986).



## Propriedades da superfície

A microestrutura dos materiais erodidos influencia diretamente na resistência ao desgaste destes materiais (Zum Gahr, 1987).

A segunda fase, como os carbonetos, desde que bem fixados à matriz, pode minimizar a erosão por partículas de menor dureza que os mesmos (Aptekar, Kosel, 1985).

A Figura 2.8, mostra a taxa de desgaste erosivo para o aço AISI 52100 com diferentes microestruturas.

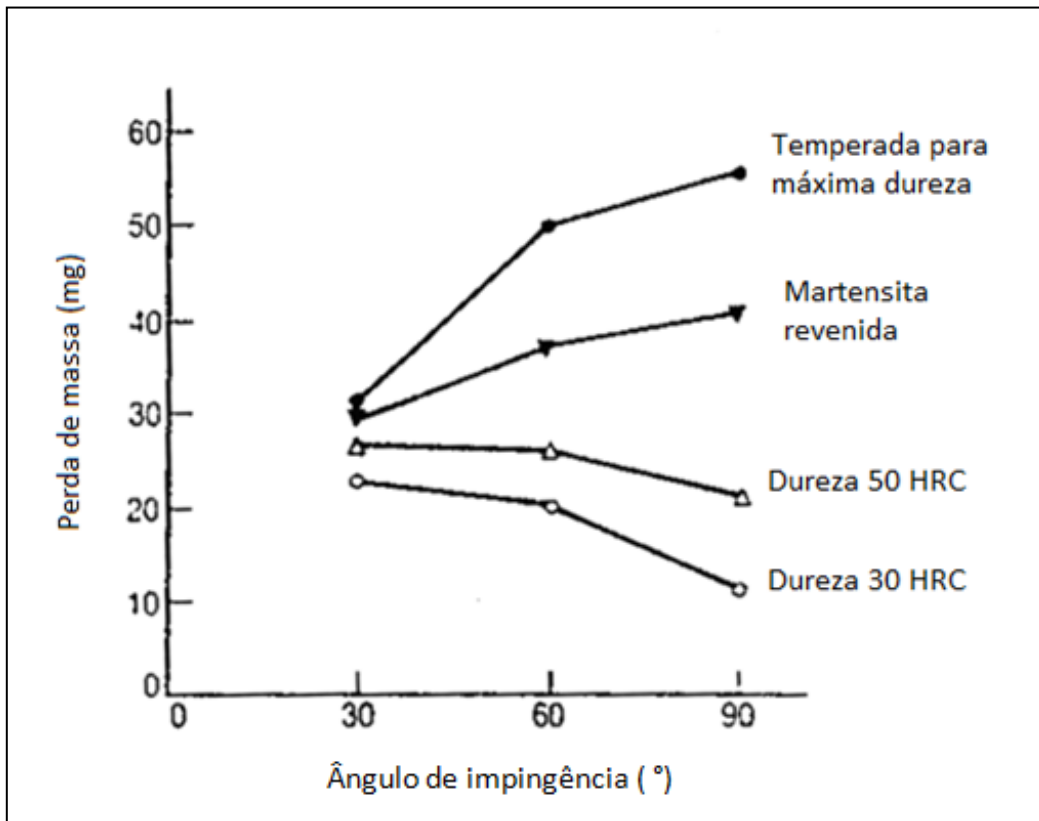


Figura 2.8 - Taxa de desgaste erosivo para amostras do aço AISI 52100 (1,0%C, 1,5%Cr) com diferentes microestruturas em função do ângulo de impingência. Partículas de SiC a 153 m/s (Gulden, 1979).

## 2.2. Bombas de Polpa

A mistura de minério e água é denominada polpa. No minério retirado da natureza são adicionadas quantidades substanciais de água, formando uma mistura, polpa, em que as partículas sólidas estão em suspensão em água.

A água facilita o transporte do minério, impede a geração de poeira e facilita a deposição em barragens. A quantidade de água é quantificada pelo percentual de sólidos em peso, que significa o peso da massa de sólidos em referência ao peso de sólidos acrescido de água.

O transporte da polpa em usinas de tratamento de minérios é feito preferencialmente por gravidade e por bombeamento. No caso do bombeamento, utilizam-se bombas específicas denominadas bombas de polpa. Estas se diferenciam das bombas de água amplamente conhecidas devido:

- O rotor tem número menor de aletas e curvas menos acentuadas;
- Os materiais utilizados na fabricação são altamente resistentes ao desgaste;
- A carcaça é bipartida, de modo a permitir o desentupimento, a limpeza, manutenção, troca de rotor ou outros componentes com rapidez e facilidade. Isto traz como desvantagem a limitação de pressão em função da resistência dos parafusos que fecham a carcaça;
- As relações diâmetro do rotor / largura da carcaça são limitadas, pois rotores grandes implicam em velocidades periféricas muito altas e, conseqüentemente, em elevado desgaste do rotor.

Em conseqüência dos fatores acima citados, a eficiência das bombas de polpa é muito menor que a das bombas de água de dimensões semelhantes, bem como a pressão alcançada é sempre mais baixa.

As bombas de polpa, geralmente trabalham afogadas. Contudo, deve-se considerar a possibilidade de ocorrência do fenômeno da cavitação. Mesmo estando a bomba afogada pode ocorrer cavitação, dependendo do nível de polpa no reservatório do montante.

A Figura 2.9 mostra a montagem típica de uma bomba de polpa em uma usina de tratamento de minério.

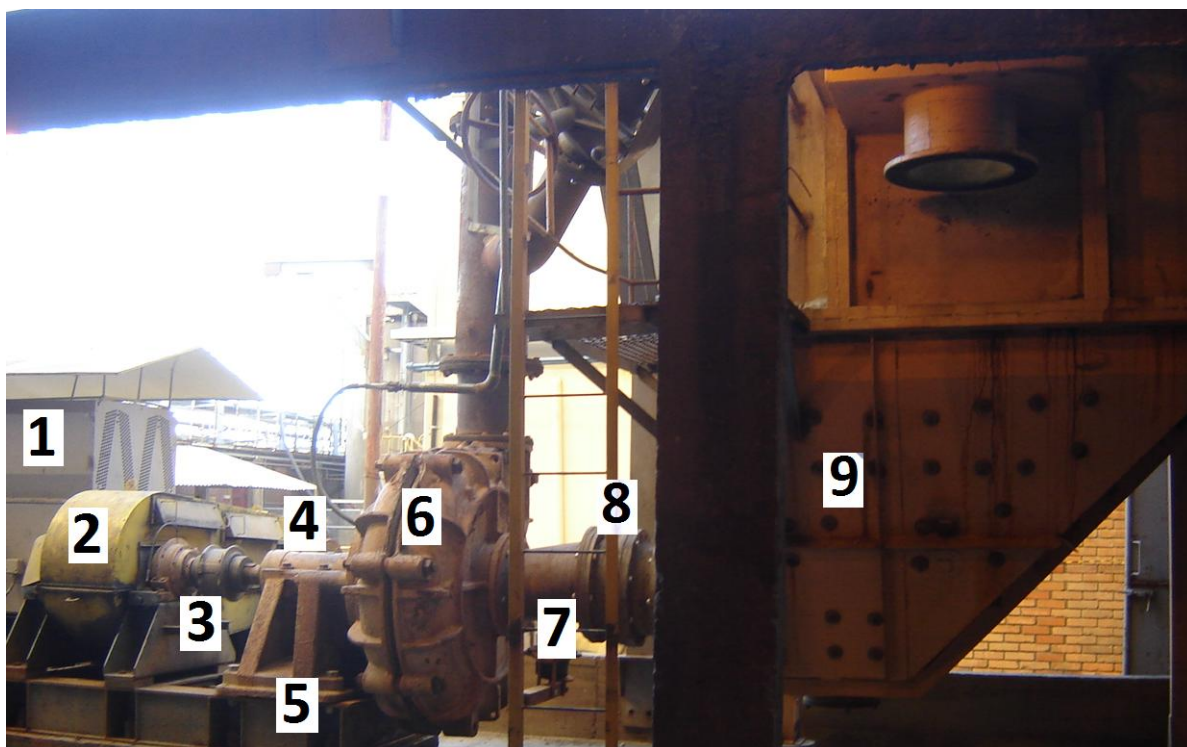


Figura 2.9 - Instalação de bombeamento de polpa na KBM.

- 1) Motor elétrico: Sempre elevado em relação ao piso, para se evitar respingos e transbordos de polpa.
- 2) Polias e correias: Em caso de travamentos, não sobrecarrega o motor elétrico. Para a escolha da rotação adequada utiliza-se da variação dos diâmetros de polia.
- 3) Acoplamentos: Transmite a potência do motor, elimina desalinhamentos e é fusível em caso de travamentos.
- 4) Cartucho: Mancal de sustentação da bomba constituído de rolamentos.
- 5) Pedestal: Suporte estrutural para o cartucho e bomba.
- 6) Bomba de polpa.
- 7) Carretel sucção excêntrico: Evita a cavitação.
- 8) Junta expansiva: Elimina vibrações.
- 9) Caixa de descarga: Mantém nível mínimo de polpa na bomba.

Na Figura 2.10 é mostrada uma bomba de polpa em vista explodida, identificando os componentes utilizados em sua montagem.

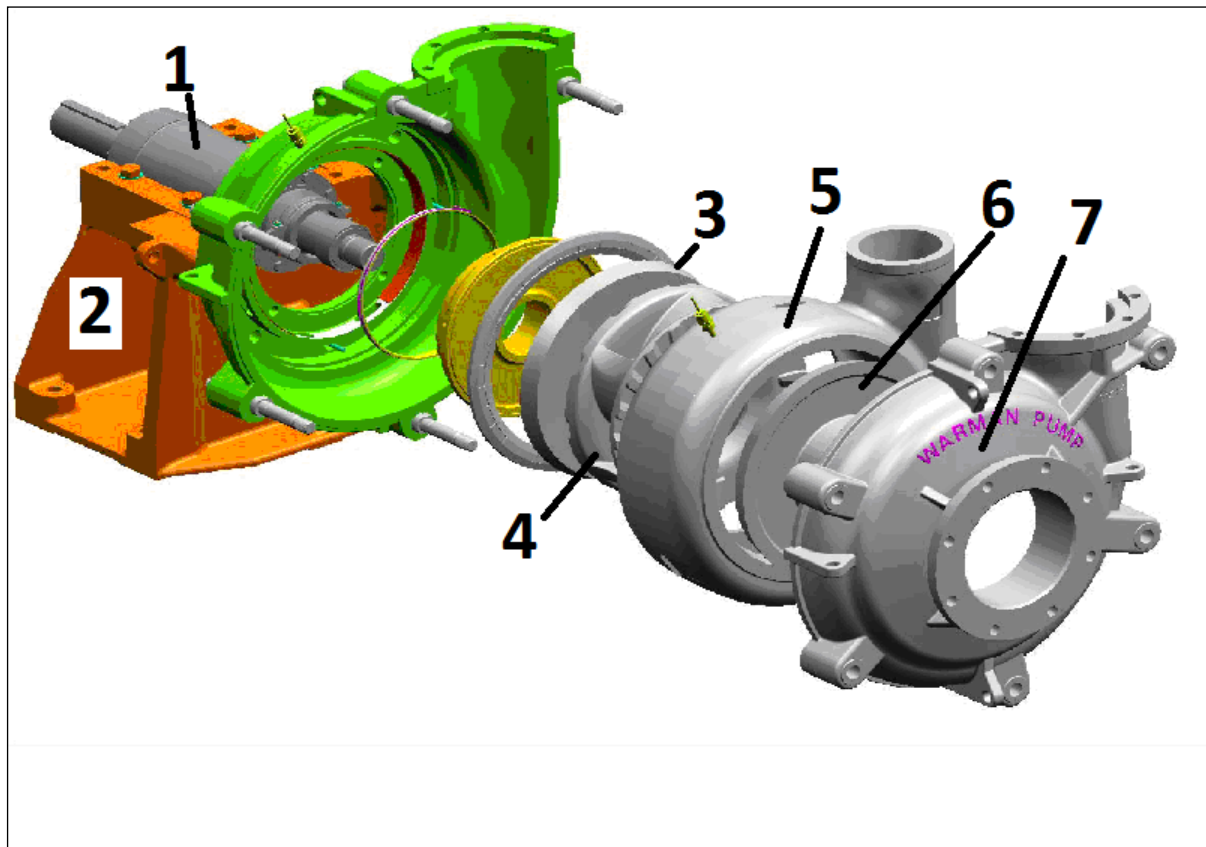


Figura 2.10 - Vista explodida de uma bomba de polpa típica (Warman, 1991).

Descrição:

1. Cartucho
2. Pedestal
3. Tampa lado acionamento
4. Rotor
5. Voluta
6. Tampa lado sucção
7. Carcaça

Os itens 3, 4, 5 e 6 são itens de desgaste, geralmente fabricados em ferro fundido branco alto cromo, onde a vida útil varia conforme as condições operacionais de cada conjunto.

### 2.3. Desgaste Erosivo em Bombas de Polpa

O desgaste erosivo acontece em bombas de polpa quando partículas sólidas contidas em um fluxo impactam sobre a superfície destas causando remoção de material, conforme Fig. 2.11. Este desgaste ocorre pela força do impacto no contato das partículas sólidas com as superfícies da bomba, e esta força, depende principalmente do ângulo de impacto, velocidade da partícula, massa e forma da mesma (Llewellyn, 2004).



Figura 2.11 - Tampa de sucção de um conjunto de revestimento desgastado da KBM, após 70 dias de uso no bombeamento de polpa.

No bombeamento de polpa, partículas maiores que 500  $\mu\text{m}$ , removem material pela combinação entre corte e sulcamento, em macro escala. Partículas menores (100  $\mu\text{m}$  a 500  $\mu\text{m}$ ), geralmente não têm energia de impacto para tal, porém causam microlascamento em carbonetos individualmente e desgastam a matriz, mas geralmente não causam microcorte nos carbonetos duros (Warman, 1991).

Partículas muito pequenas (menores que 100  $\mu\text{m}$ ) geralmente não possuem energia suficiente para causar desgaste significativo nos carbonetos duros. Estas partículas removem material da matriz, deixando os carbonetos expostos e susceptíveis ao impacto de partículas maiores (Warman, 1991).

Para bombas de polpa, o ângulo de impingência entre as partículas e as paredes da bomba é fator relevante para o modelo deste desgaste erosivo. Este varia entre  $0^\circ$  e  $90^\circ$ . Em um fluido denso como polpa, identificaram-se três modelos de impingência no fluxo modal: Direcional, randômica e deslizamento (Warman, 1991), conforme apresentado na Fig. 2.12.

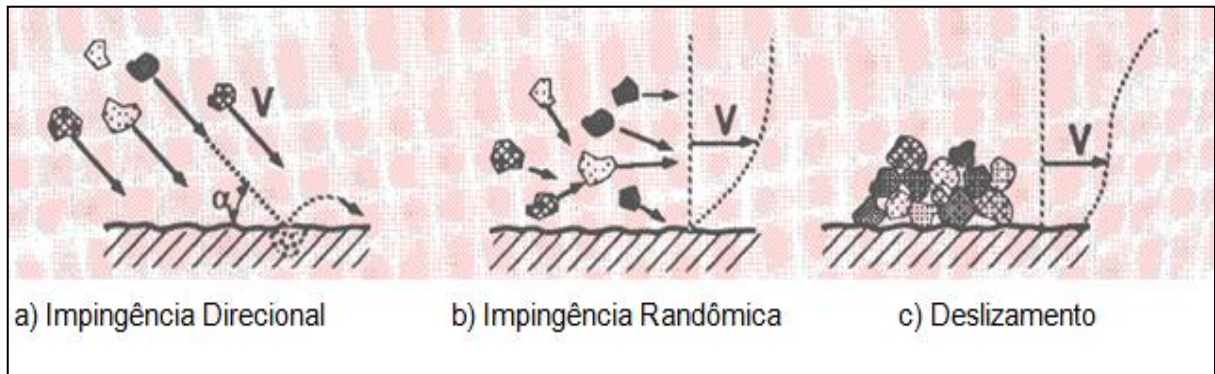


Figura 2.12 - Modelo de impingência, onde  $v$  representa a velocidade da partícula (Warman, 1991).

Em certos pontos da voluta e rotor predominam a impingência direcional, sendo esta a mais severa, causando desgaste localizado em parte dos componentes, conforme Tab. 2.1.

Nas bombas de polpa de ferro fundido branco de alto Cromo (FFBAC), as maiores taxas de desgaste ocorrem em ângulos de impingência entre  $15^\circ$  e  $90^\circ$ . Para ângulos menores que  $10^\circ$ , a taxa de desgaste erosivo não é expressiva (Warman, 1992).

Geralmente todo o conjunto (rotor, tampas e voluta) é removido, mesmo apresentando desgastes individuais em diferentes estágios. Isto se torna necessário em função de evitar diversas paradas da bomba, alcançando maior disponibilidade, confiabilidade e produção da mesma.



Tabela 2.1 - Influência do ângulo de impingência nas diversas partes e pontos das bombas de polpa. (Warman, 1991).

Localização	Modo de Impingência		
	Direcional	Randômico	Deslizamento
Tampas			■
Rotor (nariz)	■		
Rotor (laterais)	■		
Rotor (pás, lado pressão)			■
Rotor (pás, lado sucção)		■	
Voluta (carcaça)			■
Voluta (pescoço)		■	

As partículas que impactam diretamente sobre uma superfície podem gerar uma pressão de contato específica muito alta. Partículas com formas geométricas cortantes desgastam mais rápido a superfície em função de uma menor área de contato e conseqüentemente maior pressão. Na Figura 2.13 é observado o desgaste erosivo em bombas de polpa por corte e sulcamento (Warman, 1992).

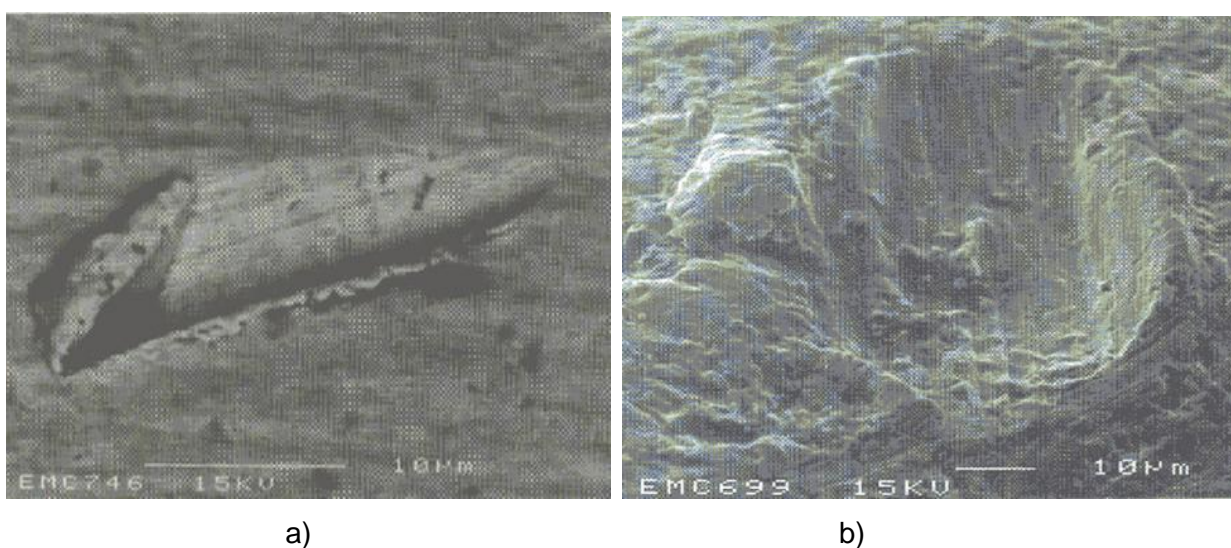


Figura 2.13 - Desgaste erosivo em bombas de polpa. a) Corte; b) Sulcamento. (Warman, 1992).

### 2.3. Ferros Fundidos Branco de Alto Cromo

Os ferros fundidos branco de alto Cromo, FFBAC, são basicamente ligas de Fe-Cr-C com Carbono variando de 1,5% a 4,0% e o Cromo entre 11% e 30%. Estas contêm 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).

O Cromo em teores de 1,0% a 4,0% aumenta a dureza e a resistência ao desgaste, porque estabiliza a cementita e impede a formação de grafita. Em teores de 12% a 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).

Os FFBAC são comumente utilizados na fabricação dos componentes das bombas de polpa. A elevada resistência ao desgaste erosivo desses ferros fundidos é devido à presença de carbonetos ricos em Cromo do tipo  $M_7C_3$  embutidos em uma matriz composta normalmente de martensita e austenita retida. A matriz tem como função básica dar suporte mecânico aos carbonetos, que são os responsáveis diretos pela redução da taxa de desgaste (Llewellyn, 2004).

A constituição dessa matriz pode ser amplamente alterada através de tratamentos térmicos. Esses tratamentos consistem da desestabilização da austenita, seguido de um resfriamento ao ar, que propicia a formação de uma matriz contendo martensita, austenita retida e carbonetos do tipo  $M_3C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{26}C_6$  (Maratray, 1991).

O desempenho de peças fabricadas com ferro fundido branco de alto Cromo está também fortemente ligado à constituição da matriz. A alteração do seu estado através do tratamento térmico pode levar a uma significativa modificação nas propriedades tribológicas da liga (Turenne, 1989). Portanto, as melhores combinações de teores de austenita retida, fração volumétrica de carbonetos e composição devem ser determinados para cada tribosistema.

Um aumento maior na resistência ao desgaste dos ferros fundidos pode ser obtido com a introdução de outros elementos de ligas além do Cromo, que levam à formação de carbonetos de Nióbio, Tungstênio e/ou Vanádio (Gregolim, 1990, Guessser, 1989, Arikan, 2001 e Chen, 1993). O Molibdênio, adicionado em teores de até 3%, proporciona um considerável aumento na temperabilidade dos ferros fundidos brancos, além de favorecer a formação de carbonetos secundários do tipo  $M_2C$  (Maratray, 1971).



O Molibdênio é o elemento mais comumente adicionado às ligas de FFBC, o mesmo, tem um efeito equivalente a um terço do cromo no que diz a respeito ao aumento da profundidade de coquilhamento. O Mo endurece e melhora a tenacidade à fratura da matriz perlítica. Em combinação com Ni e Cr ou ambos, leva a formação de uma matriz martensítica em vez de perlítica e melhora, em consequência a resistência a abrasão. Ferros fundidos brancos com 12 a 18% de cromo, usados em peças fundidas resistente ao desgaste, apresentam uma melhora desta resistência, quando adicionado de 1 a 4% de Mo, pois a matriz perlítica é suprimida, mesmo com resfriamento lento característico de seções mais espessas (Chiaverini,1996).

O Vanádio como elemento de adição as ligas de FFBC, além da formação de carbonetos tipo VC, implica em uma redução do carbono disponível na matriz. Radulovic e Tomovic (1994) concluíram que uma liga de Fe-C-Cr-V, contendo 3,28%V mostrou maior resistência à abrasão. Esta liga apresentou uma maior fração volumétrica de carbonetos, uma estrutura mais fina e uniforme, uma menor distância entre os carbonetos  $M_7C_3$ , que contribuíram para melhorar a resistência ao desgaste abrasivo.

O Titânio é também um forte elemento formador de carbonetos, similar ao Cromo, Molibdênio, Nióbio e Vanádio. Arikan (2001) estudou o efeito da adição de até 0,38% de Ti e o tratamento térmico sobre a resistência a abrasão de um ferro branco comercial CrMo 15 3, e concluiu que houve um incremento na resistência ao desgaste abrasivo e aumento da dureza.

A influência de adições de Nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao Cromo é discutida por Guesser (1989), onde estão envolvidos, simultaneamente, os mecanismos de corte e de nucleação e propagação de trincas. Os teores recomendados de Nióbio dependem da intensidade de atuação de cada mecanismo. Assim em situações onde prepondera o mecanismo de nucleação e propagação de trincas, os melhores resultados foram obtidos com cerca de 1% de Nióbio, enquanto teores até 3% são indicados para solicitações onde o mecanismo de corte é o mais importante. Em componentes nos quais atuam os dois mecanismos, a adição recomendada deveria situar-se entre estes dois valores (1 a 3%), dependendo então da intensidade relativa dos mecanismos de desgaste atuantes. Os efeitos do Nióbio seriam decorrentes, principalmente, da presença do carboneto NbC, de alta dureza, e da maior disponibilidade de Cromo na matriz, aumentando a temperabilidade da liga.

O carboneto de Nióbio pode apresentar-se sob a forma poligonal (compacta) ou ainda alongada (bastonetes). À medida que se aumenta o teor de Nióbio, a forma do NbC tende a se modificar de alongada para compacta (Cemil, 2006).

