

EDUARDO ALBERTIN

**EFEITO DA PORCENTAGEM DE CARBONETOS E DA  
MICROESTRUTURA DA MATRIZ METÁLICA SOBRE A  
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE FERROS FUNDIDOS  
BRANCOS DE ALTO CROMO - ENSAIOS EM MOINHO  
DE BOLAS.**

Tese apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de  
São Paulo para obtenção do  
título de Doutor em Engenharia

São Paulo  
1993

EDUARDO ALBERTIN

**EFEITO DA PORCENTAGEM DE CARBONETOS E DA  
MICROESTRUTURA DA MATRIZ METÁLICA SOBRE A  
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE FERROS FUNDIDOS  
BRANCOS DE ALTO CROMO - ENSAIOS EM MOINHO  
DE BOLAS.**

Tese apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de  
São Paulo para obtenção do  
título de Doutor em Engenharia

Área de Concentração:  
Engenharia Metalúrgica

Orientador:  
Francisco Ambrozio Filho

São Paulo  
1993

Wear testing may be a successful and  
and useful exercise, but it is often  
necessary for the wear test and the  
developer thereof to mature together

*K.C. Ludema*

## A G R A D E C I M E N T O S

Muitas pessoas e instituições contribuíram para que esta Tese fosse realizada. Uma relação nominal atingiria com facilidade a casa da centena.

Agradeço aos colegas da Divisão de Metalurgia do IPT, em especial aos do Agrupamento de Fundição e Conformação de Metais e do Agrupamento de Tratamento de Minérios.

a colaboração e interesse de muitos professores do Departamento de Metalurgia e Materiais e do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP.

a colaboração inestimável do Laboratório de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Uberlândia.

Às Empresas SAMARCO Mineração S.A. e FOSFERTIL-Fertilizantes Fosfatados S.A., pela doação e transporte dos minérios utilizados nos ensaios.

À FINEP, pelo apoio aos projetos sobre Materiais Resistentes ao Desgaste realizados pelo IPT.

Pela extrema dedicação, interesse, competência e amizade com que participaram de maneira absolutamente fundamental na realização desta Tese, agradeço nominalmente à Alzira, ao Amilton, ao Cantídio, à Luciana e à Marisa.

Ao meu orientador, Dr. Francisco Ambrózio Filho, agradeço, sobretudo pela inabalável confiança e permanente incentivo.

## SUMÁRIO

*Lista de tabelas*

*Lista de figuras*

*Resumo*

*"Abstract"*

<b>1. CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES</b>	<b>01</b>
<b>2. MICROESTRUTURAS DOS FERROS FUNDIDOS BRANCOS DE ALTO CROMO</b>	<b>06</b>
2.1. Ferramentas básicas	06
2.2. Microconstituintes	11
2.2.1. Carbonetos eutéticos e pró-eutéticos	11
2.2.2. Matriz	19
<b>3. DESGASTE DE BOLAS DE MOINHO</b>	<b>31</b>
3.1. Considerações preliminares	31
3.2. Definições e classificações de desgaste	37
3.3. Desgaste abrasivo	39
3.3.1. Classificações	39
3.3.2. Mecanismos de desgaste abrasivo	42
3.3.3. Efeito de algumas variáveis no desgaste abrasivo	52
3.4. Ensaios de desgaste de bolas de moinho	94
3.4.1. Considerações preliminares	94
3.4.2. Resultados de ensaios de bolas	98

<b>4. OBJETIVOS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</b>	<b>112</b>
4.1. <i>Corpos-de-prova fundidos</i>	112
4.2. <i>Tratamento térmico</i>	115
4.3. <i>Caracterização inicial dos corpos-de-prova</i>	122
4.4. <i>Caracterização dos abrasivos</i>	128
4.5. <i>Ensaio de desgaste em moinho de bolas</i>	135
4.6. <i>Ensaio de pino contra lixa</i>	144
4.7. <i>Observações dos materiais após o desgaste</i>	146
<b>5. RESULTADOS</b>	
5.1. <i>Caracterização metalográfica quantitativa</i>	148
5.2. <i>Análises por micro-sonda eletrônica</i>	163
5.3. <i>Densidade</i>	163
5.4. <i>Dureza e microdureza</i>	164
5.5. <i>Resultados dos ensaios de desgaste em moinho</i>	168
5.6. <i>Resultados de desgaste em ensaio de pino contra lixa</i>	177
<b>6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS</b>	<b>178</b>
6.1. <i>Caracterização microestrutural dos materiais ensaiados</i>	178
6.2. <i>Discussão dos resultados de dureza</i>	185
6.3. <i>Discussão dos resultados de desgaste em moinho</i>	193
6.3.1. <i>Considerações preliminares</i>	193
6.3.2. <i>Condições tribológicas</i>	194
6.3.3. <i>Taxas de desgaste</i>	203
6.3.3.1. <i>Efeito da fração volumétrica de carbonetos</i>	208
6.3.3.2. <i>Efeito da microestrutura da matriz</i>	219
6.3.3.3. <i>Evidências metalográficas</i>	225
6.4. <i>Discussão dos resultados dos ensaios de pino contra lixa</i>	242

<b>7. CONCLUSÕES</b>	<b>246</b>
7.1. Gerais	246
7.2. Efeito da fração volumétrica de carbonetos	246
7.3. Efeito da matriz	247
7.4. Ensaio de pino contra lixa	248
<b>ANEXO</b>	<b>249</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>286</b>