A adição de Nióbio, dependendo do teor, pode levar à formação tanto de carbonetos primários NbC, quanto eutéticos em ligas ferrosas, Riedl (1983), Fischmeister (1989) e Sawamoto (1986). Esses carbonetos apresentam uma dureza de cerca de 2400 HV0,05 e uma tenacidade à

fratura de cerca de 2,4 MPa  $m \exp 0,5$ , Berns et al. (1997). Essa dureza é consideravelmente superior à da areia (óxido de Silício), sendo, portanto um carboneto eficaz no combate ao desgaste erosivo, desde que a erosão frágil não venha a atuar.

Guesser (1989) observou em ligas desestabilizadas a 950°C e revenidas a 250°C, nas situações de 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 de borracha a úmido. O valor ótimo de Nb encontrado foi de cerca de 1,7 % de Nb.

A substituição de parte de Mo por Nb, no projeto de ligas pode ser utilizada, mantendo-se ainda a temperabilidade necessária (Guesser, 1989).

Em ensaios realizados em FFAC no hidroabrasômetro, equipamento projetado e construído para simular o desgaste erosivo de bombas de mistura água/minério de cassiterita, pôde-se constatar que a resistência ao desgaste erosivo é maior nas amostras com maiores teores de Carbono e Cromo. Além disso, a adição de Molibdênio eleva consideravelmente a resistência ao desgaste erosivo (Máscia, 2002).

A Figura 2.14 apresenta os resultados para ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos (Máscia, 2002) em ligas 15Cr2Mo, variando o teor de Nióbio de 0,0% a 1,5% e a temperatura de desestabilização da austenita. Observa-se que a taxa de desgaste cresce significativamente com o aumento da temperatura de revenimento, com exceção da liga contendo 0,0% 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.

Nota-se que a adição de Nb nas ligas 15Cr2Mo, 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 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.

Na Figura 2.14-f observa-se, de um 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.

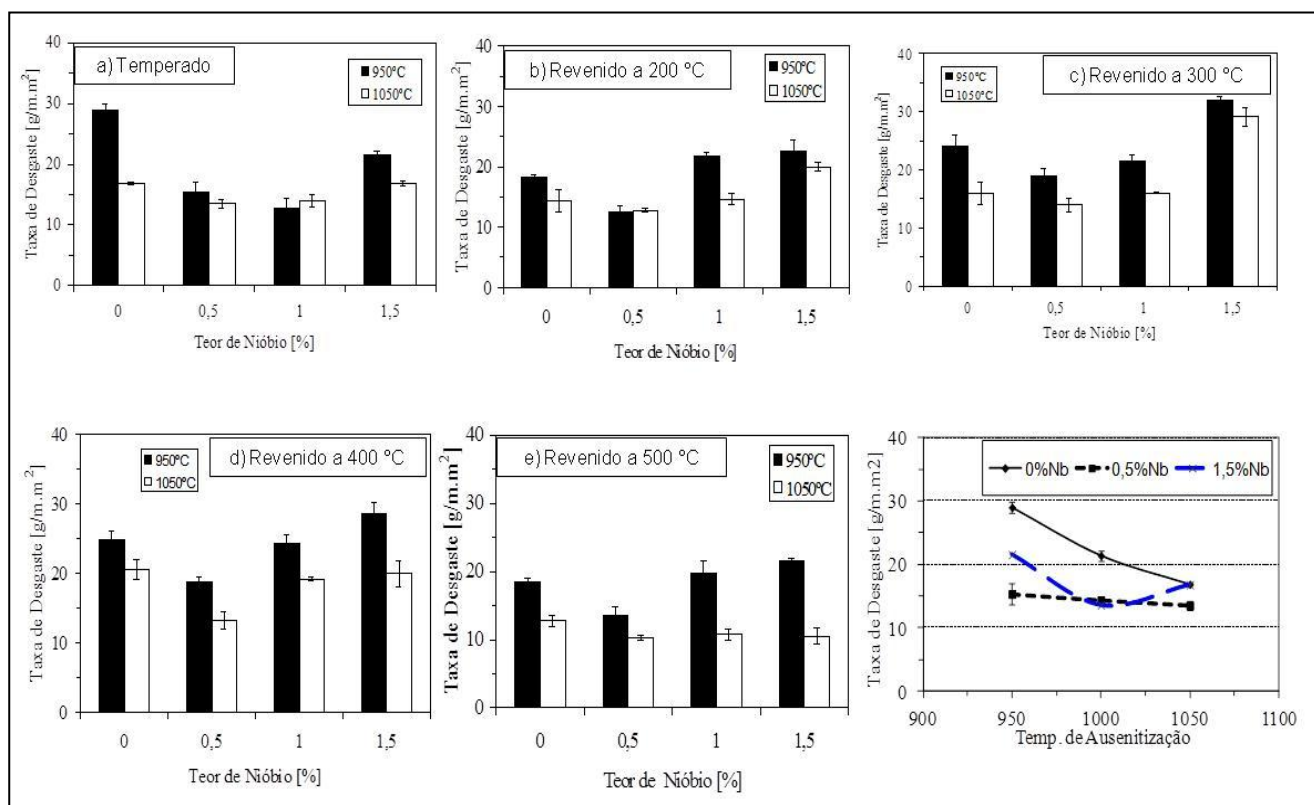


Figura 2.15 - Influência do teor de Níbio e da temperatura de desestabilização da austenita (■ 950°C e □ 1050°C) na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos das ligas no estado: a) Temperado; b) Revenido a 200°C; c) Revenido a 300°C; d) Revenido a 400°C; e) Revenido a 500°C e f) Efeito da temperatura de austenitização na taxa de desgaste. (Máscia, 2002).

## CAPÍTULO III

### 3. Procedimentos experimentais

#### 3.1. Materiais Ensaçados

Foram selecionadas sete ligas de FFBC, para avaliação, sendo três destas ligas já utilizados pela KBM, e quatro ligas propostas contendo Nióbio.

Foram nomeadas as ligas de A-G para melhor manuseio dos dados.

Liga A – Fornecedor I

Liga B – Fornecedor II

Liga C – Fornecedor III

Liga D – Contendo 0,0% Nb

Liga E – Contendo 0,5% Nb

Liga F – Contendo 1,0% Nb

Liga G – Contendo 1,5% Nb

A composição química destas ligas é apresentada na Tab. 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química das ligas estudadas (% em peso).

Ligas	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb
A	2,50	0,27	0,66	30,71	0,63	0,36	0,00
B	2,50	0,74	1,08	29,67	0,29	0,23	0,00
C	2,50	0,91	1,64	28,79	0,32	0,10	0,00
D	2,70	0,99	0,72	16,17	1,10	2,24	0,05
E	2,94	0,97	0,71	16,04	1,10	2,24	0,51
F	2,84	1,00	0,74	15,99	1,09	2,19	0,96
G	2,86	1,11	0,73	16,34	0,70	1,86	1,49

Conforme a norma ASTM para composição química dos ferros fundidos branco alto cromo, Tab. 3.2, observa-se que as ligas utilizadas na KBM (A, B e C) representam ligas de ferro fundido branco com alto teor de cromo, ASTM A 532 III A. As ligas propostas (D, E, F, e G), são de equivalência ASTM A 532 II B, acrescidas com Nióbio.

A variação da composição química entre as ligas utilizadas na KBM e as ligas propostas contendo Nb é expressiva. Além da diferenças de teores entre os principais elementos, o Nb é variado de 0,0% a 1,5% em peso nas ligas contendo Nb, variando 0,5% em cada liga aqui analisada.

Tabela 3.2 - Composição química dos FFBC conforme norma ASTM (% em peso).

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 corpos de prova destas ligas foram obtidos conforme descrito a seguir.

#### Ligas utilizadas pela KBM:

As ligas atualmente aplicadas nos componentes de bombas de polpa na KBM são fabricadas por três diferentes fornecedores, as quais foram designadas por A, B e C.

Os componentes das bombas de polpa do qual foram extraídas as amostras analisadas neste trabalho, são apresentados nas Fig. 3.1 e Fig. 3.2, após 70 dias em média de operação.



Figura 3.1 - Pátio de depósito KBM.



a)



b)

Figura 3.2 - Componentes das bombas de polpa: a) Tampa de sucção; b) Tampa de recalque.

Os conjuntos extraídos e disponibilizados foram: 03 volutas, 03 tampas de sucção, 03 tampas de recalque e 03 rotores, totalizando um peso de 7.800 kg. Destes conjuntos foram extraídos as amostras para caracterização dos mecanismos de desgaste.



Inicialmente foram removidas amostras dos componentes das bombas através de eletrodos de corte e ar comprimido, nas dimensões 300 mm x 300 mm. Estas partes foram armazenadas sob um pequeno filme de óleo para preservar a superfície quanto à oxidação, em caixas de madeira para eliminar impactos nas superfícies (Fig. 3.3).



Figura 3.3 - Amostras removidas dos componentes de bombas de polpa

Os corpos de prova nas dimensões necessárias ao ensaio foram retirados com o cuidado de se preservar a superfície já desgastada pelo trabalho e de não impor qualquer tipo de mudança na microestrutura das mesmas. Foi utilizada a usinagem por eletroerosão para atingir as dimensões estabelecidas para cada corpo de prova.

As amostras foram retiradas dos componentes das bombas conforme localização indicada na Fig. 3.4:

- T) Local da amostra na tampa descarga: Parte interna, contato com a polpa no diâmetro mais externo;
- V) Local da amostra na voluta: Parte interna do pescoço da voluta;
- R) Local da amostra no rotor: Parte interna, no maior diâmetro do rotor;
- S) Local da amostra na tampa de sucção ou lado acionamento: Parte interna, contato com a polpa diâmetro mais externo.

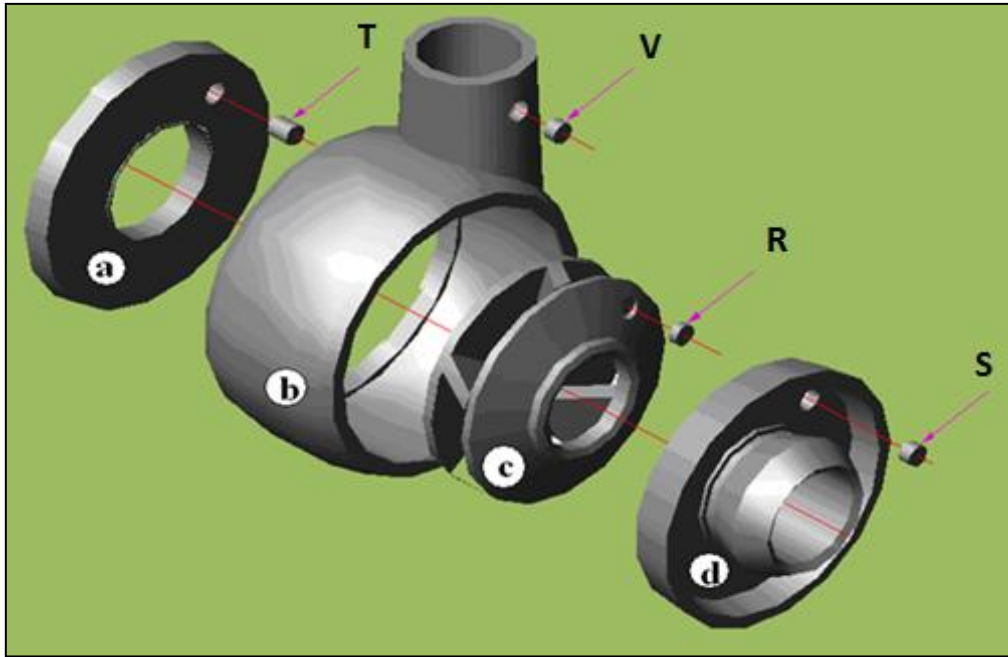


Figura 3.4 - Vista explodida bomba de polpa indicando seus componentes e locais da retirada das amostras: a) Tampa da descarga; b) Voluta; c) Rotor; d) Tampa da sucção.

Em cada componente de bomba foi retirada uma amostra cilíndrica, onde foi preservada a superfície após o uso para a caracterização do desgaste, como indicada na Fig. 3.5.

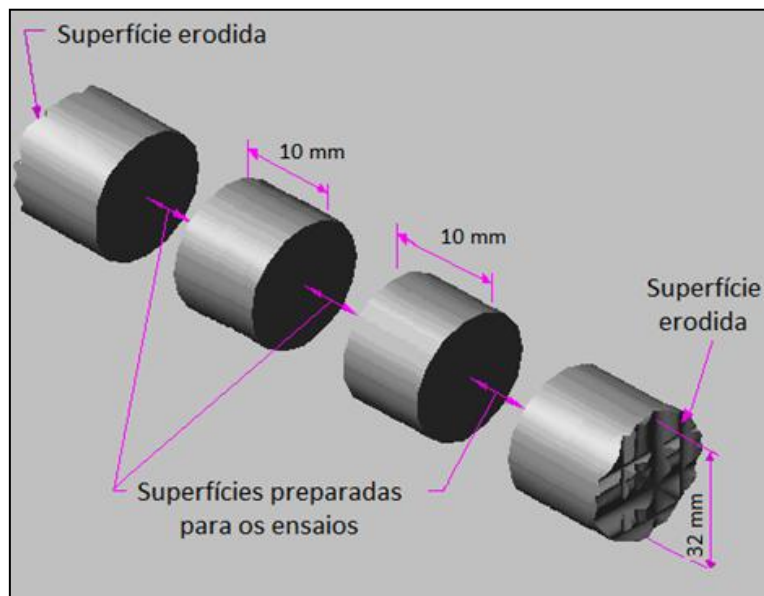


Figura 3.5 - Geometria e dimensão das amostras.

O diâmetro dessas amostras foi 32 mm e o comprimento mínimo de 45 mm. Foi utilizado o processo de eletroerosão para a retirada das amostras.



**Ligas propostas contendo Nb:**

As ligas D, E, F e G, são ligas propostas contendo Nb.

As amostras destas ligas foram fornecidas pela UFU, em continuidade ao trabalho já iniciado no desenvolvimento de materiais para a indústria mineradora (Máscia, 2002).

As ligas contendo Nióbio foram fabricadas pelo IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas – SP. Os corpos de prova foram produzidos em forno de indução com atmosfera de Argônio e em cadinho pré-aquecido. Como liga mãe foi utilizada uma liga de 15Cr2Mo. O teor de Nb foi variado de 0% a 1,5% em peso. Para cada 1% Nb foi adicionado 0,11% C, tendo em vista que esses elementos combinam-se nessa proporção formando NbC, carboneto de Nióbio.

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 subperiféricos. Estes moldes foram preenchidos com o metal fundido a uma temperatura de  $1.400^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ , com a recomendação tradicional para temperatura de vazamento de  $100^{\circ}\text{C}$  acima da “liquidus” da liga. A temperatura de fundição é um parâmetro muito importante pois em valores muito elevados podem provocar defeitos de fundição devido a reações com o molde, enquanto que temperaturas muito baixas levam a formação de defeitos, tais como: formação de escória e mau preenchimento das peças. Além disso, materiais vazados com muito superaquecimento tenderão a ter microestruturas mais grosseiras do que aqueles vazados em temperaturas menores. Este tipo de variação pode levar a diferenças no desempenho do desgaste, podendo mascarar os efeitos das variáveis que se pretende estudar.

Foram produzidos amostras de comprimento 75 mm, com 25 mm de diâmetro. Após, foram retirados três corpos de prova com 10 mm de espessura para cada amostra, com isto, foram obtidos: Três corpos de prova ou seis superfícies de teste para cada liga.

As amostras de FFBAC contendo Nióbio foram submetidas a tratamentos térmicos realizados em forno do tipo mufla com controle de atmosfera (argônio – 10 l/min.). A desestabilização foi realizada na temperatura de  $1050^{\circ}\text{C}$  por duas horas, sendo que as amostras foram colocadas no forno quando o mesmo atingiu  $500^{\circ}\text{C}$ . A têmpera (resfriamento) foi realizada em ar calmo e o revenimento por duas horas na temperatura de  $200^{\circ}\text{C}$ .

As superfícies de ambas as ligas foram inicialmente retificadas via úmida e após, lixadas na seguinte ordem no. 150, 220, 320, 400 e 600 mesh.

### 3.1.1. Caracterização da Superfície de Desgaste

Os mecanismos de desgaste dos componentes estudados foram identificados através da observação das superfícies das amostras desgastadas em microscópio eletrônico de varredura, LEO 904A, equipado com detector de elétrons secundários o que permite avaliação de aspectos topográficos.

O ataque químico prévio na superfície das amostras foi realizado utilizando Nital 5% (95% álcool etílico e 5% ácido nítrico).

### 3.1.2. Caracterização Metalográfica

A microestrutura das amostras foi analisada através da microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

A preparação para a análise metalográfica foi realizada de forma convencional, embutindo e lixando as amostras com lixas de 80 à 1000 mesh. Na sequência, as amostras foram lavadas em álcool, polidas com pano de polimento DP NAP e pasta de diamante 3  $\mu\text{m}$ , tendo sido utilizado como reativo o Vilela.

Metodologia utilizada:

- Para a execução da limpeza foi utilizado uma solução álcool com 95% de pureza e mini-ultrasom por 15 minutos.
- A secagem foi com ar comprimido.
- O polimento foi iniciado com pasta de diamante 15  $\mu\text{m}$  e pano de polimento DP DUR
- O polimento secundário foi com pasta de diamante 6  $\mu\text{m}$  e pano de polimento DP NAP.
- O polimento final foi com pasta de diamante 3  $\mu\text{m}$  e pano de polimento DP NAP.
- Nova lavagem com solução álcool 95% e mini-ultrasom por 15 min.
- Secagem em ar comprimido.
- Verificação da eliminação total de riscos.
- Ataque com reagente Vilela, correspondido e padronizado o uso.

### 3.1.3. Determinação de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados num durômetro Universal Wolpert, utilizando a escala Vickers com carga de 30 kgf (tempo de 60 s). Para cada amostra foram realizados pelo menos quatro medições

### 3.2. Ensaio de Desgaste Erosivo

O ensaio de Jato Erosivo, Fig. 3.6, é composto por um sistema de bombeamento, que utiliza uma bomba de deslocamento positivo da marca Netzsch, modelo Nemo; um reservatório de água; um porta-amostra e um sistema de captação e injeção de erosivo.

A injeção de erosivos é feita através de um tubo de venturi e um reservatório contendo água e erosivos.

O número de amostras testadas foi maior ou igual a três para cada condição de ângulo de incidência.

Os ângulos de incidência utilizados foram 30° e 90°.

Em relação ao fluido erosivo, a concentração de areia não variou mais que 0,5 % em peso e utilizada água de torneira.

A duração do ensaio para cada superfície foi de 60 minutos, sendo interrompidos a cada 15 minutos, para a verificação da perda de massa. Este método, denominado gravimétrico interrompido, foi aplicado para identificar a evolução da taxa de desgaste durante o ensaio.

Para a verificação da massa, utilizou-se uma balança com resolução de 0,01 mg, tendo-se o cuidado de limpar as amostras com acetona no ultra-som e secá-las em ar comprimido, antes de cada pesagem.

A média de concentração da areia e velocidade do fluxo foi aferida no início de cada ensaio.

A quantidade de erosivo foi calculada a partir da vazão e concentração medidas na calibração.

Foi determinada a taxa de erosão através da perda de massa acumulada em função da massa de abrasivo projetada contra a superfície de teste.

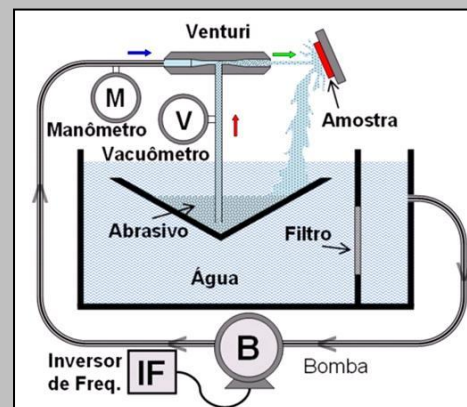
As dimensões dos corpos de prova foram estabelecidas de acordo com a necessidade do equipamento de ensaio. Foi utilizado um corpo cilíndrico de dimensões: diâmetro de 32 mm x 10 mm de espessura.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.6 - Vista geral do ensaio de jato erosivo. Detalhes do equipamento utilizado: a) Vista geral; b) Detalhes do porta-amostra na configuração para 90° de impacto; c) Esquema do equipamento.

Foram retirados três corpos de prova por amostra, totalizando 12 corpos de prova por fornecedor e 36 no total. O armazenamento destes foi sob um pequeno filme de óleo.

Para a calibração do equipamento, utilizou-se o procedimento de coleta do fluido abrasivo (água + abrasivo) durante um minuto na saída do bico. Calculou-se a vazão e a velocidade de incidência na amostra, uma vez conhecido o diâmetro interno do bico.

A seguir calculou-se a concentração em volume de abrasivo na água, através da densidade relativa do abrasivo molhado.

Foram utilizados parâmetros de ensaio, que representassem o mais próximo possível da realidade de bombeamento de polpa da KBM na descarga dos moinhos primários, foco deste trabalho. Estes parâmetros foram: Partículas sólidas, velocidade do jato, ângulo de impingência e percentual de sólidos, descritos a seguir.

### **Partículas sólidas**

Como partícula erosiva foi utilizada Areia Normal Brasileira – NBR 7214 – N<sup>o</sup>.100 ou 0,15 mm. Essa areia foi escolhida em função de sua similaridade com o material beneficiado na KBM.

A Figura 3.7 apresenta a areia selecionada.

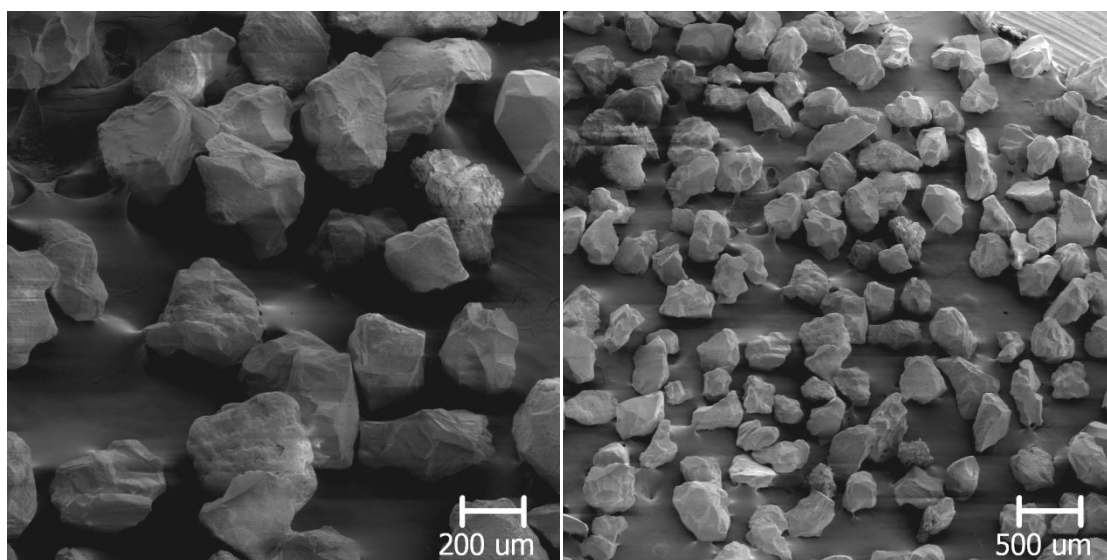


Figura 3.7 - Areia NBR 7214 – No. 100, utilizada nos ensaios

As partículas sólidas presentes na polpa do bombeamento na KBM são apresentadas na Fig. 3.8. Estas partículas foram recolhidas na caixa de descarga do Moinho.

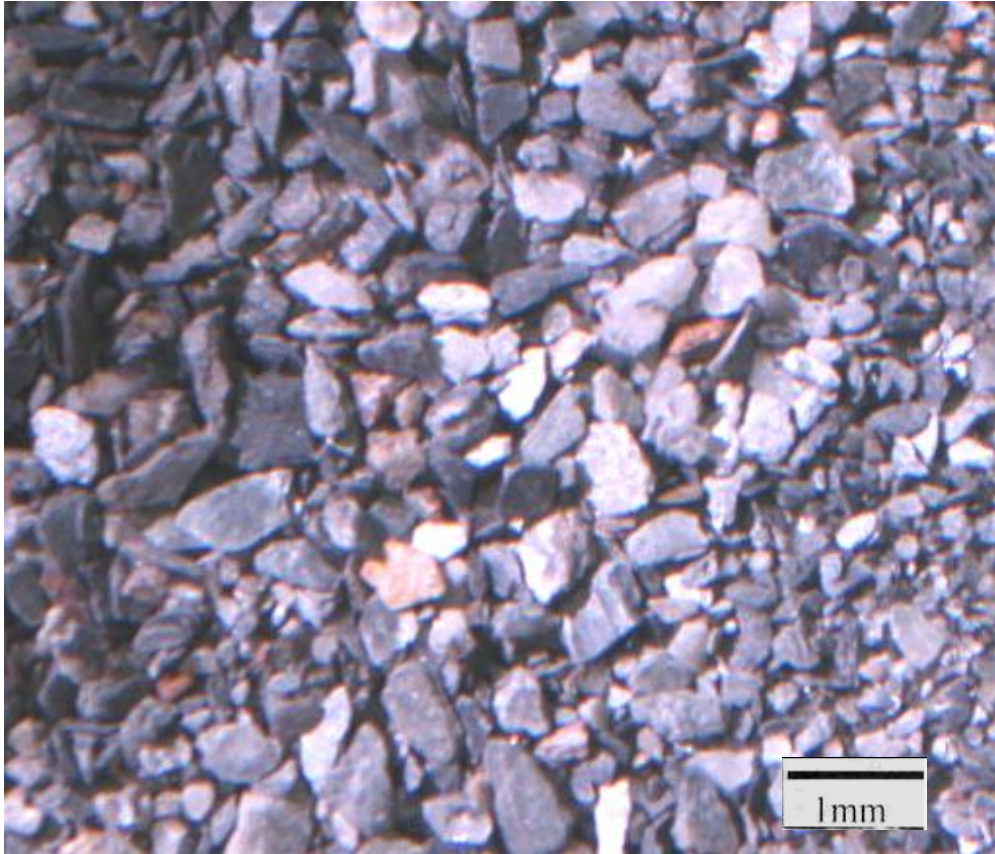


Figura 3.8 - Partículas sólidas presentes no bombeamento de polpa de minério na descarga do Moinho

As Tabelas 3.3 e 3.4 apresentam a distribuição granulométrica do minério beneficiado na KBM e da areia do IPT, respectivamente.



Tabela 3.3 - Distribuição granulométrica de minério KBM. Amostra recolhida na caixa de descarga do moinho de bolas.

Malha da Peneira (Mesh)	Malha da Peneira (mm)	Massa retida (g)	% Retida	% Acumulada	% Passante
12	1,400	57,23	15,88	15,88	84,12
16	1,000	30,74	2,25	18,13	81,87
24	0,710	54,59	4,00	22,13	77,87
28	0,600	50,05	3,67	25,80	74,20
35	0,425	111,19	8,15	33,95	66,05
48	0,300	142,93	10,48	44,43	55,57
65	0,212	129,16	9,47	53,90	46,10
100	0,150	106,82	7,83	61,73	38,27
150	0,106	89,77	6,58	68,32	31,68
200	0,075	60,45	4,43	72,75	27,25
325	0,045	27,94	2,05	74,80	25,20
400	0,038	34,83	2,55	77,35	22,65
>400	<0,038	18,35	22,65	100,00	21,31
<b>Total</b>		<b>914,05</b>	<b>100,00</b>		

Tabela 3.4: Distribuição granulométrica da amostra da areia NBR 7214 – 0,15 mm.

Malha da Peneira (Mesh)	Malha da Peneira (mm)	Massa retida (g)	% Retida	% Acumulada	% Passante
12	1,400	0,00	0,00	0,00	100,00
16	1,000	0,15	0,03	0,03	99,97
24	0,710	0,02	0,00	0,03	99,97
28	0,600	0,00	0,00	0,03	99,97
35	0,425	0,00	0,00	0,03	99,97
48	0,300	0,10	0,02	0,05	99,95
65	0,212	51,87	8,68	8,72	91,28
100	0,150	365,10	61,09	69,81	30,19
150	0,106	110,88	18,55	88,36	11,64
200	0,075	44,60	7,46	95,83	4,17
325	0,045	17,85	2,99	98,81	1,19
400	0,038	3,68	0,62	99,43	0,57
>400	<0,038	3,41	0,57	100,00	0,00
<b>Total</b>		<b>597,66</b>	<b>100,00</b>		

A Figura 3.9 apresenta essas distribuições de granulometria na forma gráfica.

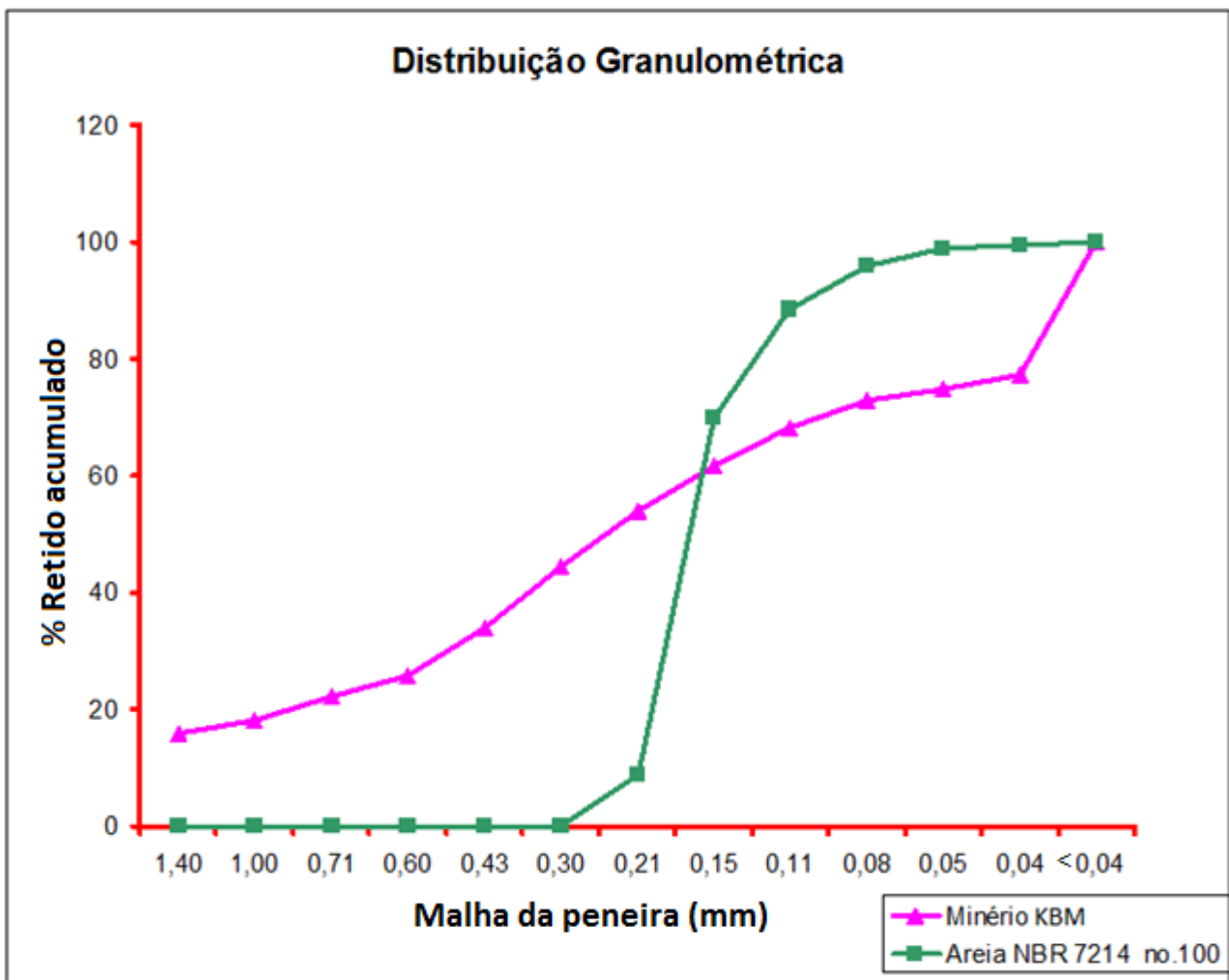


Figura 3.9 - Distribuição granulométrica comparativa (% retido acumulado x malha - mm).

Foi observado entre as distribuições granulométricas para a malha de 0,15 mm:

- Areia NBR 7214 – 0,15 mm:
  - 69,81% foi retida na malha 0,15 mm.
  - 30,19% foi passante na malha 0,15 mm
- Minério RPM na descarga do moinho
  - 61,73% foi retida na malha 0,15 mm.
  - 38,27% foi passante na malha 0,15 mm.



### **Velocidade do jato**

A velocidade média de 14 m/s do jato foi determinada pela maior velocidade disponível do equipamento, uma vez que, no campo foi trabalhado com velocidades de 23 m/s. A velocidade foi aferida antes de cada ensaio. A variação para esse parâmetro foi de no máximo 0,3 m/s.

### **Ângulo de impingência**

A escolha por 30° e 90° foi determinada em função de estes serem os ângulos de maior desgaste, para materiais frágeis ou dúcteis (Finnie, 1995).

### **Percentual de sólidos**

O percentual de sólidos utilizado no ensaio foi de 14,24% em peso, onde 100% das partículas sólidas são SiO<sub>2</sub>.

O percentual de sólidos na descarga dos moinhos primários da KBM é de 56,30%, porém deste total somente 30% são partículas SiO<sub>2</sub>, conforme Tab. 1.2. Isto representa um percentual de 16,89% em peso de partículas de SiO<sub>2</sub>, muito próximo ao percentual utilizado no ensaio.

### **Cálculo da taxa de desgaste erosivo**

Para cada amostra foi determinada a taxa de erosão através da perda de massa acumulada em função da massa de erosivo projetada contra a superfície de teste, expressa em [massa (g) / erosivo (kg)] x10<sup>3</sup>. Os resultados individuais para cada amostra são apresentados no capítulo 8 conforme Fig.8.1 a 8.18.

## CAPÍTULO IV

### 4. Resultados e Discussões

#### 4.1. Caracterização da Superfície de Desgaste

Os mecanismos de desgaste dos componentes estudados foram analisados através da observação das superfícies das amostras desgastadas, após 70 dias de operação, em microscópio eletrônico de varredura.

Para cada componente de bomba de polpa foram avaliados os mecanismos de desgaste. As Figuras 4.1 a 4.5 apresentam detalhes macroscópicos e microscópicos das superfícies desgastadas.

Em termos macroscópicos foram notadas a presença de sulcos que se posicionam de forma coincidente com a direção do fluxo (Fig. 4.1).

A análise microscópica foi realizada para cada componente de bomba de polpa, evidenciando diferenças na caracterização do desgaste, individualmente por componente avaliado, conforme as Fig. 4.2 a 4.5.

A superfície de desgaste da amostra de uma tampa de sucção da liga C (Fig. 4.2) apresenta canais em sentido preferencial, causados por erosão, detalhes da área erodida e o espectro de raios-X, indicando que as regiões proeminentes correspondem a carbonetos de Cromo  $M_7C_3$ .

A Figura 4.3 apresenta aspecto da superfície desgastada de uma tampa de acionamento da liga C. Notam-se regiões proeminentes formadas por carbonetos do tipo  $M_7C_3$ . Esses carbonetos funcionam como uma barreira física à ação das partículas abrasivas aumentando o desempenho em relação à erosão.

A Figura 4.4 indica na superfície da amostra retirada de uma voluta da liga C, canais causados pela erosão e microindentação.

A superfície de desgaste da amostra de um rotor da liga C (Fig. 4.5), indica riscos e sulcos de menor intensidade em sentido preferencial e em diversos sentidos, bem como indentações múltiplas.

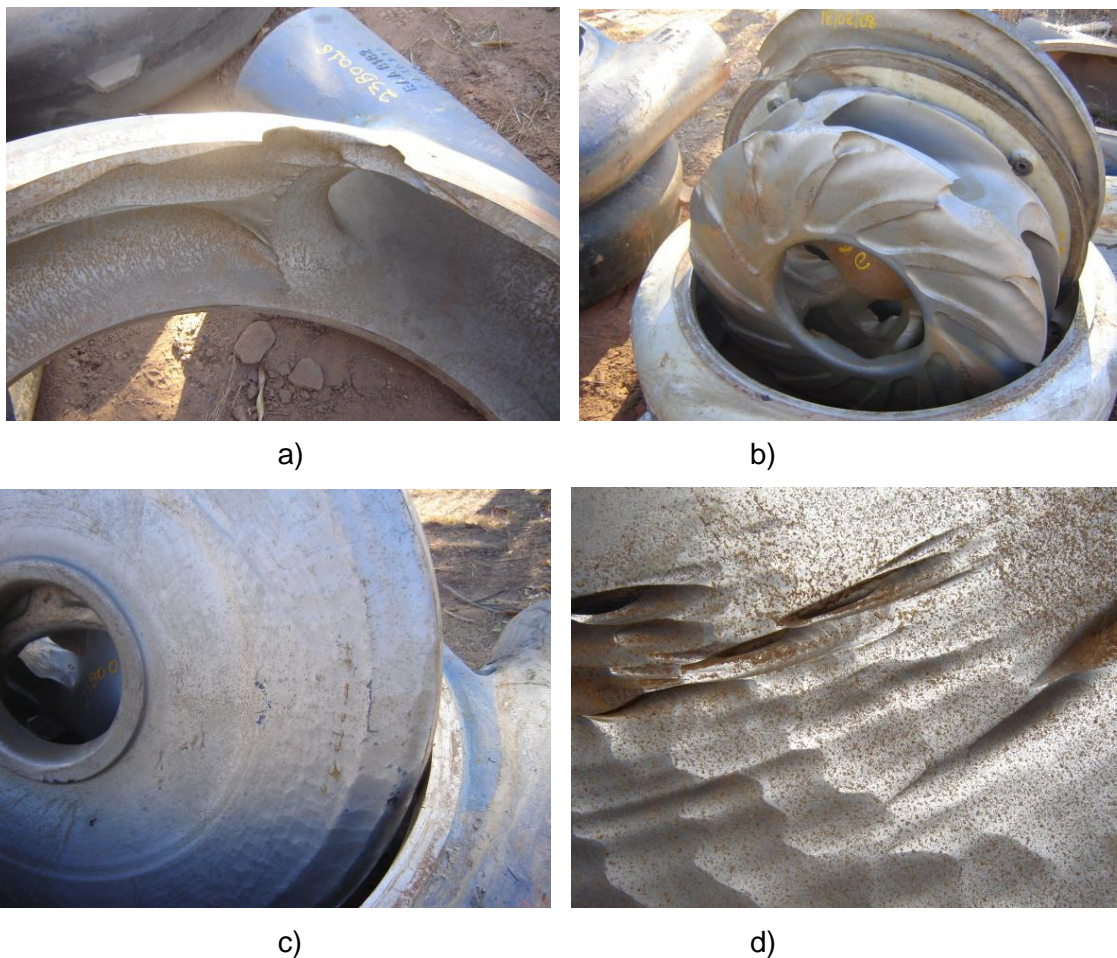
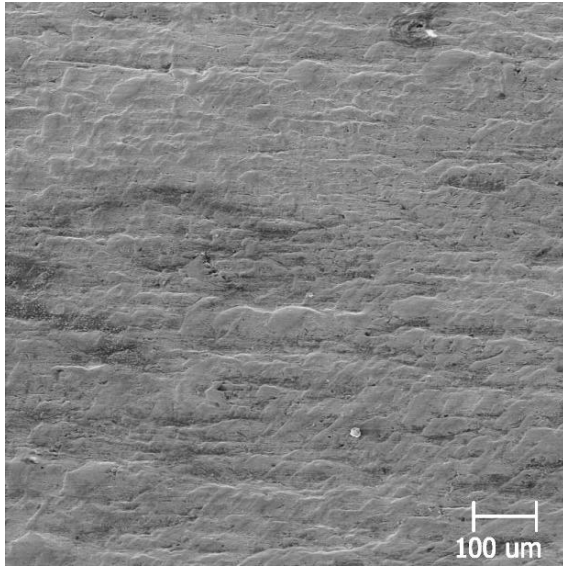
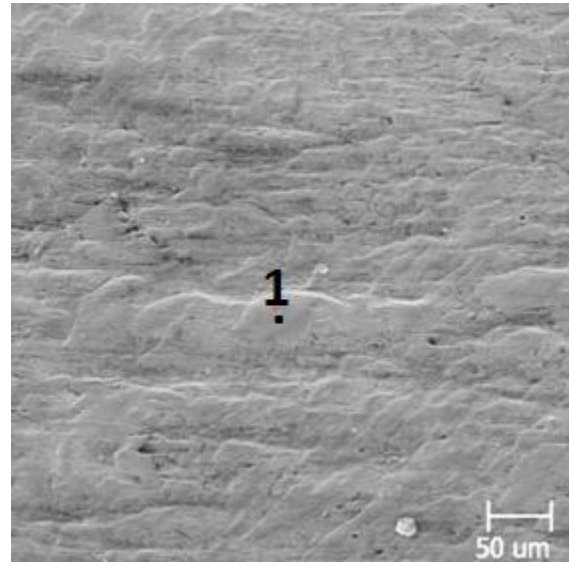


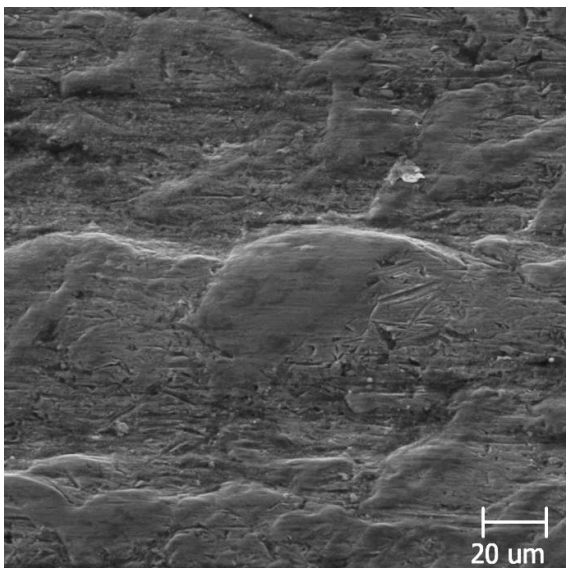
Figura 4.1 - Aspecto macrográfico característico do desgaste em componentes das bombas de polpa na mineração da KBM após 70 dias de uso: a) Voluta; b) Rotor; c) Tampa da sucção; d) Tampa da descarga.



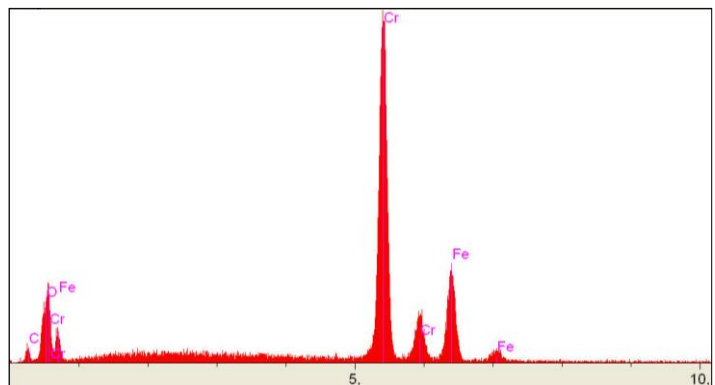
a)



b)



c)



d)

Figura 4.2 - Superfície de desgaste em tampa de sucção. Liga C: a) Canais em sentido preferencial; b) e c) Detalhes de a); d) Espectro de raios-X do ponto 1 na figura b), mostrando que as regiões proeminentes correspondem a carbonetos de cromo ( $M_7C_3$ ).



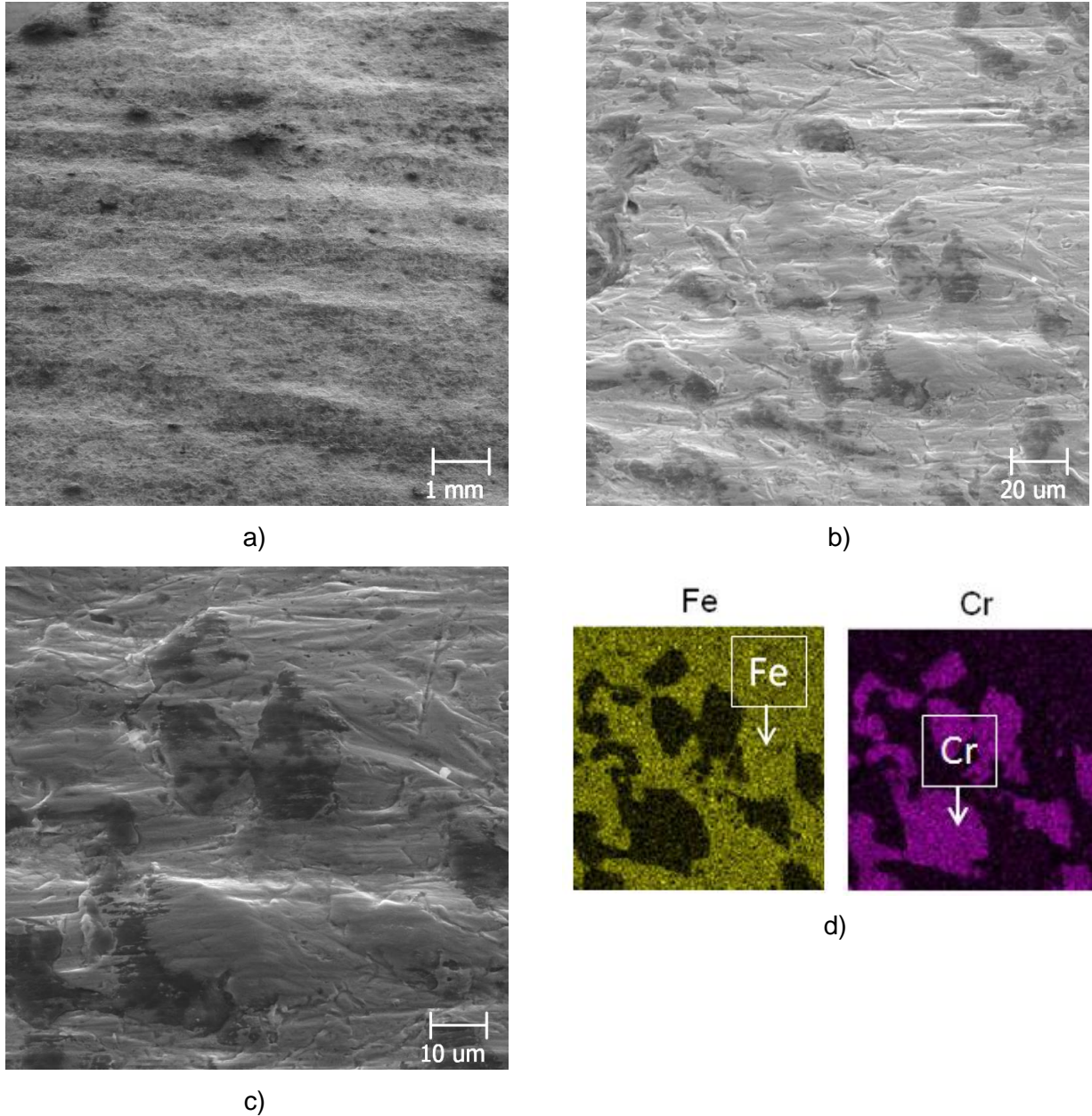
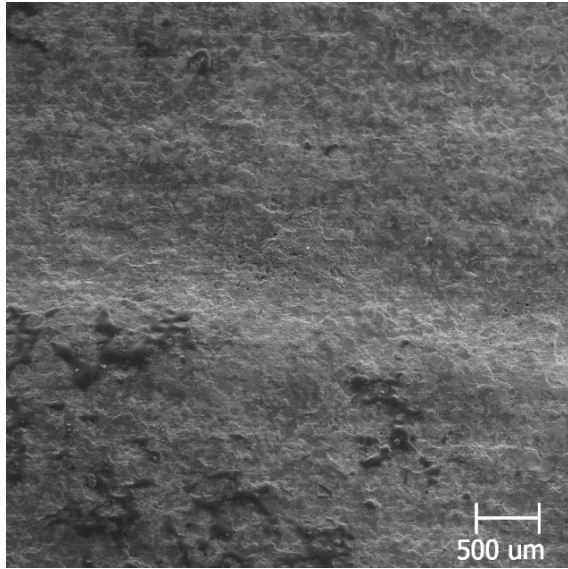
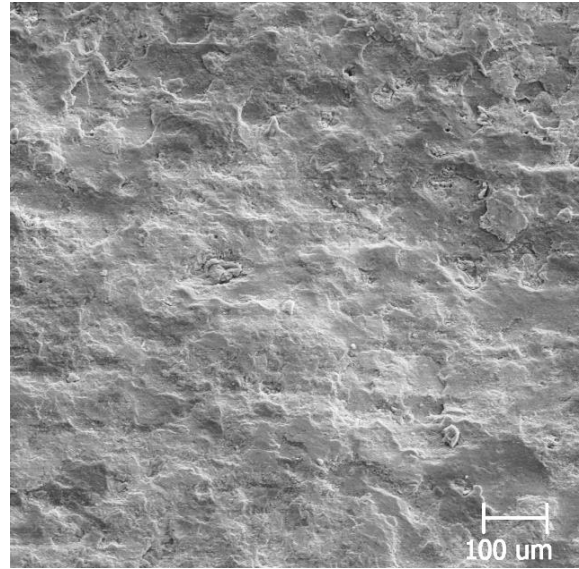


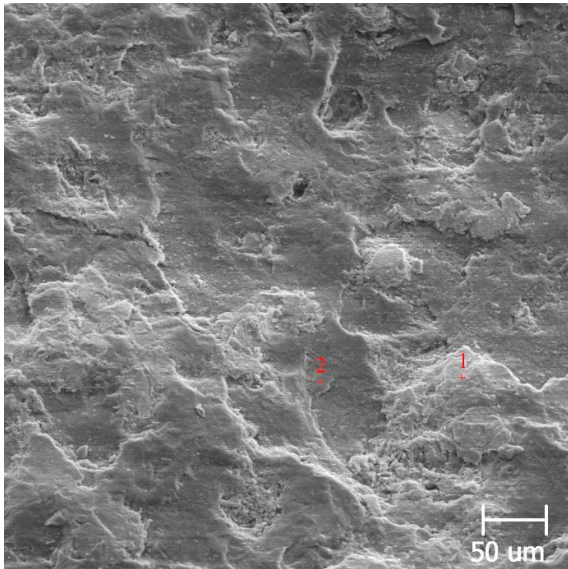
Figura 4.3 - Superfície de desgaste em tampa de acionamento Liga C: a) Vista geral mostrando canais formados durante a erosão; b) e c) Detalhes mostrando os microeventos de desgaste; d) Mapa de raios-X (Fe e Cr), indicando que as regiões proeminentes são formadas por carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , formados durante a solidificação.



a)

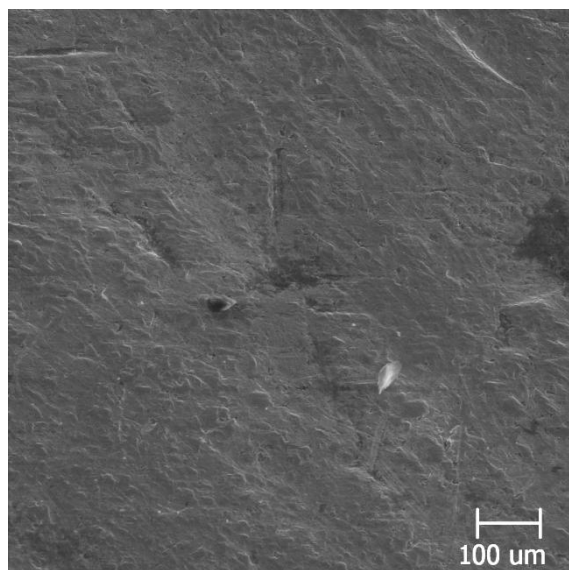


b)

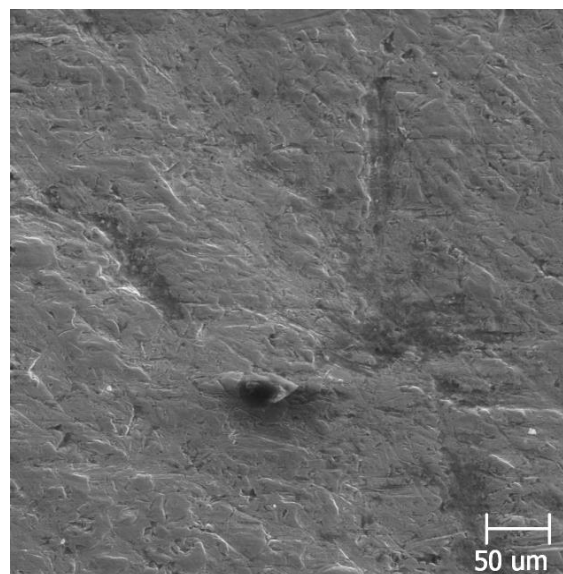


c)

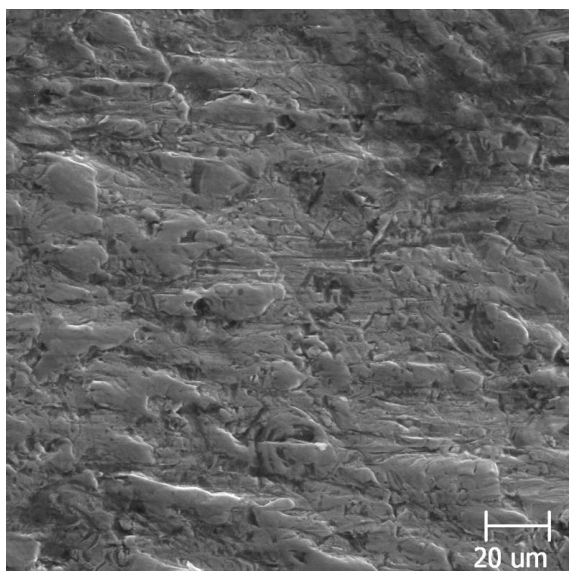
Figura 4.4 - Superfície de desgaste em voluta. Liga C: a) Canais em sentido preferencial; b) e c) Detalhes.



a)



b)



c)

Figura 4.5 - Superfície de desgaste em rotor. Liga C: a) Riscos em sentido preferencial; b) e c) Detalhes para verificação dos microeventos, riscos e sulcos de menor intensidade em sentido preferencial e em diversos sentidos, bem como indentações múltiplas.



## 4.2. Caracterização Metalográfica

As microestruturas foram reveladas conforme descrito no capítulo anterior e os resultados apresentados a seguir.

### Ligas utilizadas na KBM:

A microestrutura das ligas A, B e C, FFBAC (ASTM A 532 III A), analisadas aqui são do tipo martensítica, contendo ainda carbonetos eutéticos do tipo  $M_7C_3$ , martensita revenida, austenita retida e carbonetos formados durante a desestabilização da austenita.

As Figuras 4.6 a 4.8 apresentam as microestruturas destes FFBAC através de microscopia ótica.

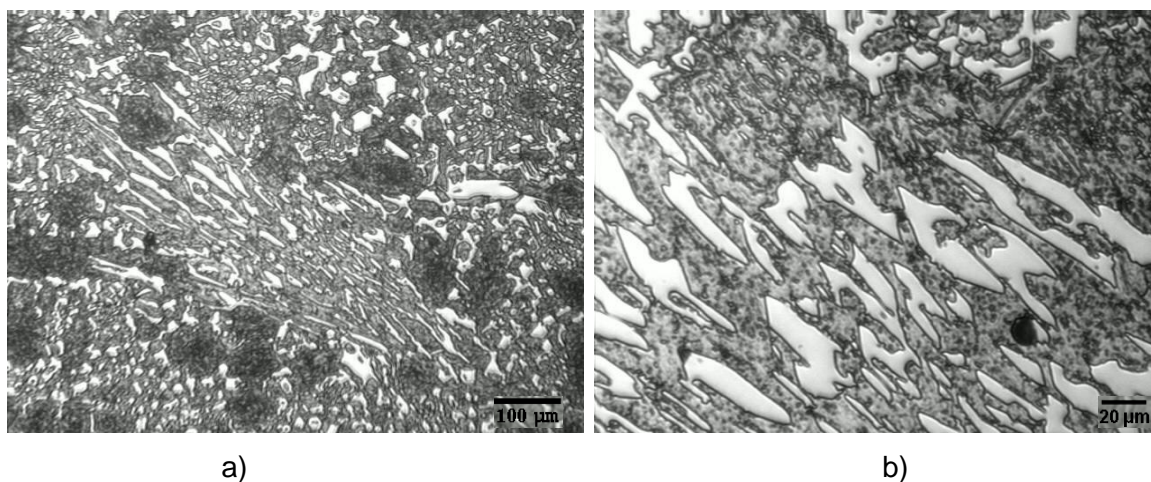


Figura 4.6 - Microestrutura da liga A – FFBAC ASTM A 532 III A: a) Vista geral b) detalhe.

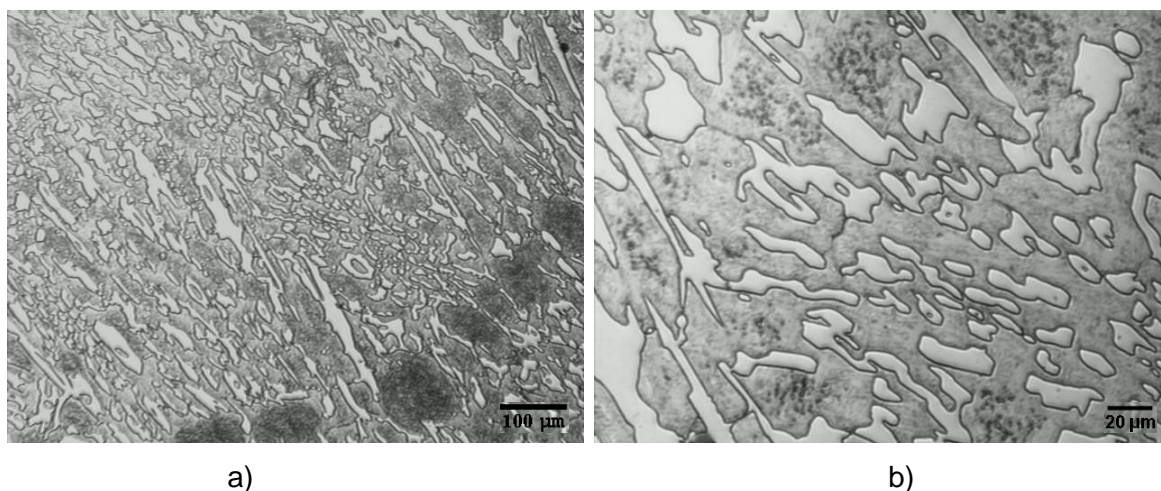


Figura 4.7 - Microestrutura da liga B – FFBAC ASTM A 532 III A: a) Vista geral e b) detalhe.



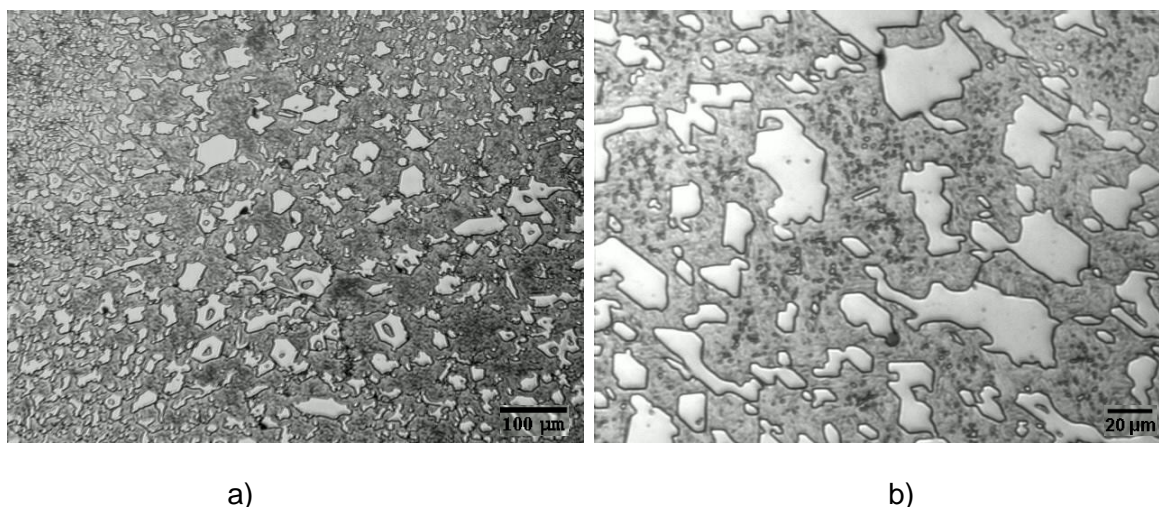


Figura 4.8 - Microestrutura da liga C – FFBAC ASTM A 532 III A: a) Vista geral e b) detalhe.

#### Ligas propostas contendo Nb:

As microestruturas analisadas das ligas D, E, F e G, FFBAC (ASTM A 532 II B), contendo Nb, são do tipo martensítica, contendo austenita retida, martensita revenida, carbonetos eutéticos do tipo  $(Fe, Cr)_7C_3$  e carbonetos eutéticos de Nióbio, sendo estes apresentados sob a forma poligonal compacta e também sob a forma alongada (Máscia, 2002).

A seguir, as Fig. 4.9 a 4.12 apresentam as microestruturas destes FFBAC através de microscopia ótica.

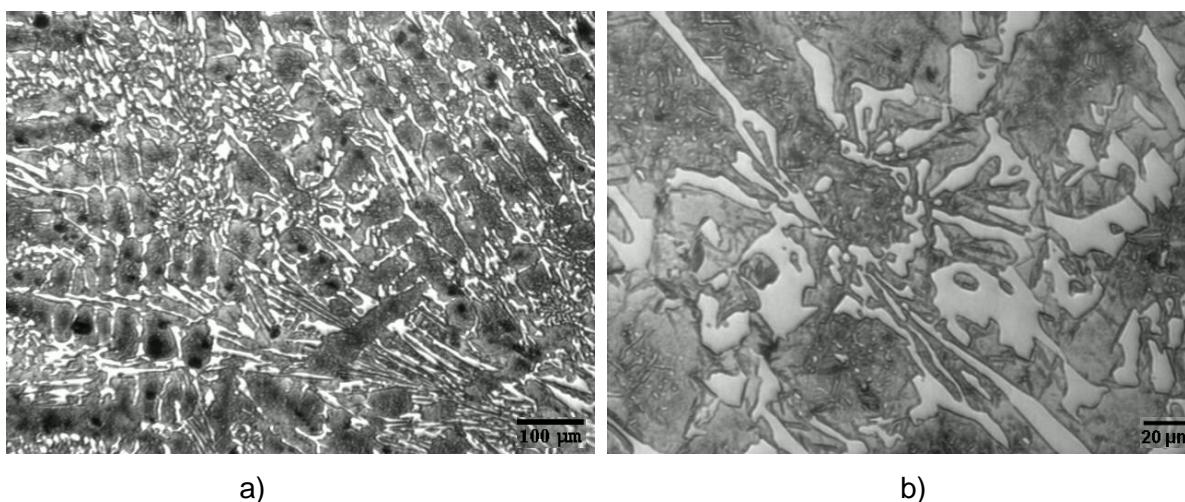


Figura 4.9 - Microestrutura da liga D – FFBAC ASTM A 532 II B: a) Vista geral e b) detalhe.

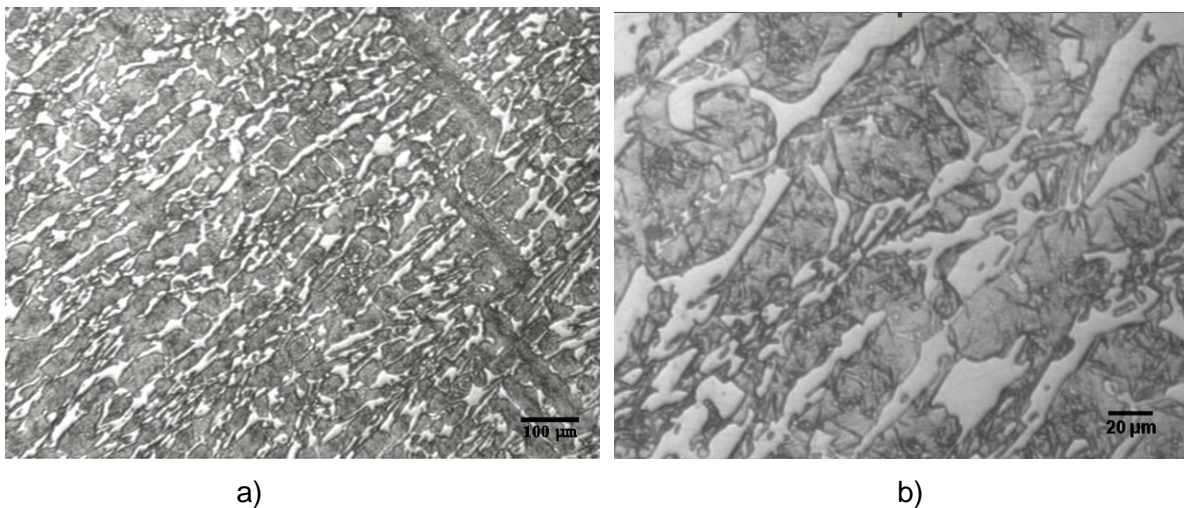
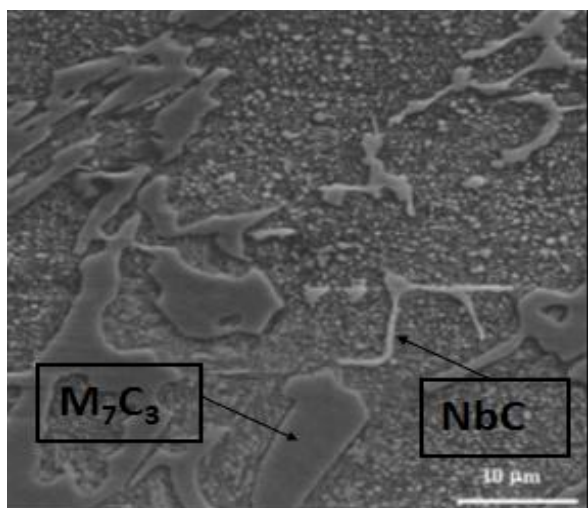
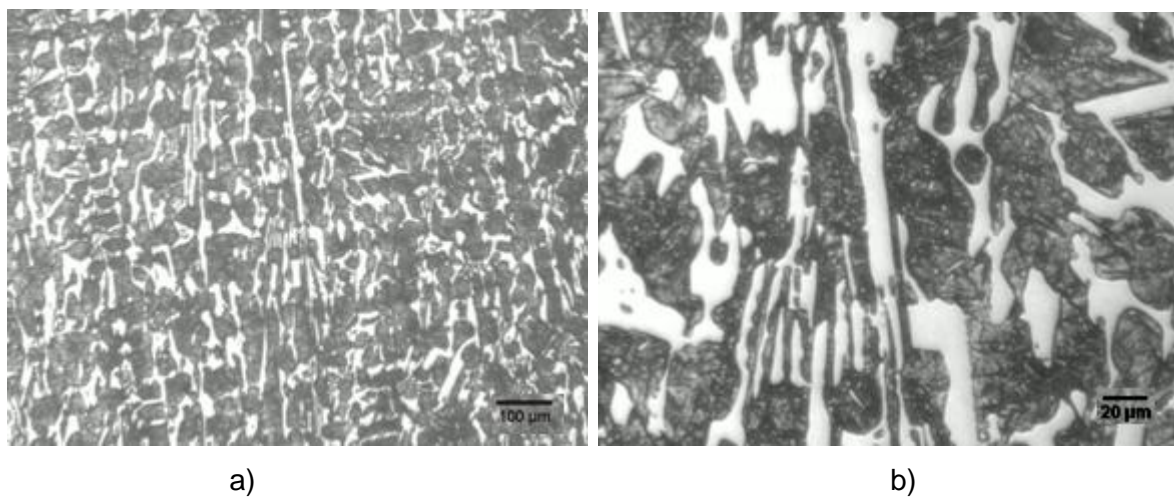


Figura 4.10 - Microestrutura da liga E – FFBC ASTM A 532 II B: a) Vista geral e b) detalhe.



c)

Figura 4.11 - Microestrutura da liga F – FFBC ASTM A 532 II B: a) Vista geral e b) detalhe  
c) Carbonetos NbC e  $M_7C_3$



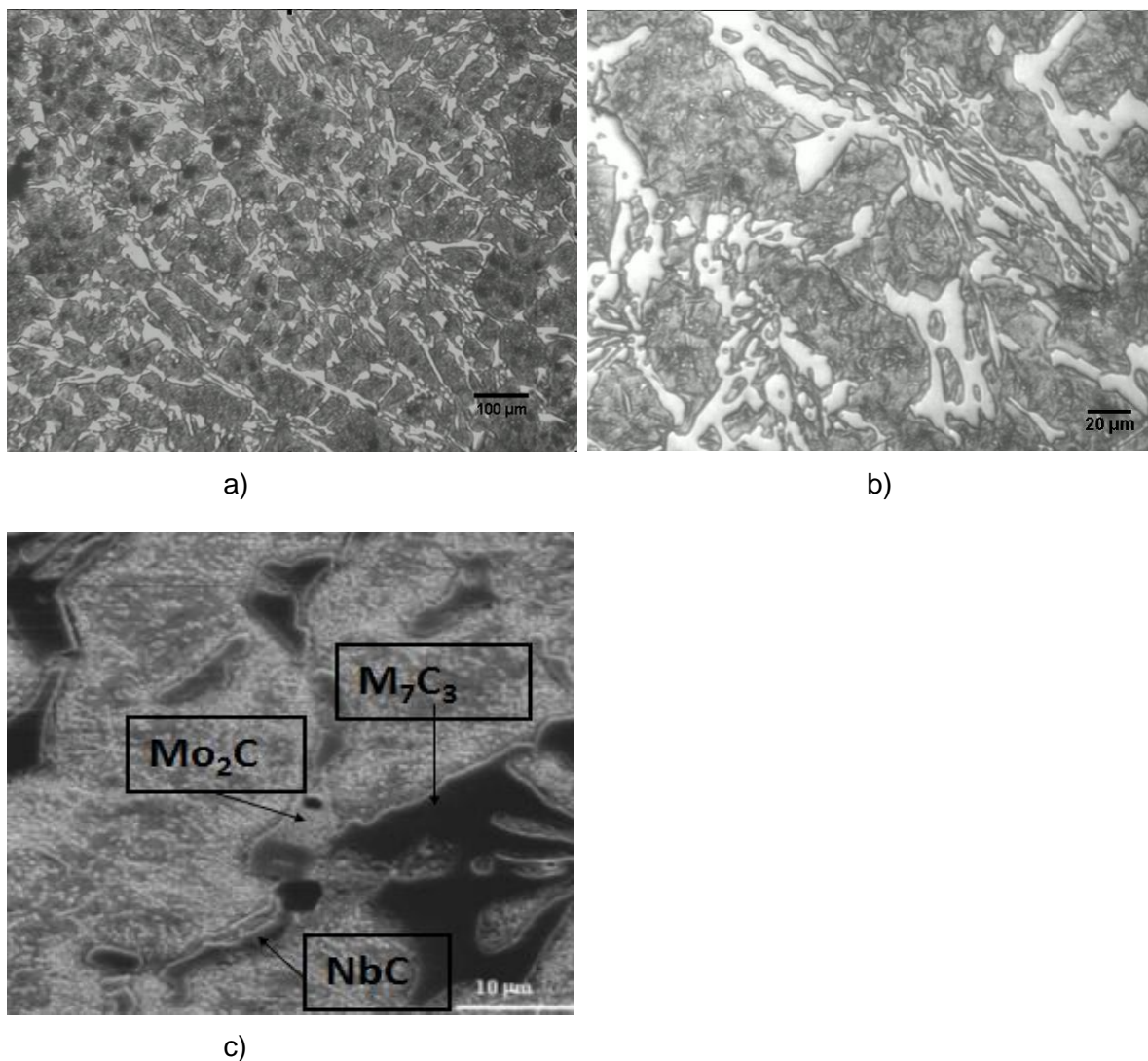


Figura 4.12 - Microestrutura da liga G – FFBAC ASTM A 532 II B: a) Vista geral e b) detalhe  
 c) Carbonetos NbC, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> e Mo<sub>2</sub>C

### 4.3. Dureza

Os resultados de dureza das ligas estudadas são apresentados na Tab. 4.1 e Fig. 4.13. Destes resultados pode-se afirmar que:

- As ligas D, E, F e G (ASTM A 532 II B contendo Nb), apresentaram maior dureza que as ligas A, B e C (ASTM A 532 III A), que atualmente são utilizadas na KBM.
- A liga de maior dureza é a liga G, ASTM A 532 II B contendo 1,5% Nb, que apresentou uma dureza de 806 HV30;

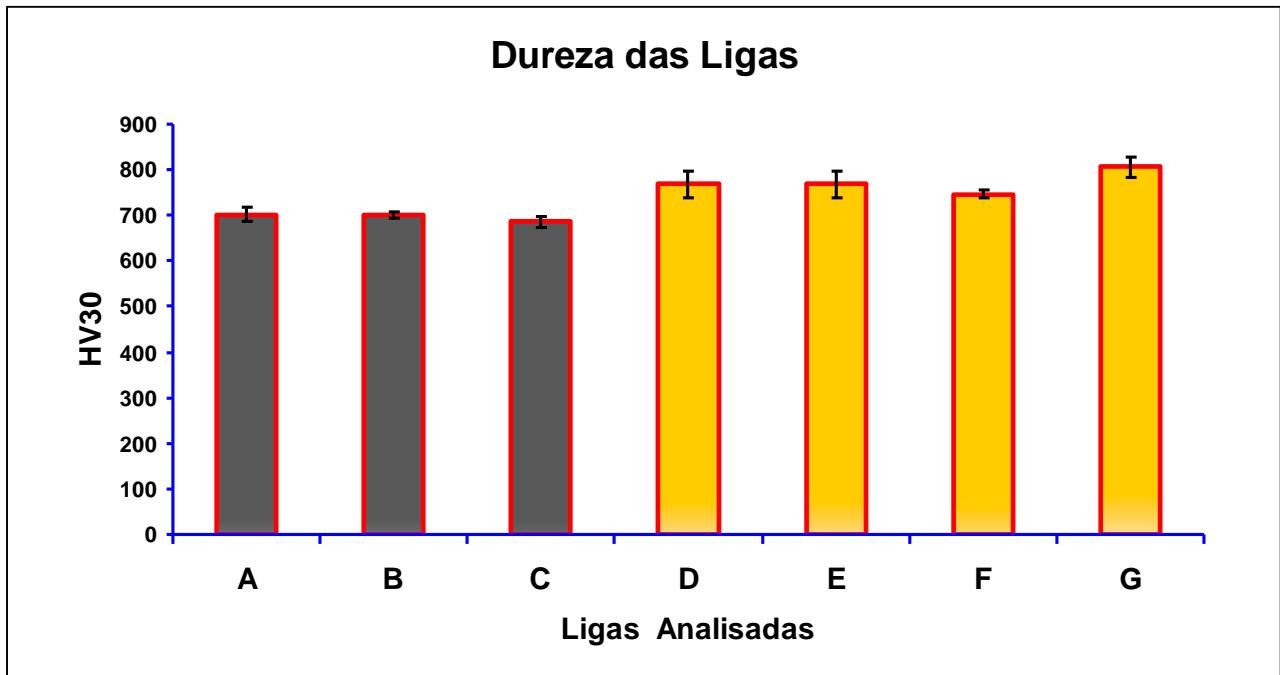


Figura 4.13 - Dureza (HV30) das ligas estudadas. A/B/C (ASTM A 532 III A) e D/E/F/G (ASTM A 532 II B contendo Nb).

Tabela 4.1 - Dureza (HV30) das ligas estudadas. A/B/C (ASTM A 532 III A) e D/E/F/G (ASTM A 532 II B contendo Nb).

Ligas	Dureza	
	HV 30	D. Padrão
<b>A</b>	701	29
<b>B</b>	702	14
<b>C</b>	685	24
<b>D</b>	769	59
<b>E</b>	769	59
<b>F</b>	747	18
<b>G</b>	806	46

De forma geral, em ligas de ferro fundido branco alto cromo, 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 (Máscia, 2002).

A temperatura de austenitização comumente utilizada por fornecedores de ligas de ferro fundido branco alto cromo é entre 950°C e 1150°C e revenimento entre 200°C e 500°C, oferecendo uma dureza em torno de 700 HV30. Nas ligas ASTM A 532 II B contendo Nb, a temperatura de austenitização utilizada foi 1050°C por duas horas, resfriamento em ar calmo e para revenimento nestas ligas foi de 200°C por duas horas.

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, 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. Compreende-se então a diferença de dureza entre as ligas, sendo maiores os valores de dureza HV30 medidos nas ligas ASTM A 532 II B contendo Nb (Máscia, 2002).

Em complemento, com o reaquecimento dos ferros fundidos, significativas alterações na dureza são notadas. O incremento na dureza observado nas ligas ASTM A 532 II B contendo Nb pode ser atribuído ao endurecimento secundário, que, em boa parte é atribuído à formação de carbonetos ricos em molibdênio. Já as ligas ASTM A 532 III A analisadas, não possuem este potencial. Essas ligas são muito provavelmente ligas martensíticas após têmpera, cuja dureza final é relativamente pouco influenciada pelo endurecimento secundário. Neste caso, a queda de dureza devido à perda de carbono durante o revenimento via formação de carbonetos deve ser mais preponderante.

#### 4.4. Resultados do Ensaio de Jato erosivo

A taxa de desgaste para ângulo de impingência 90° é apresentada nas Fig. 4.14 a 4.16 indicando a taxa de desgaste acumulada por intervalos de 15 minutos e consolidada na Tab. 4.2.

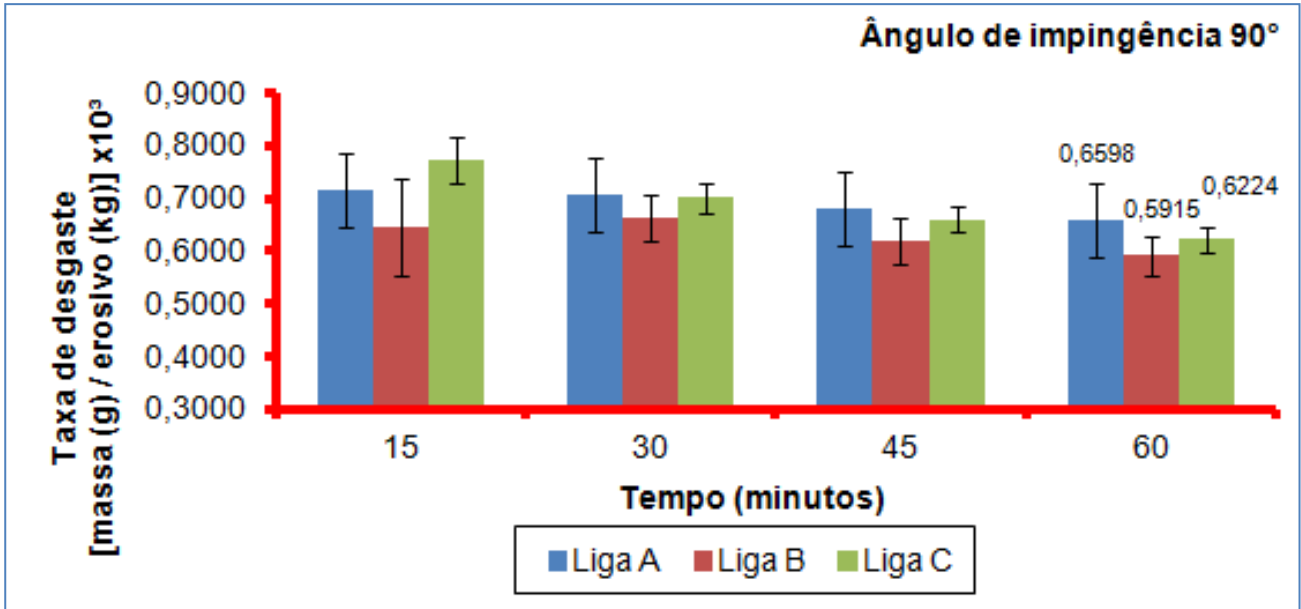


Figura 4.14 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> entre as ligas A/B/C (ASTM A 532 III A), erodido por partículas 150 µm SiO<sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

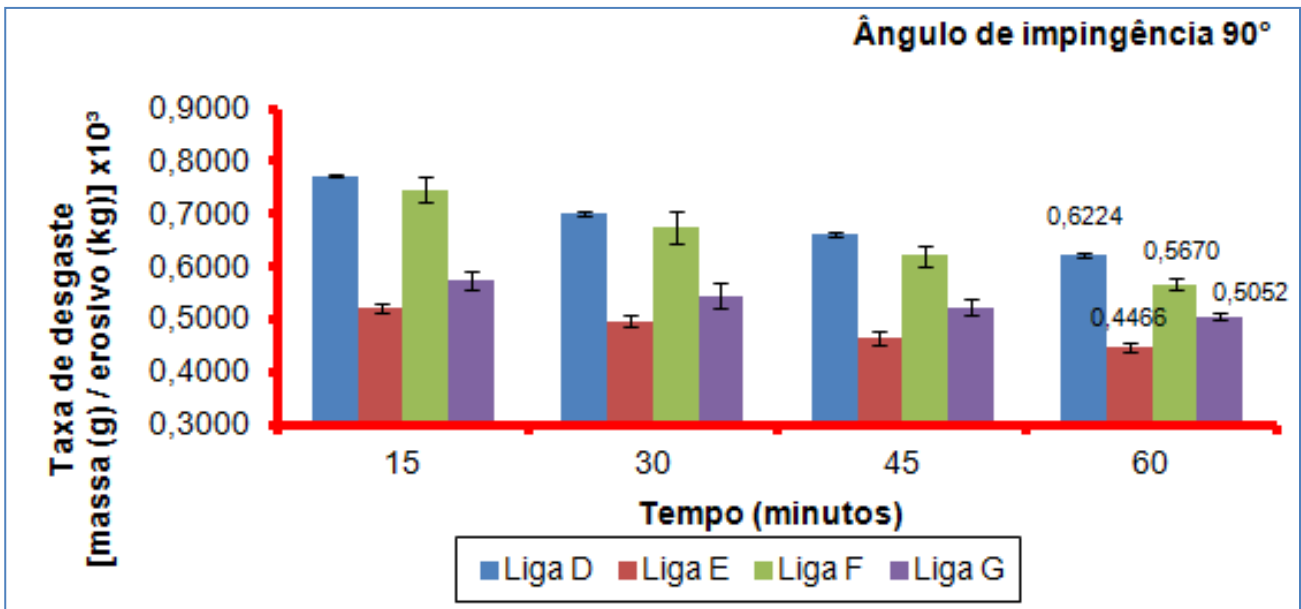


Figura 4.15 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> entre as ligas D/E/F/G (ASTM A 532 II B contendo Nb), erodido por partículas 150 µm SiO<sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

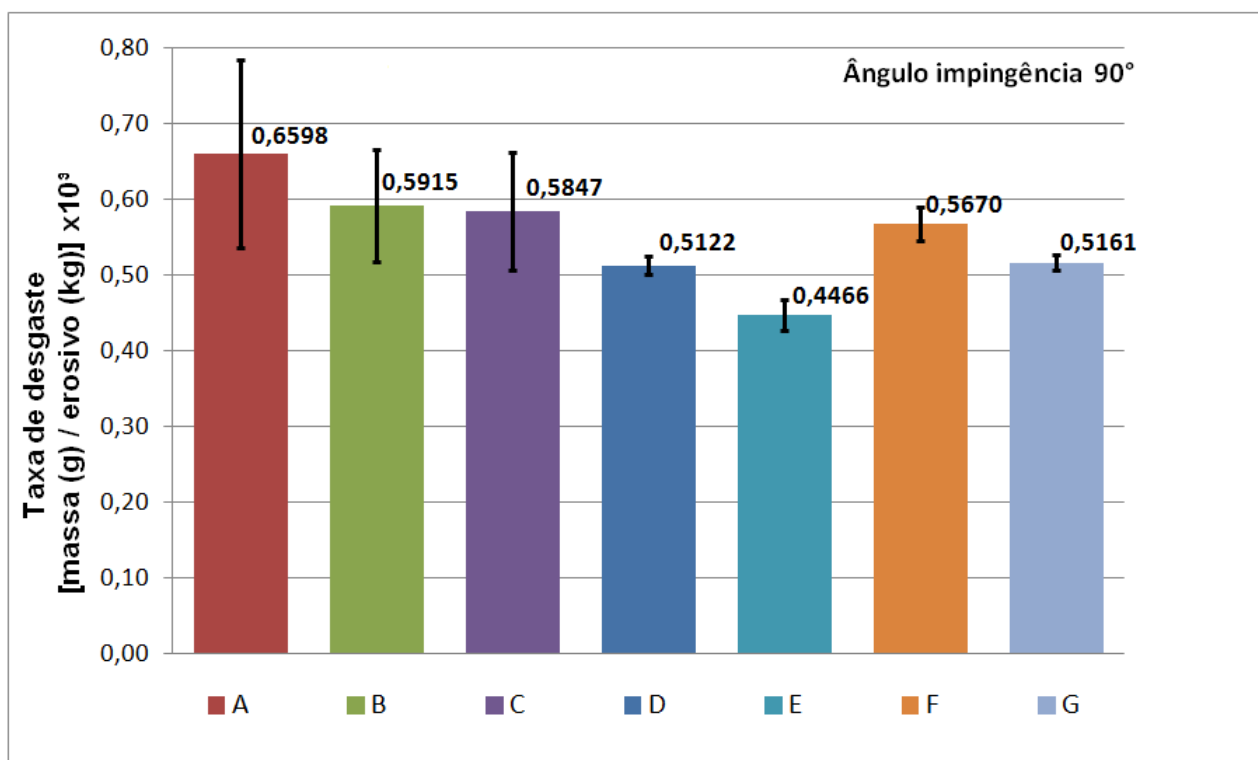


Figura 4.16 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiO<sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

Tabela 4.2 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup>, e desvio padrão entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiO<sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

Ângulo de impingência 90°		
Ligas	Taxa de desgaste	Desvio Padrão
A	0,6598	0,1240
B	0,5915	0,0735
C	0,5847	0,0778
D	0,5122	0,0122
E	0,4466	0,0208
F	0,5670	0,0227
G	0,5161	0,0109

A taxa de desgaste para ângulo de impingência 30° é apresentada nas Fig. 4.17 a 4.19 indicando a taxa de desgaste acumulada por intervalos de 15 minutos e consolidada na Tab. 4.3.

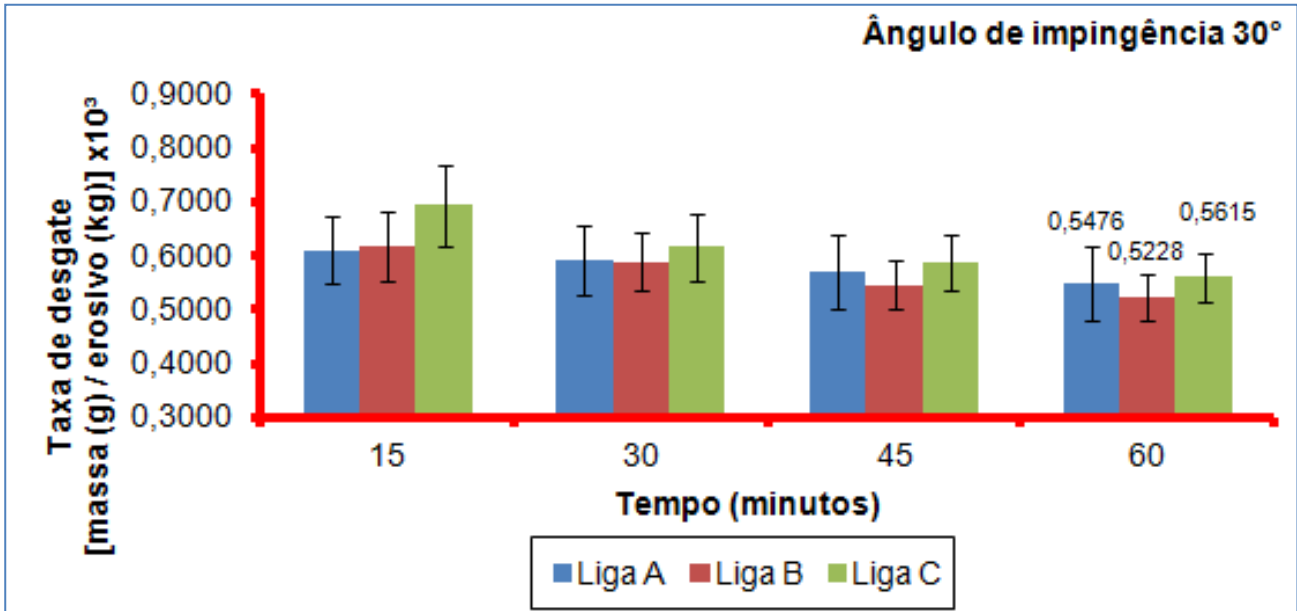


Figura 4.17 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> entre as ligas A/B/C (ASTM A 532 III A), erodido por partículas 150 µm SiO<sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

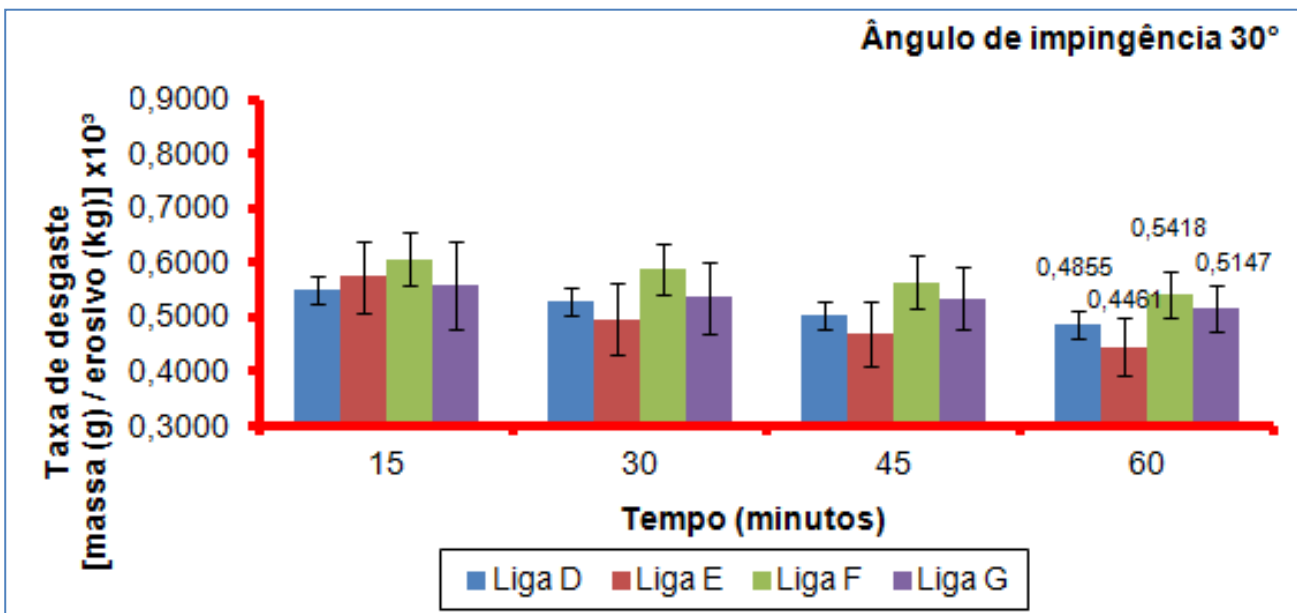


Figura 4.18 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> entre as ligas D/E/F/G (ASTM A 532 II B contendo Nb), erodido por partículas 150 µm SiO<sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.



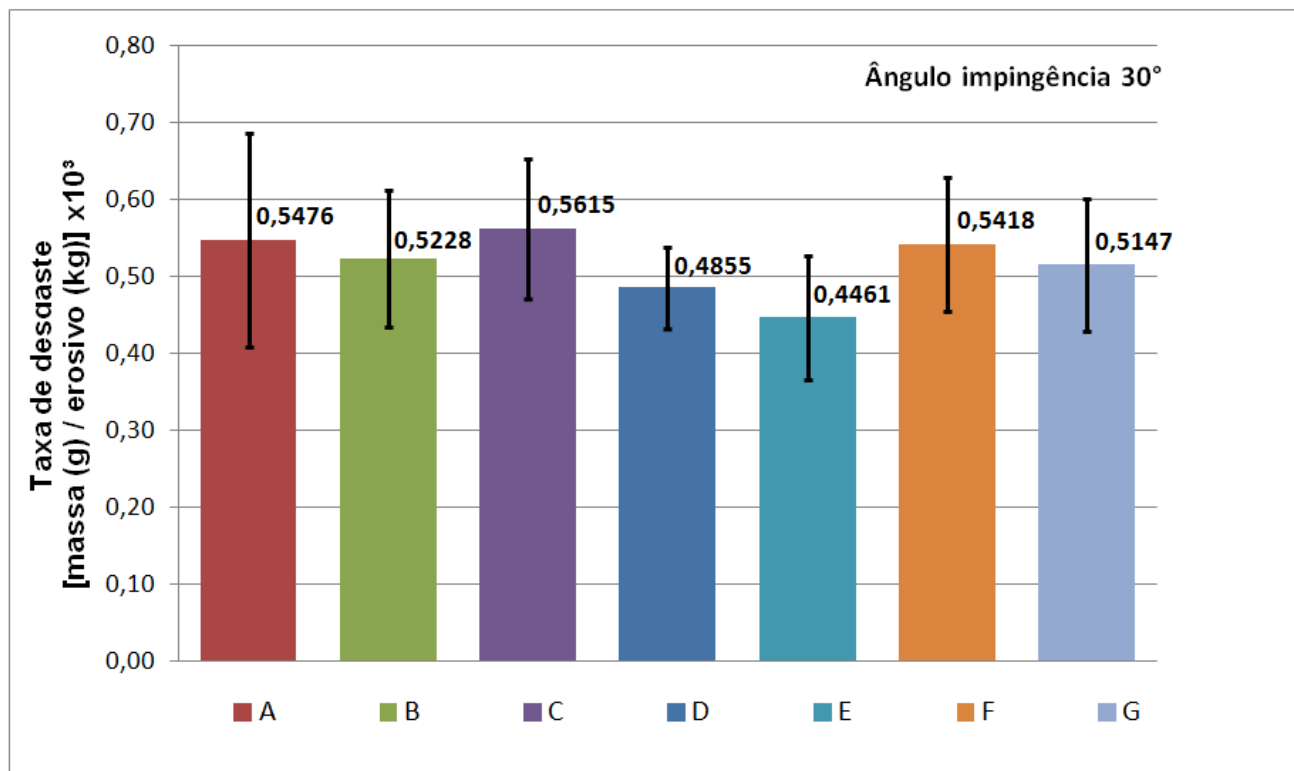


Figura 4.19 - Comparação da taxa de desgaste encontrada para o ensaio jato erosivo, entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$  SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

Tabela 4.3 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erodivo (kg)] x 10<sup>3</sup>, e desvio padrão entre as ligas A/B/C - ASTM A 532 III A e ligas D/E/F/G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$  SiO<sub>2</sub> a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

Ângulo de impingência 30°		
Ligas	Taxa de desgaste	Desvio Padrão
A	0,5476	0,1385
B	0,5228	0,0892
C	0,5615	0,0907
D	0,4855	0,0528
E	0,4461	0,0801
F	0,5418	0,0868
G	0,5147	0,0857

Nota-se que para ângulo de impingência de 90° apresenta-se uma maior taxa de desgaste em comparação ao ângulo de impingência de 30°. Este comportamento está associado à erosão frágil.

A resistência ao desgaste erosivo, para nas ligas D, E, F e G (ASTM A 532 II B contendo Nb) indicou ser maior em referência as ligas A, B e C (ASTM A 53 2 III A), para o ângulo de impingência 90°.

A taxa de desgaste para o ângulo de impingência de 30° não apresentou diferença nas ligas testadas, considerando os desvios padrão apresentados.

A resistência ao desgaste erosivo não cresceu linearmente com o aumento do elemento Nb na composição química. As ligas F e G, possuem 1,0% e 1,5% respectivamente de acréscimo de Nb na composição ASTM A532 II B e não apresentaram melhor desempenho que a liga E, com 0,5% de Nb. Isto pode estar associado ao fato de uma possível fratura dos carbonetos alongados de NbC.

Constatou-se que o desgaste apresentado na amostra da voluta é preferencialmente microindentação, resultado idêntico as amostras ensaiadas com ângulo de impingência 90°.

A taxa de desgaste verificada para ângulo de impingência 90° na amostra da liga E ASTM A 532 II B contendo 0,5% Nb apresentou-se 32% menor que a amostra da liga A ASTM A 532 III A, que é atualmente mais utilizada pela KBM.

A substituição na voluta da liga A pela liga E ASTM A 532 II B contendo 0,5% Nb possui um potencial para redução de custo anual da ordem de R\$ 663.417,00, levando em consideração a menor taxa de desgaste (32%) e o maior custo de fabricação (25%). Além disto, reduz-se ainda o tempo de parada da produção para substituição dos componentes da bomba de polpa, com ganho anual de R\$ 504.000,00. Desta forma apresentou-se um potencial ganho anual total de R\$ 1.167.417,00.

A taxa de desgaste foi extraída a cada 15 minutos nos ensaios. Observou-se uma taxa de desgaste que decresce com o tempo para todas as amostras. Isto se deve ao fato da superfície inicial ser lisa e polida, facilitando o desgaste inicial, porém este efeito desaparece com a mudança do perfil da cratera (Fig. 4.20).

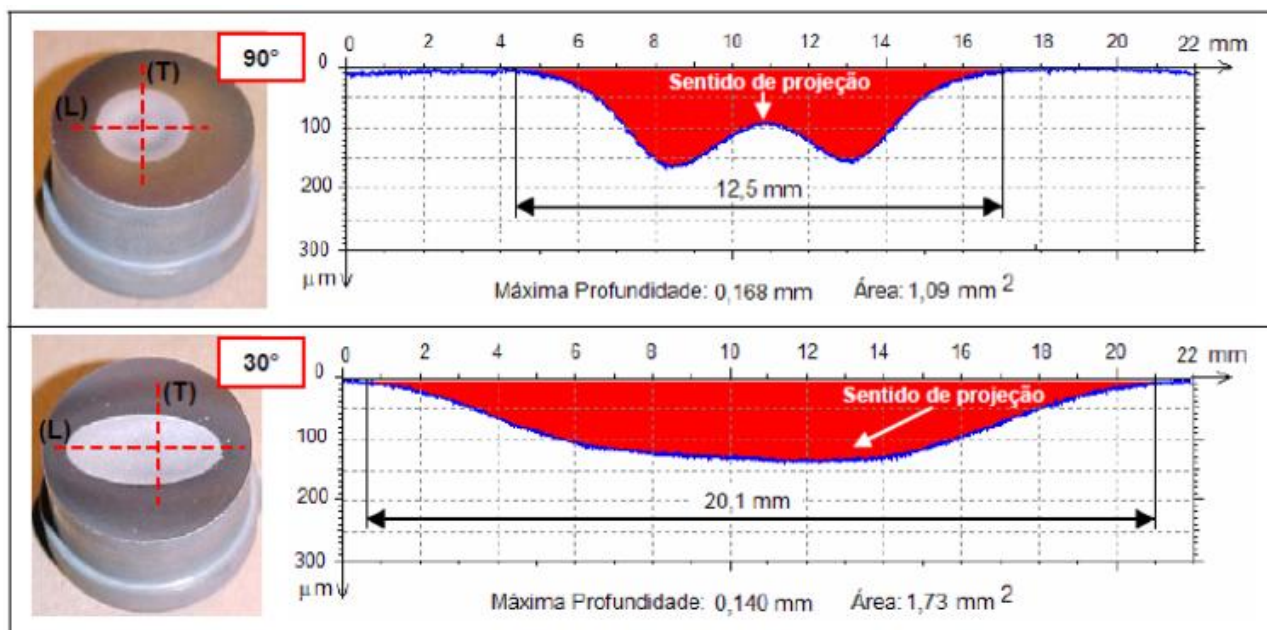


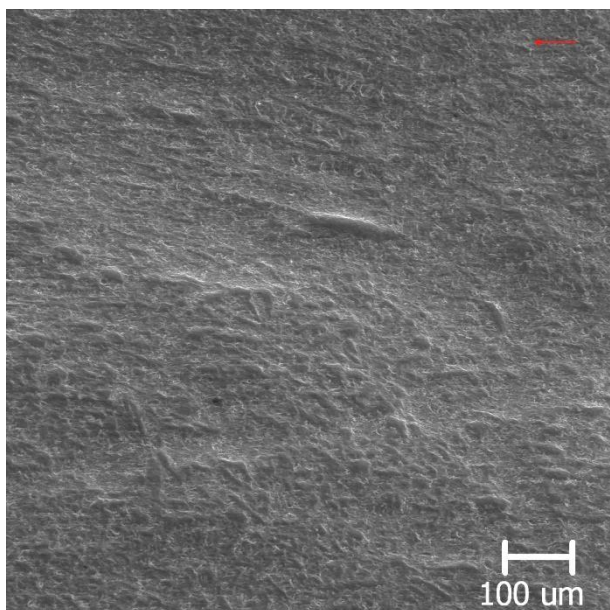
Figura 4.20 - Perfis característicos da cratera de desgaste, erosão com ângulos de impingência 30° e 90°, perfis longitudinal (L) e transversal (T) (Silva F.J.,2008).

### Superfícies das amostras após ensaio de Jato Erosivo:

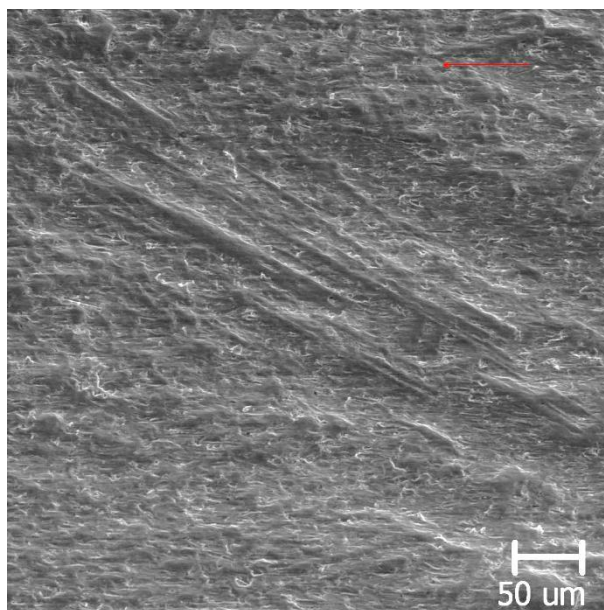
A característica de desgaste apresentada nas amostras após os ensaios de jato erosivo, Fig. 4.21 a 4.29, para ambos os ângulos de impingência, 30° e 90°, foi a proeminência de carbonetos em relação à matriz, uma vez que, estes apresentam uma menor taxa erosão e se apresentam em primeiro plano. A mesma caracterização foi observada na superfície das amostras extraídas da KBM. Evidencia-se a presença de carbonetos em todas as amostras analisadas e que estes são os maiores responsáveis pela boa resistência à erosão dos FFBC.

Na análise microscópica realizada, evidencia-se o microsulcamento e microcorte na matriz, para ângulo de impingência 30°. Para ângulo de impingência 90°, evidencia-se microindentação na matriz. Os carbonetos apresentam uma superfície relativamente lisa e em alguns casos são evidentes trincas.

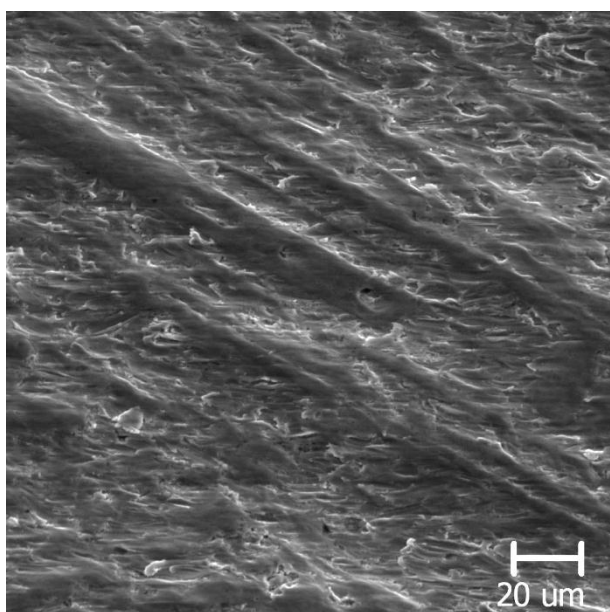
Assim como nas superfícies preservadas das amostras extraídas da KBM, nas superfícies ensaiadas constatou-se que o desgaste erosivo caracterizado neste tribosistema é frágil, existindo lascamento e trincamento dos carbonetos. Observou-se microcavidades na matriz em redor das bordas dos carbonetos. Estas microcavidades foram geradas por riscos, sulcos ou indentações, que levam ao desgaste do carboneto e ao desprendimento do mesmo, quando da perda de sustentabilidade.



a)



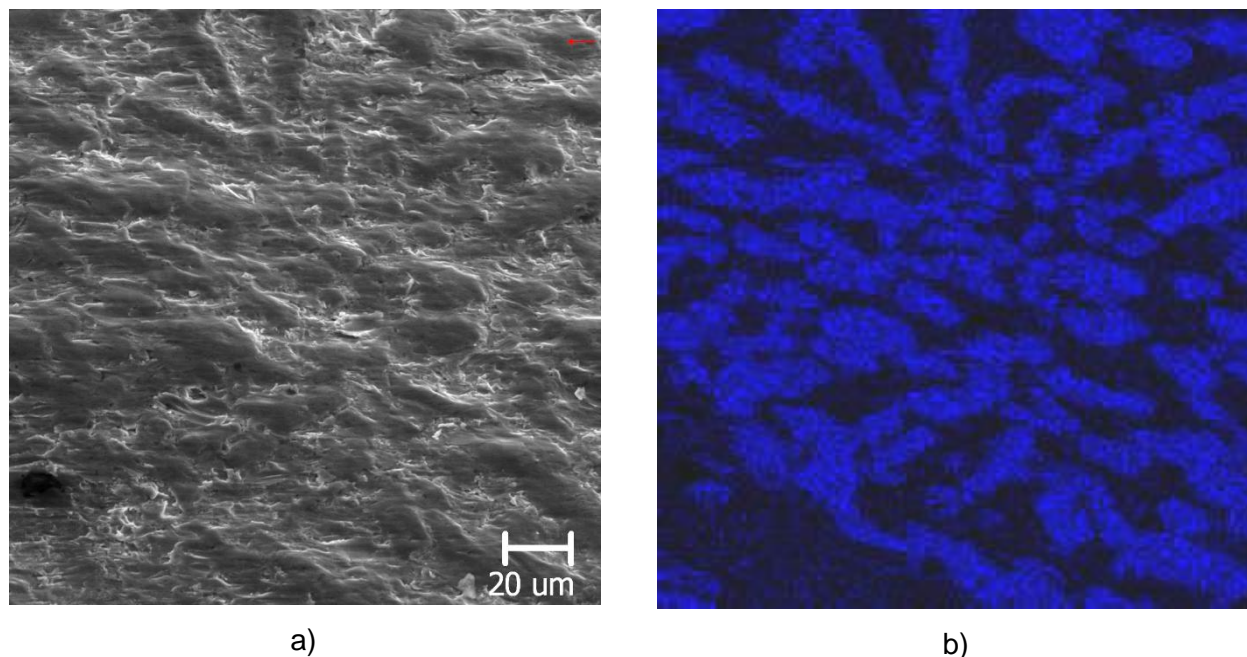
b)



c)

Figura 4.21 - Superfície de desgaste da amostra Liga B - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$  SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes.

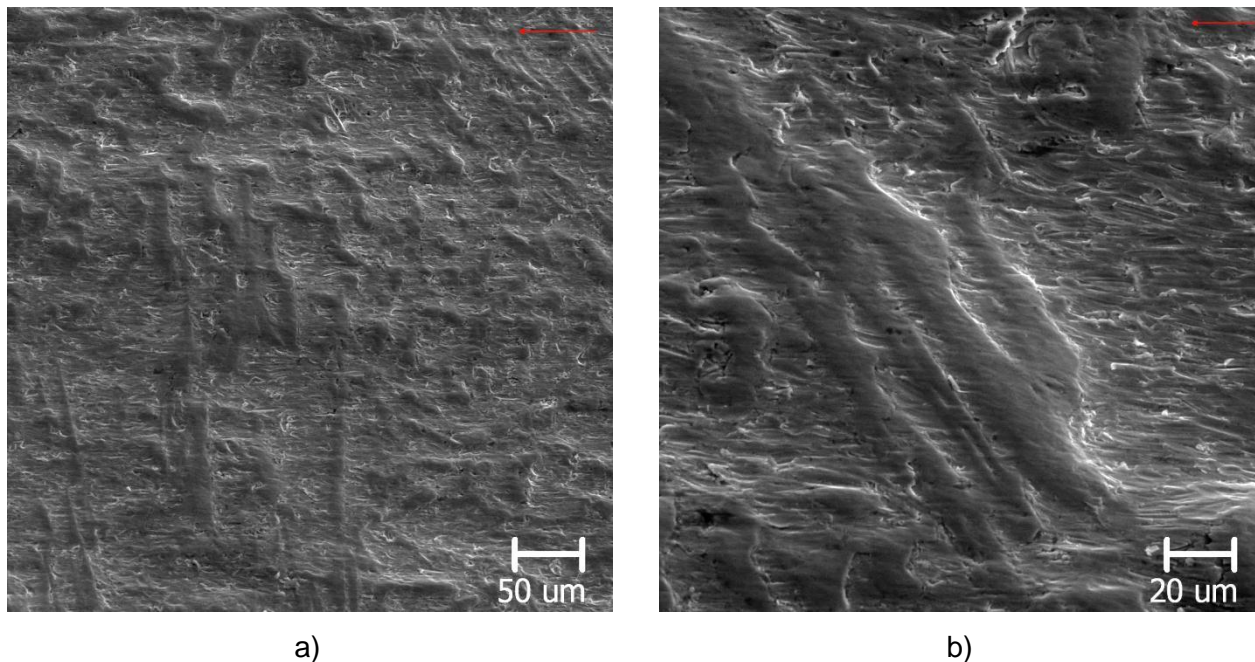




a)

b)

Figura 4.22 - Superfície de desgaste da amostra Liga **C** - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Detalhes; b) Mapa de raios-X (Cr), mostrando que as regiões proeminentes são formadas por carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , formados durante a solidificação



a)

b)

Figura 4.23 - Superfície de desgaste da amostra Liga **C** - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes.

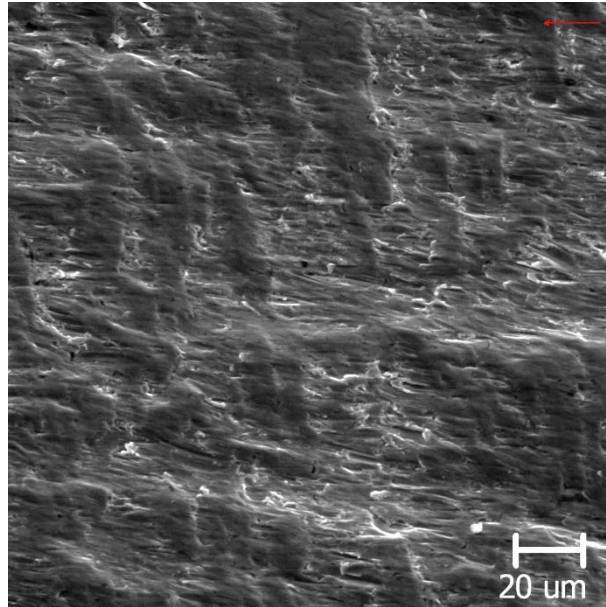
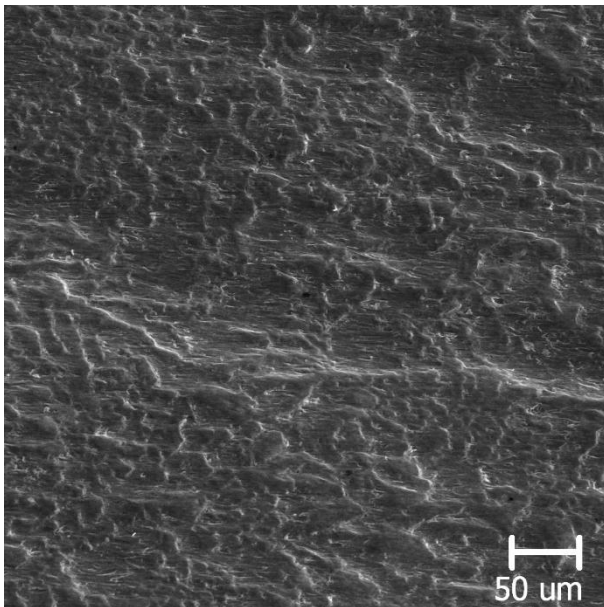
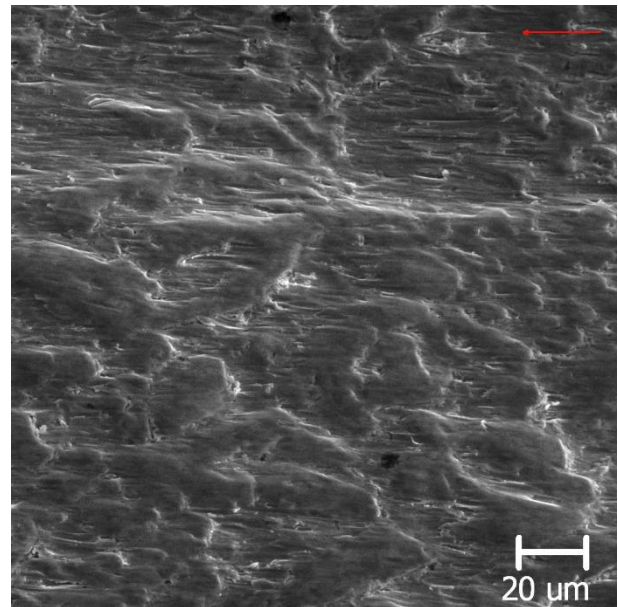


Figura 4.24 - Superfície de desgaste da amostra Liga D - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 μm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

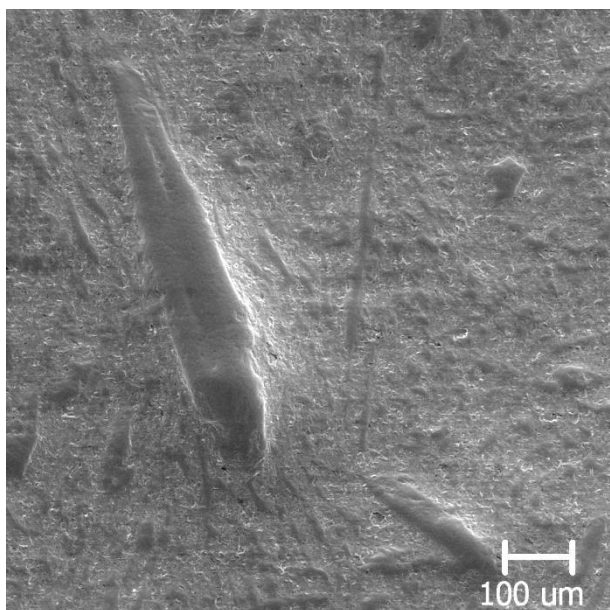


a)

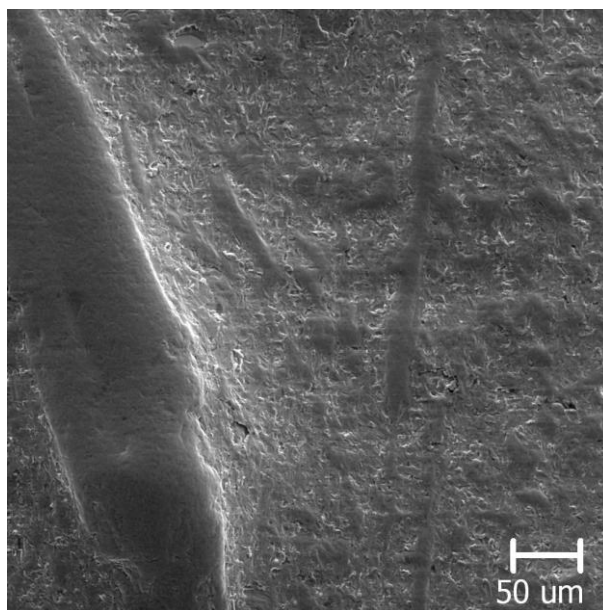


b)

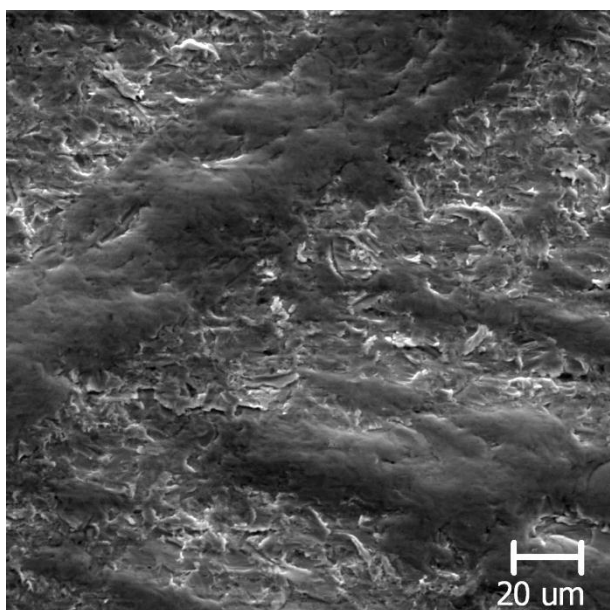
Figura 4.25 - Superfície de desgaste da amostra Liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 μm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes.



a)



b)



c)

Figura 4.26 - Superfície de desgaste da amostra Liga D - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150  $\mu\text{m}$  SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) e c) Detalhes.



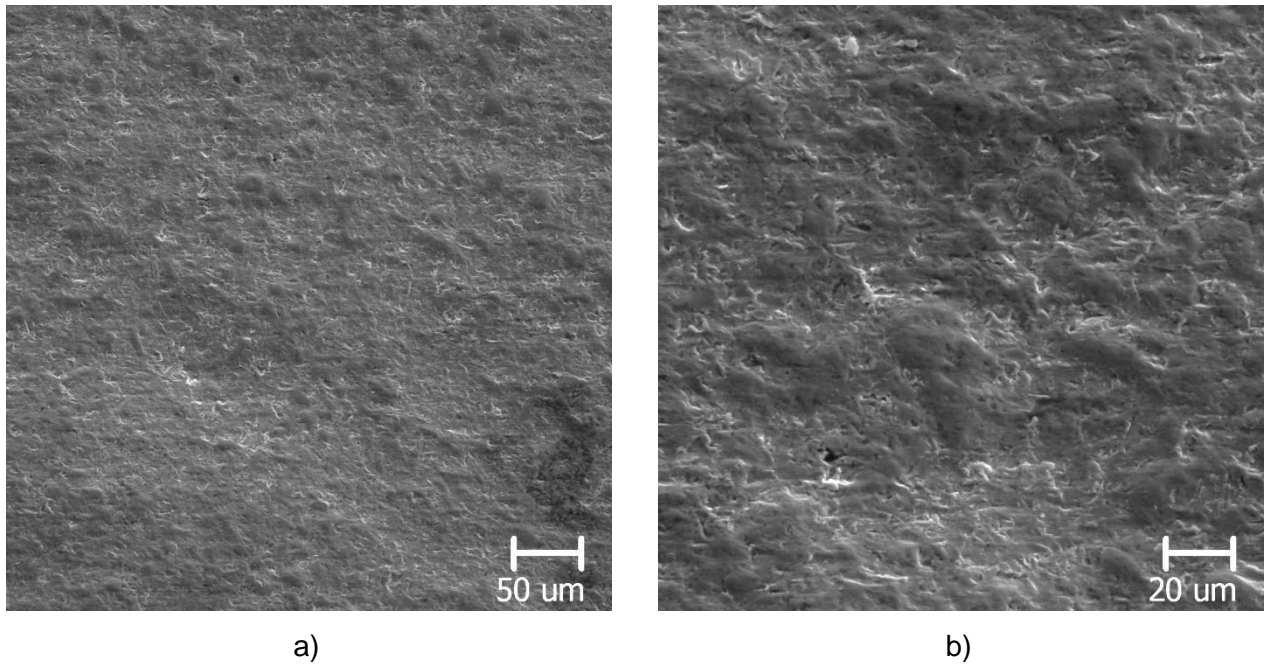


Figura 4.27 - Superfície de desgaste da amostra Liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) Detalhes.

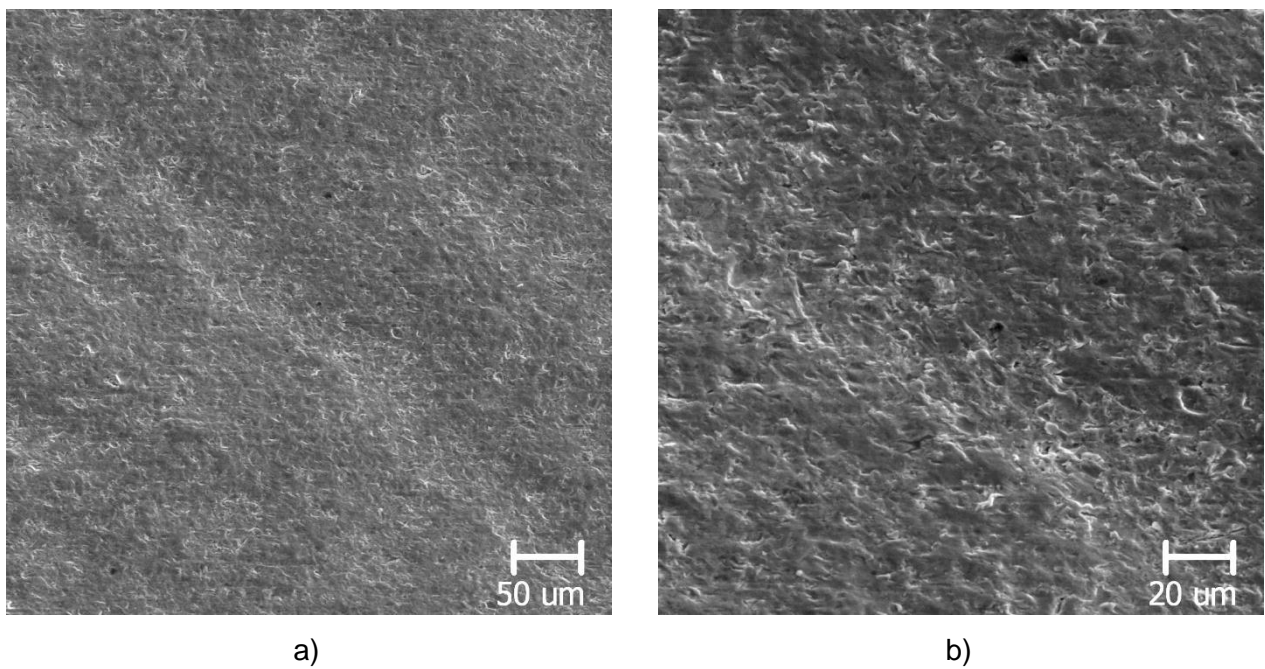


Figura 4.28 - Superfície de desgaste da amostra Liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) Detalhes.



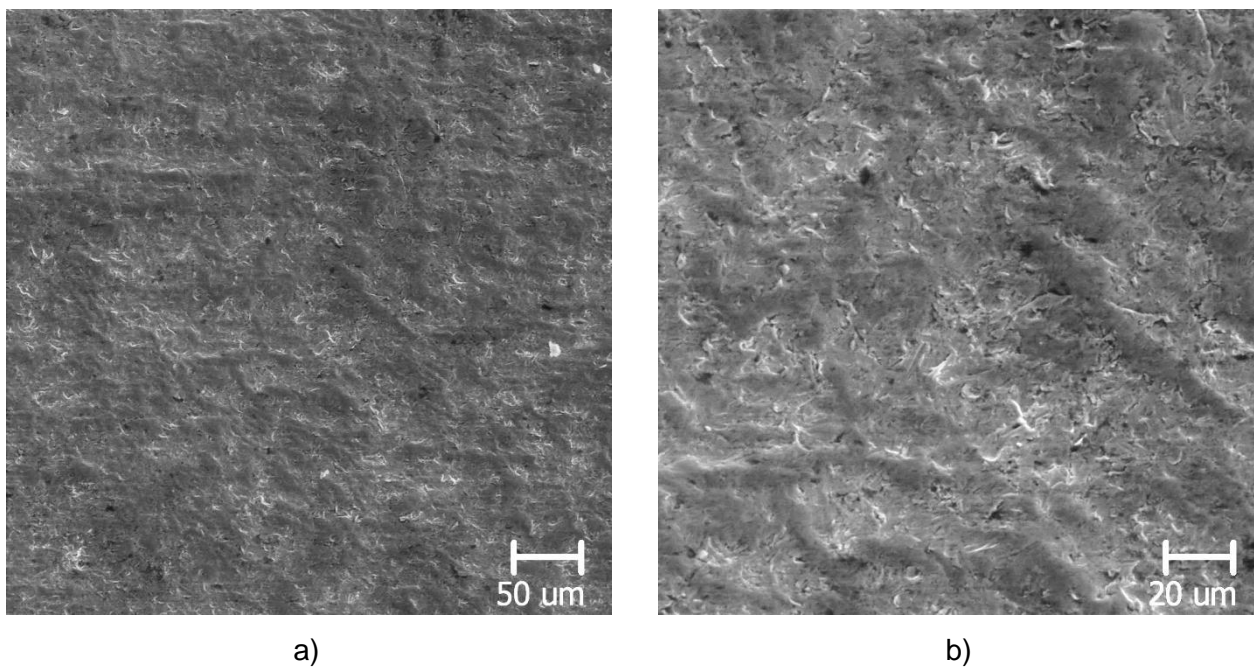


Figura 4.29 - Superfície de desgaste da amostra Liga F - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°. a) Vista geral; b) Detalhes.

## CAPÍTULO V

### Conclusões

Neste trabalho foram analisados imagens dos componentes das bombas de polpa após o desgaste. Foram caracterizados os mecanismos de desgaste operantes nestes componentes e a composição química destes. Foram ainda analisados os resultados de ligas já utilizadas e de ligas desenvolvidas para obtenção de menores taxas de desgaste nos componentes das bombas de polpa.

Para avaliar o desempenho de diferentes ligas de FFBAC contendo Nb propostas, foi utilizado o equipamento de jato erosivo, construído pela UFU-MG. No total foram ensaiadas 07 ligas com 65 corpos de prova com 260 resultados colhidos.

Dos resultados obtidos, pode-se concluir que:

1. A partir da observação das imagens das amostras dos componentes das bombas de polpa extraídos da KBM, ficou evidente que o desgaste é erosivo e que os mecanismos atuantes são o microcorte, microsulcamento e microindentação. Especificamente na voluta foi verificado preferencialmente a microindentação.
2. As ligas em FFBAC conforme ASTM A 532 II B, contendo entre 0,0 e 1,5% em peso de Nb, apresentaram menores taxas de desgaste erosivo que as ligas em FFBAC ASTM A 532 III A para ângulo de impingência 90°.
3. A liga que apresentou melhor resultado, ou seja, menor taxa de desgaste erosivo foi a liga E, FFBAC conforme ASTM A 532 II B, acrescida com 0,5% em peso de Nióbio, para ângulo de impingência de 90°.
4. As ligas em FFBAC conforme ASTM A 532 II B, contendo entre 0,0 e 1,5% em peso de Nb, apresentaram taxas de desgaste erosivo similares às ligas em FFBAC ASTM A 532 III A para ângulo de impingência 30°.
5. A dureza das ligas em FFBAC conforme ASTM A 532 II B contendo Nb foi maior que as ligas em FFBAC ASTM A 532 III A., provavelmente em função do maior teor de Mo desta primeira, que contribui para a formação de carbonetos especiais e aumento da temperabilidade destas ligas.

6. A dureza das ligas em FFBC conforme ASTM A 532 II B analisadas aumentou conforme o acréscimo do teor de Nb nestas ligas. Conclui-se que o Nióbio contribui para a formação de carbonetos especiais e de maior dureza, bem como aumento da temperabilidade das ligas, uma vez que o Nb forma carbonetos preferencialmente ao Cr, deixando uma matriz mais rica em Cr, e, portanto de maior temperabilidade, assim como o Mo.
7. A morfologia dos carbonetos de Nb é diferenciada, apresentando uma forma enganchada, que se fixa melhor a matriz, contribuindo para a redução do desgaste.
8. A taxa de desgaste verificada para ângulo de impingência 90° na amostra da liga E ASTM A 532 II B contendo 0,5% Nb apresentou-se 32% menor que a amostra da liga A ASTM A 532 III A, que é atualmente mais utilizada pela KBM.

## CAPÍTULO VI

### Sugestões para Trabalhos Futuros

A aplicação de conhecimentos já disponíveis na literatura técnica pode-se obter melhorias significativas na vida útil dos componentes das bombas de polpa utilizadas na mineração. Através de desenvolvimento de ligas, como neste trabalho, e de se esperar uma melhoria contínua em vida útil. Em alinhamento e esse trabalho, apresenta-se as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- a) Comparar os dados obtidos em laboratório, com os resultados de campo, procurando estabelecer correlações entre os mesmos. De posse desta correlação, buscar o aperfeiçoamento dos testes de laboratório.
- b) Produzir uma liga com teor de nióbio entre 3 e 5% em peso em FFBC conforme ASTM A 532 II B e avaliar seu desempenho nestas condições de aplicação.
- c) Em parceria com a disciplina Mecânica dos Flúidos, pesquisar e desenvolver um novo modelo de rotor, com maior eficiência, ou seja, menor peso de fabricação e aumento de vida útil.
- d) Variar a temperatura de desestabilização da austenita entre 950°C e 1050°C, e avaliar os efeitos disto sobre o desempenho em laboratório quanto à erosão.
- e) Variar a temperatura de revenimento entre 200°C e 500°C, e avaliar os efeitos disto sobre o desempenho em laboratório quanto à erosão.
- f) Produzir uma liga hipereutética com 35% Cr e 5% C, com temperatura de desestabilização de 950°C, avaliar os efeitos e desempenho em laboratório quanto à erosão.

## CAPÍTULO VII

### 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 Resistente ao Desgaste, Uberlândia, PP. 85-121.

ARIKAN, M.M., CIMENOGLU, and KAYALI, E.S., 2001, “The Effect of Titanium on the Abrasion Resistance of 15Cr-3Mo White Cast Iron”, *Wear* 247, pp. 231-235.

APEKAR, S.S. and KOSEL, T.H., 1985, Erosion of white cast irons and satellite, in *Wear of Materials 1985*. Ludema, K.C., ed., ASME, New York, pp. 677-686.

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.

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.

CEMIL CETINKAYA, *Materials & Design* 27, 2006, 437 – 445: An investigation of the wear behaviours of White Cast Irons under different compositions.

CHAVES, P. A., 2002, *Teoria e Prática do Tratamento de Minérios, Bombas de polpa*, volume 1, 2ª. Edição, pág. 84 – 113.

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*, 166, pp. 197-201.

CHIAVERINI, V., 1996, “Aços e Ferros Fundidos”, *ABM Associação Brasileira de Materiais*, 7ª. edição, pág 494.

CZICHOS, H. und Habig, K.H., 1992, “Tribologie Handbuch – Reibung und Verschleiss”, Vieweg Verlag, Braunschweig.

FINNIE, I., 1960, Erosion os surfaces by solid particles. *Wear*, 3, 87 – 133.

FINNIE, I. and D.H. MCFADEN, 1978, On the velocity Dependence of Erosion of Ductile Metals by Solid Particles at Low Angles of Impingement, *Wear*, 48, 181 -190.

FINNIE, I., 1995, “Some reflections on the past and future of erosion” – *Wear*, 186-187, 1 – 10.

GREGOLIM, J.A.R., 1990, “Desenvolvimento de Ligas Fe-C-Cr(Nb) Resistentes ao Desgaste”, Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, 1990, 228p.

GUESSER, W.L., COSTA, P.H.C e PIESKE, A., 1989, “Nióbio em Ferros Fundidos Brancos Ligados ao Cromo para Aplicações em Desgaste Abrasivo”, *Metalurgia*, vol. 45, No. 381, pp. 768-776.

GULDEN, M.E., 1979, in Proc. 5<sup>th</sup> Int. Conf. on erosion by Liquid and Solid Impact, Cavendish Laboratory, Cambridge,UK. Paper 31.

HUTCHINGS, I.M. and WINTER, R.E. e FIELD, J.E., 1976, Solid particle erosion of metals: The removal of surface material by spherical projectiles. *Proc. R. Soc., London*, A348, 379 -392.

HUTCHINGS I.M. *CHEM. Eng. Sci. Tribology*, 1987, *Friction and Wear of Engineering Materials*. 42, 869-878.

HUTCHINGS, I.M., 1992, *Tribology Friction and Wear of Engineering Materials. Metallurgy, Materials Science Series* pp.186-188.

KBM, 2006, Relatório geológico da Kinross Brasil Mineração KBM MOP03 REV00.

KBM, 2006, Relatório geológico da Kinross Brasil Mineração LAB, arquivo fotográfico.

KBM, 2011, Relatório interno da Gerência de manutenção da Kinross Brasil Mineração, relatório de custos, JDE KBM MAN.

KHOSRAWI, M.A., 1979, Übertragbarkeit von Versuchs-und Prüfergebnissen bei abrasive Verschleißbeanspruchung auf Bauteile. VDI-Berichte, 354, 107 – 124.

KLEIS, I., 1972, Grundlagen der Werkstoffauswahl bei der Bekämpfung des Strahlverschleißverhalten von Metallen und nichtmetallischen Hartstoffen. Wear, 20, 299 – 308.

LLEWELLYN, R.J., S.K. YICK, K.F. DOLMAN, 2004, Scouring erosion of metallic materials used in slurry pump service. Wear 256, 592 – 599.

MARATRAY, F. and Usseglio-Nanot, R., 1970, “Factors affecting the structure os Chromium and Chromium-Molybdenum White Irons”, Climax Molybdenum Co., pp. 32.

MARATRAY, F. und USSEGLIO-NANOT, R., 1971, “Einflußfaktoren auf die Gefügestruktur des chrom- und chrom-molybdän-legierten weißen Gußeisen”, Climax Molybän S.A., Paris.

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.

MÁSCIA, R., 2002, “Desenvolvimento e caracterização tribológica de materiais resistentes ao desgaste abrasivo para indústria mineradora de cassiterita”, Dissertação mestrado – Universidade Federal de Uberlândia.

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.

RAO, P.V. and Buckley,D.H.: The effect of erosion by solid particle impingement on ductile materials, in Proc.6<sup>th</sup> Int.Conf. Erosion by Liquid and Solid Impact> Field, J.E. and Corney, N.S.,eds, Cambridge, England 1983, pp.(38-1)-(38-10).

RITTER, J.E., Erosion of Ceramic Materials, Trans. Tech. Publications, Zurich, Switzerland, 1992.

RUFF, A.W. e Wiederhorn, S.M.: Erosion by solid particle impact, in Tretise Mater. Sci. Tecnol. Vol. 16.Preece, C.M.,ed., Academic Press, New York 1979, pp. 69 -126.

SARE, I.R. and Arnold, B.K., 1989, "Gouging Abrasion of Wear-Resistant Alloy White Cast Irons", *Wear*, 131, pp.15-38.

SARE, I.R. and Arnold, B.K., 1995, "The Effect of Heat Treatment on the Gouging Abrasion Resistance of White Cast Irons", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 26A, pp. 357-370.

SARKAR, A.D., 1980, "Wear and Friction", Academic Press, 2<sup>nd</sup> edition, 423, pp.67-89.

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

SEDRICK, 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.

SILVA, F.J., 2008, *Erosão, Corrosão, Erosão-Corrosão e Cavitação do Aço ABNT 8550 Nitretado a Plasma*. 300f, Tese de Doutorado - Universidade Federal de Uberlândia.

SPURR, R.T., 1981, "The Abrasive Wear of Metals", *Wear*, (65) 315-324.

TABRETT, C.P., 1996, "Microstructure – property relationships in high Chromium White Iron Alloys", *International Materials Reviews*, vol. 41 – 2, pp. 59 – 82.

TILLY, G.P., 1973, A two stage mechanism of ductile erosion, *Wear* 23 - 87.

TURENNE, S., LAVALLÉE e, F. and MASOUNAVE, J., 1989, "Matrix Microstructure Effect on the Abrasion Wear Resistance of High-Chromium White Cast Iron", *Journal of Materials Science* 24, pp. 3021-3028.

UETZ, H. and KHOSRAWI, M.A., 1980, *Strahlvercheib. Aufbereitungs – Technik*, 21 (1980) 253 – 266.

UETZ, H., WIEDEMEYER, J., "Tribologie der Polymere: Grundlagen, und Anwendungen in der Technik"; *Reibung-Verschleiss-Schmierung*, Carl Hansen Verlag, Muenchen, 1984.

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



WAHL H. and F. HARTSTEIN, Strahlverschleiss Franckhsche Verhandlung, Stuttgart, 1946, also translated into English, January 1979 for Lawrence Livermore national Lab., UCRL Translation 11447.

WARMAN, Group Development, "Wear in slurry pumps" – Technical Bulletin no.9, May 1991, page 1-4.

WARMAN, Group Development, "White Iron Microstructure and Wear" – Technical Bulletin no.18, Jan 1992, page 1-4.

ZUM GAHR, K.H., 1987, "Microstructure and Wear of Materials", Elsevier, Amsterdam.

## CAPÍTULO VIII

### Anexos

As Figuras 8.1 a 8.14 indicam os resultados da taxa de desgaste encontrada para cada liga ensaiada no jato erosivo, para ângulos de 90° e 30° respectivamente.

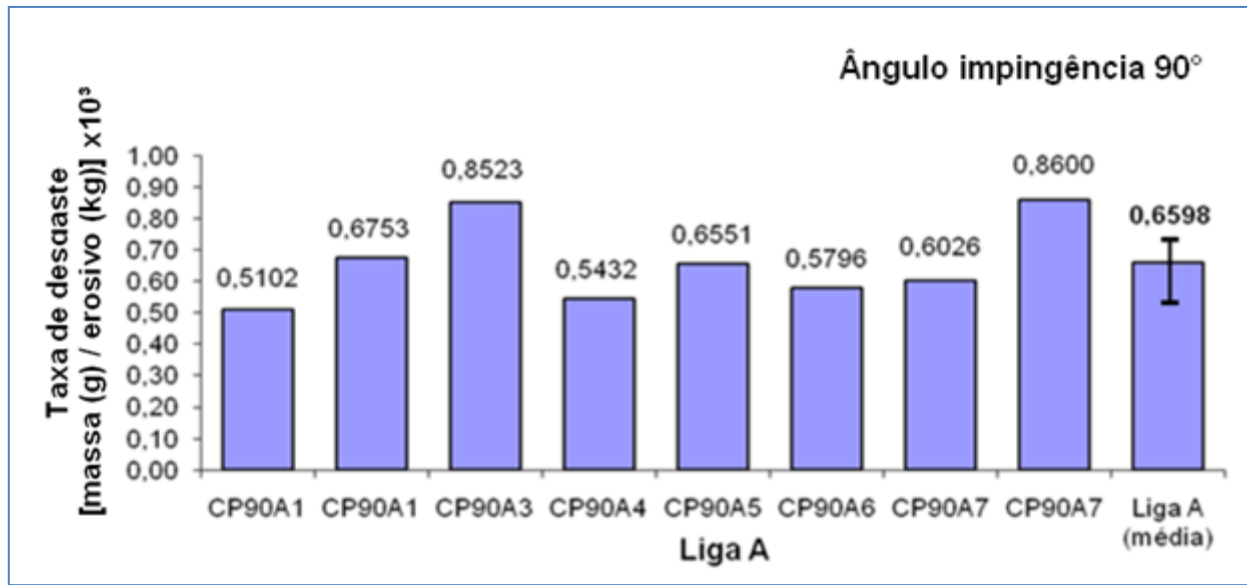


Figura 8.1 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

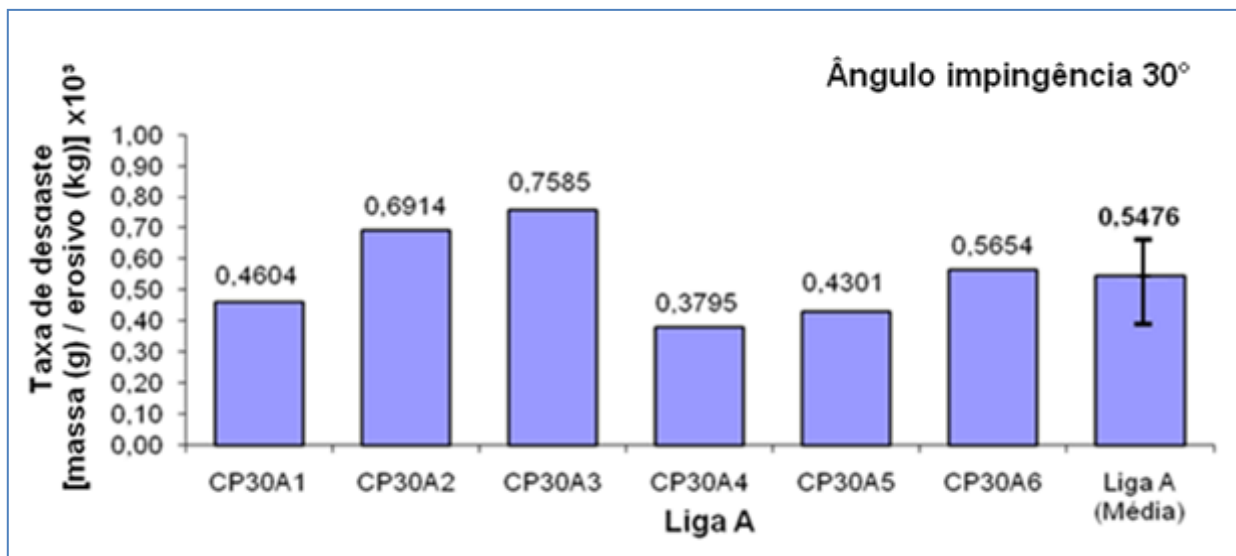


Figura 8.2 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga A - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

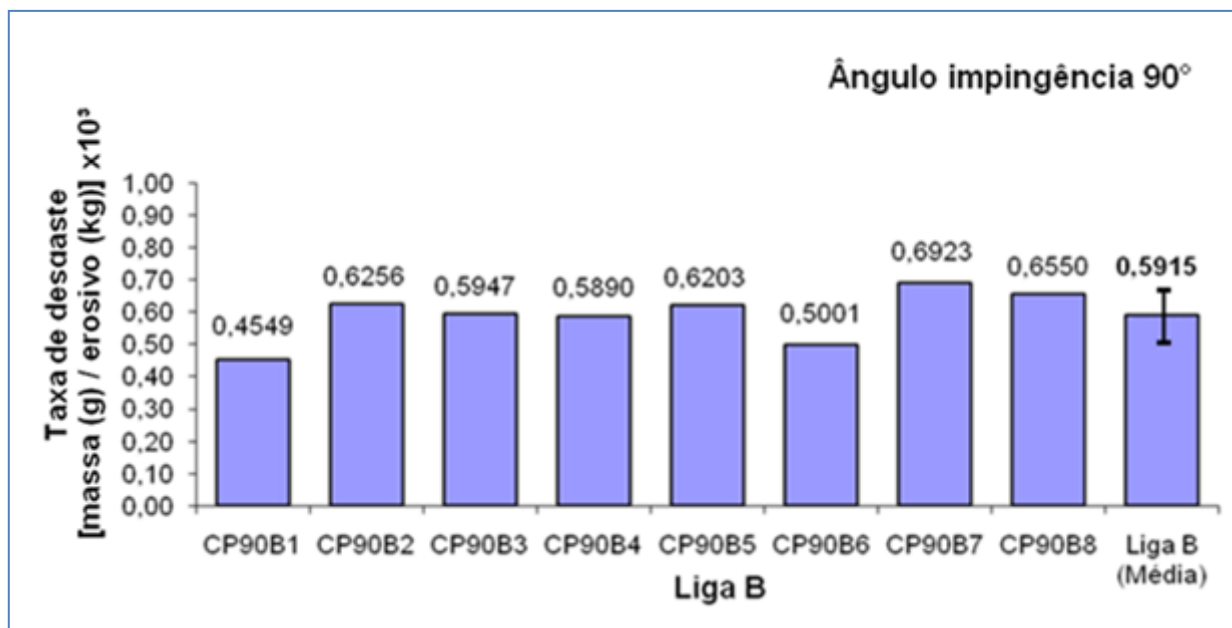


Figura 8.3 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga B - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

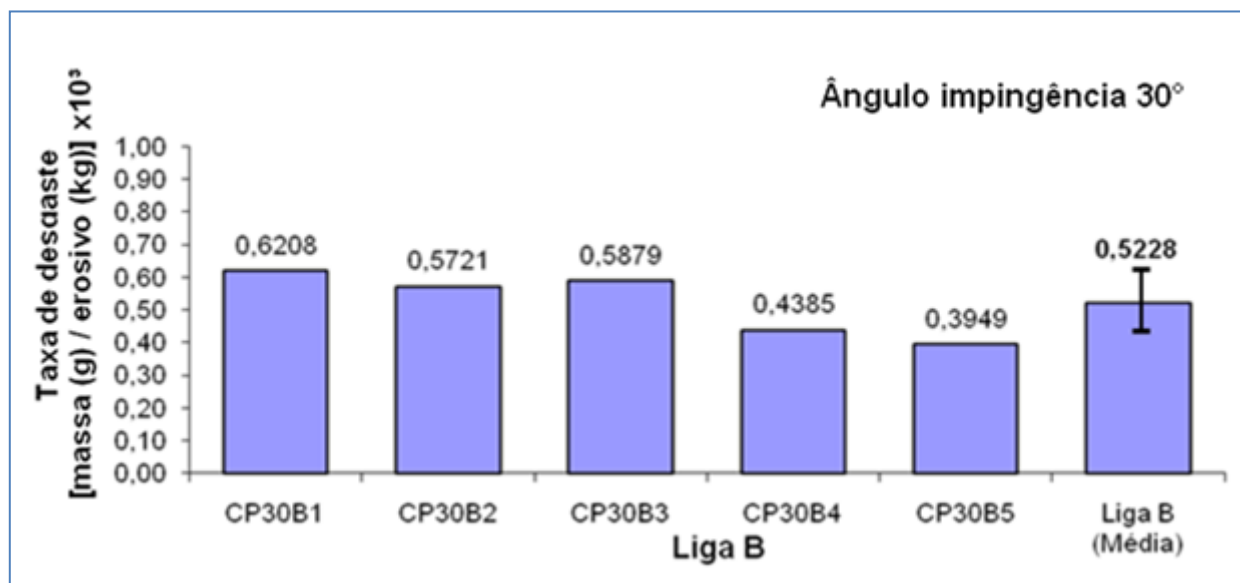


Figura 8.4 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga B - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

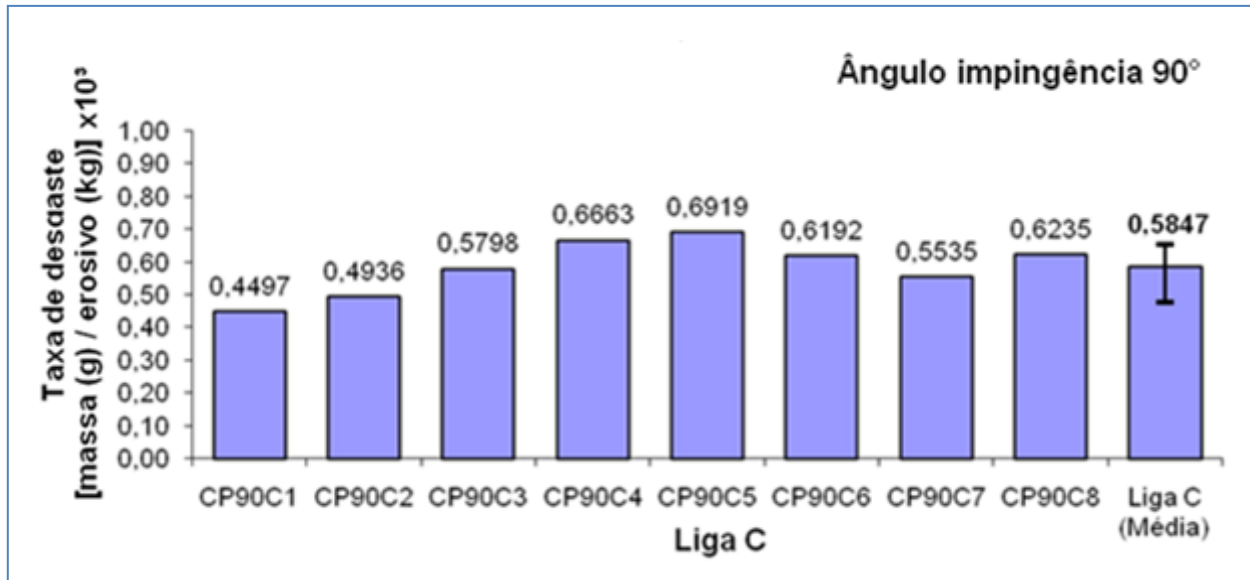


Figura 8.5 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

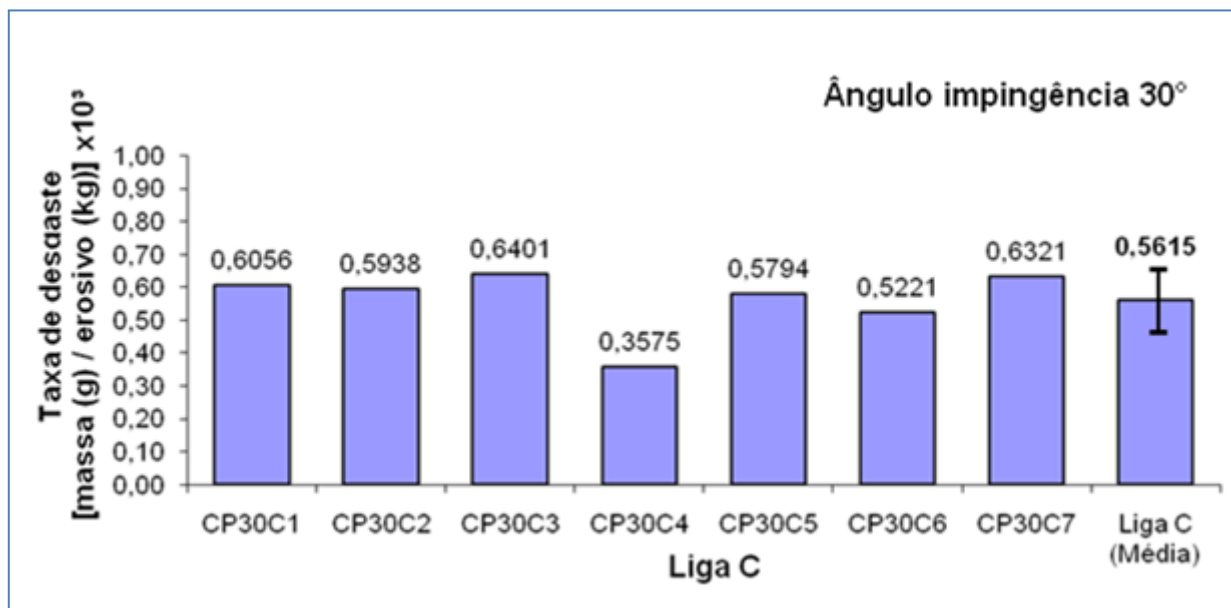


Figura 8.6 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga C - ASTM A 532 III A, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

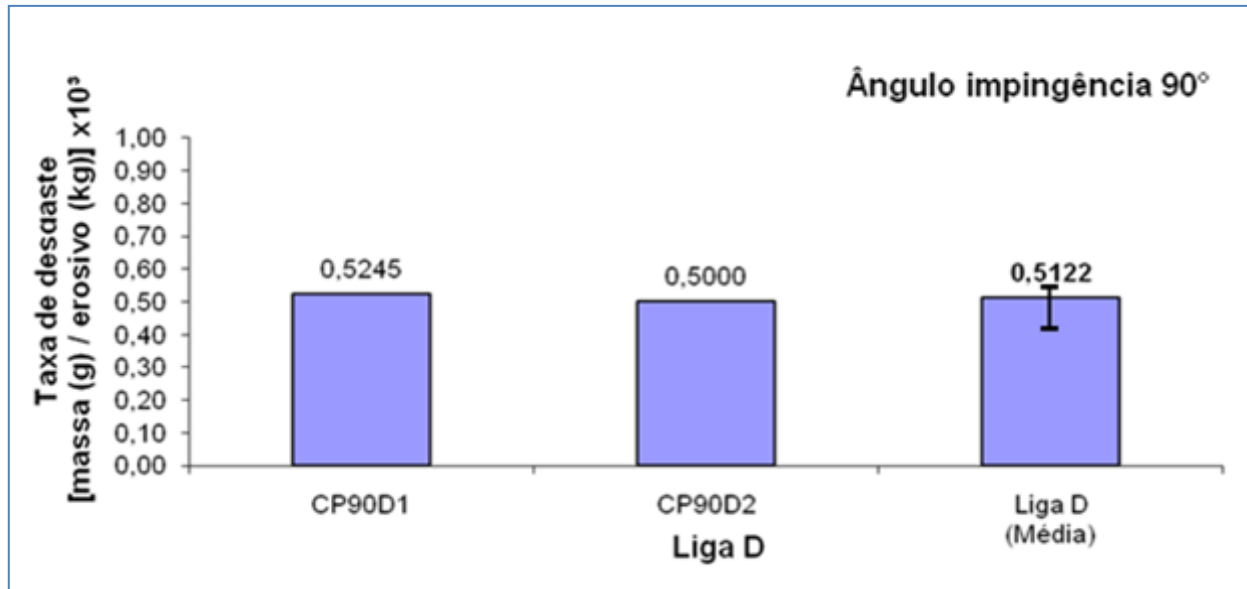


Figura 8.7 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga D - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

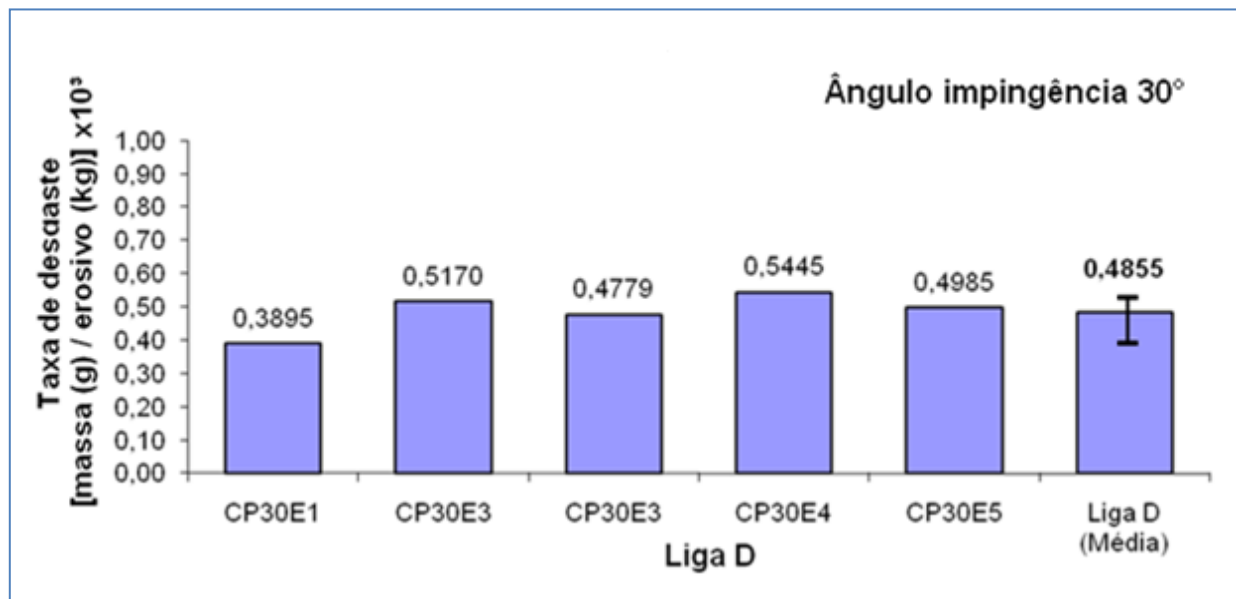


Figura 8.8 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga D - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

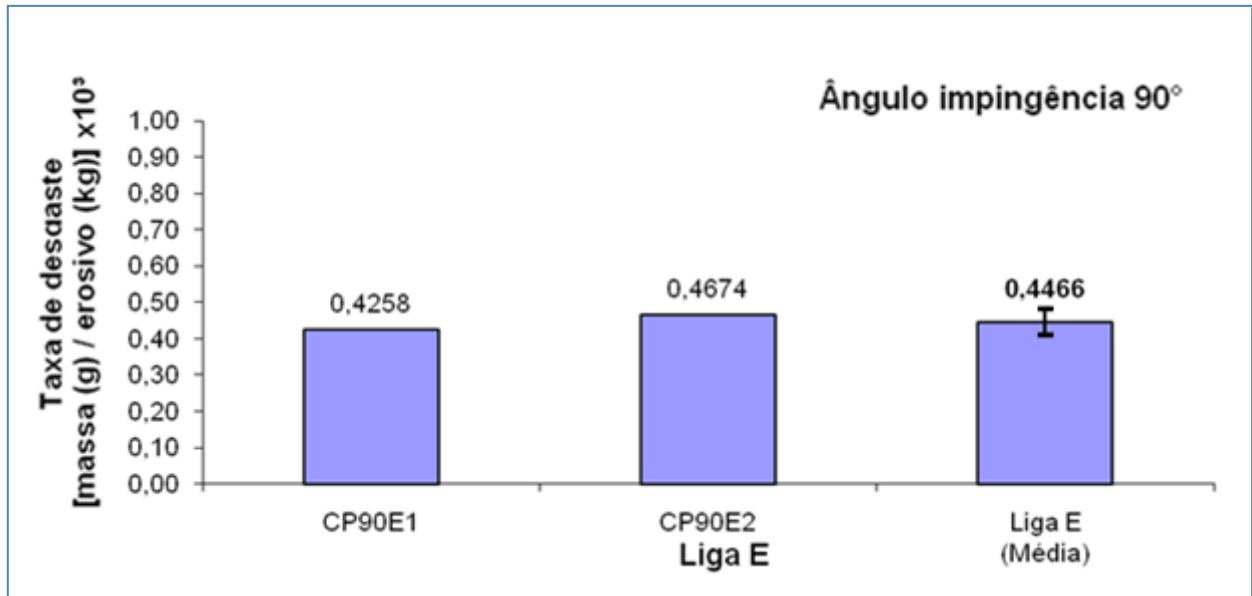


Figura 8.9 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga E - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

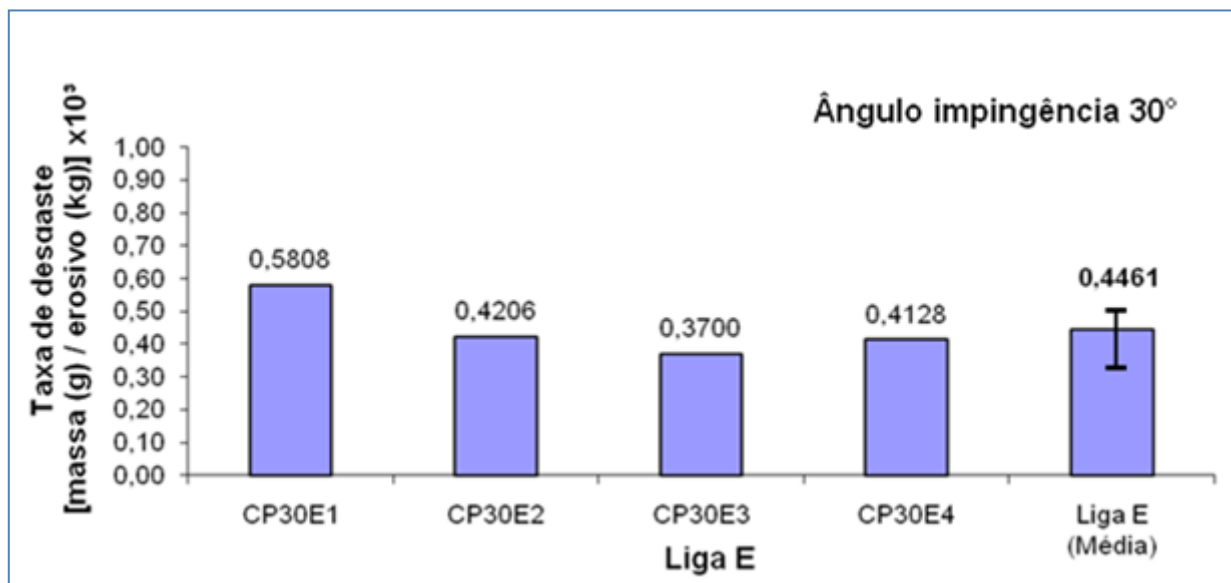


Figura 8.10 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga E - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

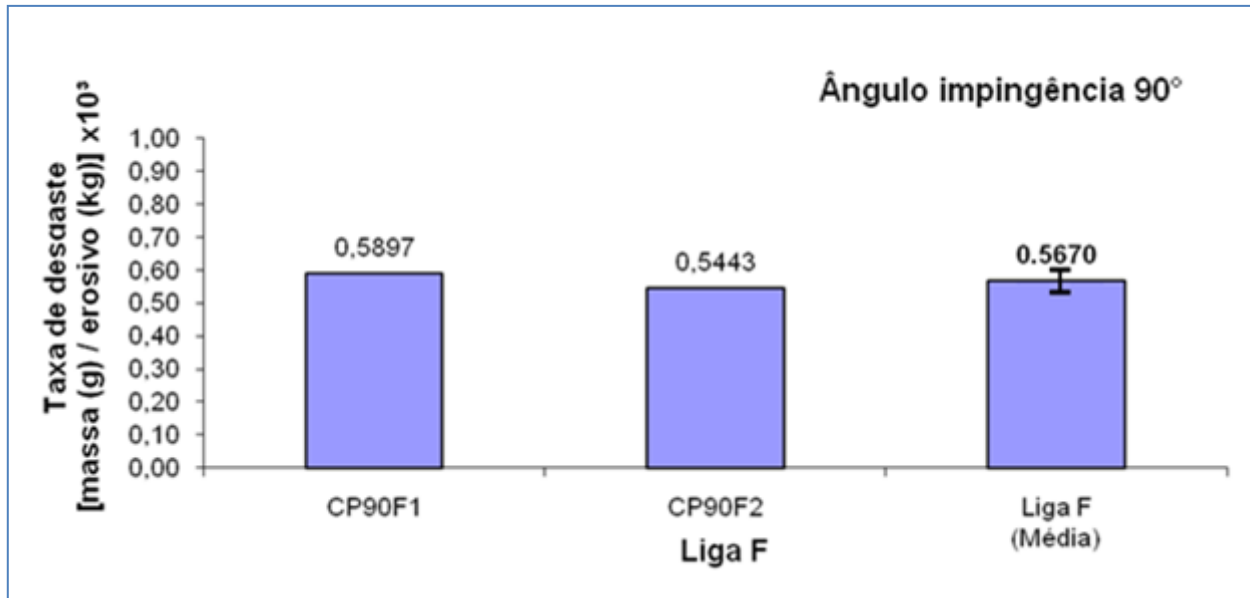


Figura 8.11 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga F - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

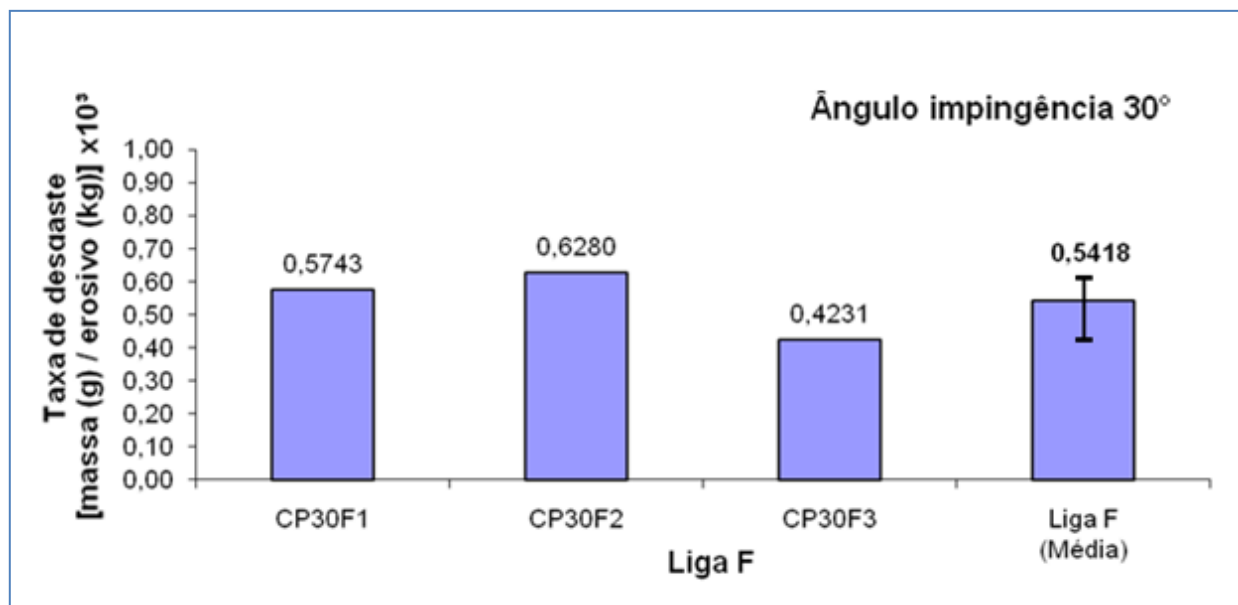


Figura 8.12 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10<sup>3</sup> para a liga F - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.

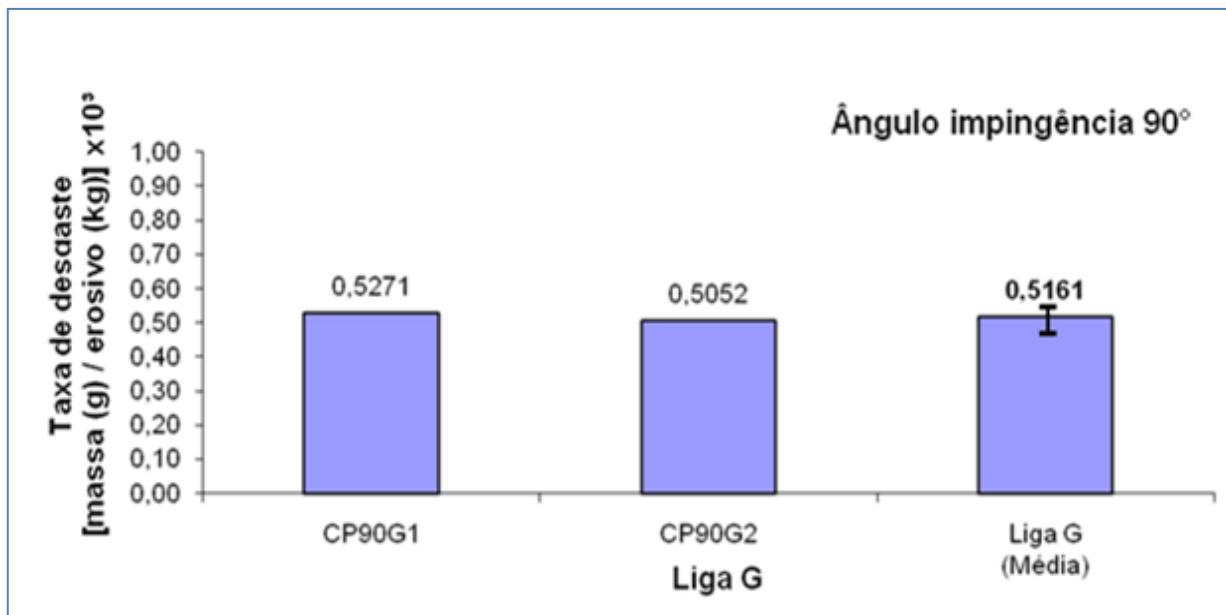


Figura 8.13 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10³ para a liga G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 90°.

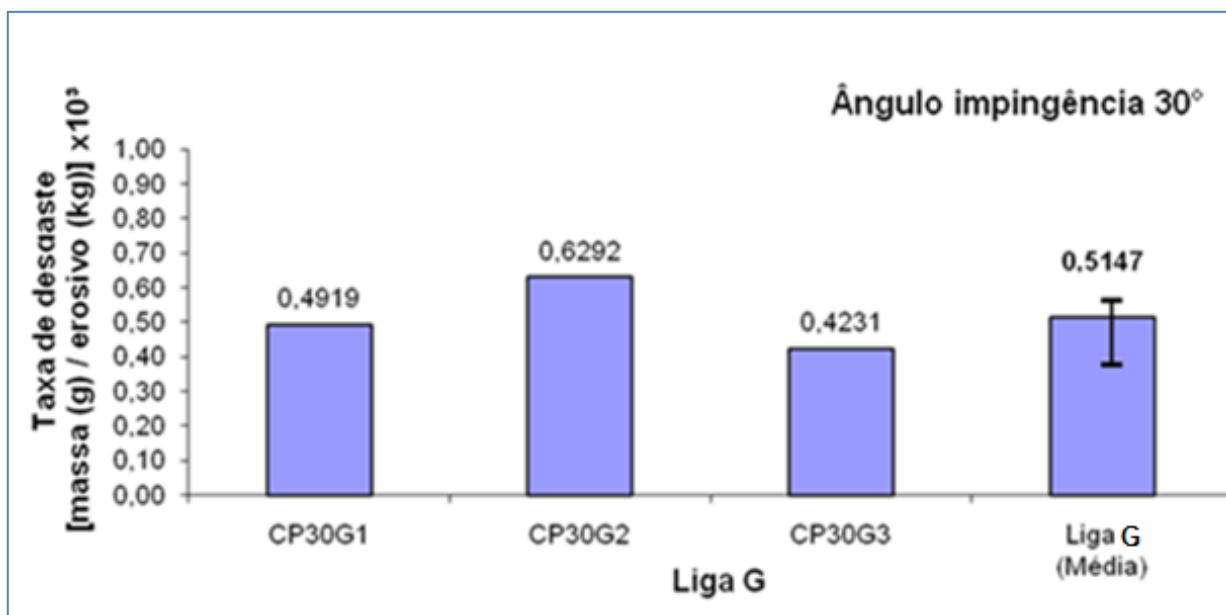


Figura 8.14 - Comparação da taxa de desgaste encontrada [massa(g) / erosivo (kg)] x 10³ para a liga G - ASTM A 532 II B contendo Nb, erodido por partículas 150 µm SiC a 14 m/s com ângulo de impingência 30°.