<b>LISTA DE TABELAS</b>	<b>PG.</b>
Tabela 1. Porcentagem de cromo nos carbonetos.	17
Tabela 2. Microdureza dos carbonetos M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	18
Tabela 3. Microdureza dos constituintes dos FFBAC	29
Tabela 4. Ensaio de bolas em moinho (resultados de Leiva e Estay)	102
Tabela 5. Caracterização de bolas de FFBAC ensaiadas em moinho de 1 m - quartzo a seco.	105
Tabela 6. Taxas de desgaste de bolas ensaiadas em moinho abrasivo: quartzo; diâmetro do moinho: 1m	106
Tabela 7. Comparação de resultados de ensaio de pino contra lixa e ensaio em moinho industrial <sup>103</sup>	110
Tabela 8. Temperaturas de início de solidificação e de vazamento	115
Tabela 9. Resultados de experiências preliminares de tratamento com nitrogênio líquido.	119
Tabela 10. Evolução da dureza do aço-matriz com o tempo de tratamento a 950 <sup>o</sup> C, após solubilização a 1150 <sup>o</sup> C.	120
Tabela 11. Resultados das análises químicas	123
Tabela 12. Classificação densitária por faixa granulométrica - minério de ferro.	129
Tabela 13. Composição mineralógica do minério de fosfato - mina de Tapira	130
Tabela 14. Análise granulométrica dos abrasivos.	131
Tabela 15. Características dos abrasivos, Wi e dureza	134
Tabela 16. Resultados de metalografia quantitativa.	148
Tabela 17. Parâmetros microestruturais derivados.	148
Tabela 18. Porcentagem de perlita nas ligas da série C.	149
Tabela 19. Medidas de austenita retida.	162
Tabela 20. Resultados de análises por micro-sonda.	163
Tabela 21. Densidades das ligas.	163
Tabela 22a. Resultados de dureza Rockwell C na superfície das bolas - ensaio com Hematita.	164
Tabela 22b. Resultados de dureza Rockwell C na superfície das bolas - ensaio com Apatita.	165



<b>Tabela 22c. Resultados de dureza Rockwell C na superfície das bolas - ensaio com Quartzo.</b>	<b>166</b>
<b>Tabela 23. Resultados comparativos de microdureza a 5<math>\mu</math>m e 90<math>\mu</math>m da superfície.</b>	<b>167</b>
<b>Tabela 24. Valores de microdureza dos vários tipos de matriz(carga de 50 g).</b>	<b>167</b>
<b>Tabela 25. Perdas de massa médias acumuladas MOAGEM DE APATITA</b>	<b>168</b>
<b>Tabela 26. Perdas de massa médias acumuladas MOAGEM COM HEMATITA</b>	<b>169</b>
<b>Tabela 27. Perdas de massa médias acumuladas MOAGEM COM QUARTZO</b>	<b>170</b>
<b>Tabela 28. Resultados de ensaios de pino contra lixa.</b>	<b>177</b>
<b>Tabela 29. Diferenças percentuais de dureza ao final dos ensaios.</b>	<b>188</b>
<b>Tabela 30. Taxas de desgaste - série Vvk.</b>	<b>209</b>
<b>Tabela 31. Taxas de desgaste e resistências ao desgaste dos FFBC com matrizes martensítica, austenítica ou perlítica.</b>	<b>219</b>
<b>Tabela 32. Relação dureza do abrasivo/dureza da matriz(Ha/Hm).</b>	<b>223</b>

LISTA DE FIGURAS	PG.
Figura 1. Superfície liquidus do sistema ternário Fe-Cr-C proposta por Thorpe e Chicco(38)	(pg.7)
Figura 2. Perfis de distribuição de cromo, carbono e silício na dendrita de austenita(45)	(pg.8)
Figura 3a. Isoterma a 1000°C do sistema Fe-Cr-C. Diagrama proposto por Jackson(37)	(p.10)
Figura 3b. Isoterma a 1000°C do sistema Fe-Cr-C. Diagrama proposto por Bungardt e colaboradores(47)	(p.10)
Figura 3c. Evolução dos campos de equilíbrio das fases com a temperatura: 850°C; 1000°C; 1150°C (47)	(p.11)
Figura 4a. Efeito do teor de cromo no diâmetro da célula eutética( $\varnothing$ )	
Figura 4b. Efeito do teor de cromo no espaçamento entre carbonetos( $\lambda$ ): FC-no centro;FB-no contorno da célula eutética.	
Figura 4. Efeito do teor de cromo no refino do eutético e dos carbonetos(42)	(p.15)
Figura 5. Número de partículas de carbonetos em função dos teores de molibdênio e carbono. $N_{LE}$ =número de partículas por mm na região eutética; $N_{LT}$ -número de partículas por mm em toda a microestrutura.	(p16)
Figura 6. Efeito da relação %Cr/%C na composição química dos carbonetos eutéticos(49)	(p.17)
Figura 7. Efeito da relação %Cr/C no teor de cromo da matriz(49)	(p.20)
Figura 8. Cinética de precipitação de carbonetos secundários(49)	(p.21)
Figura 9. Evolução da dureza após têmpera, com o tempo de tratamento a 950°C (35).	(p.22)
Figura 10. Efeito da temperatura de desestabilização da austenita na dureza obtida após têmpera e nas temperaturas do início e fim da transformação martensítica(49). Liga 20%Cr-2,5%C-3%Mo.	(p.23)
Figura 11. Efeito do teor de manganês e da temperatura de austenitização na porcentagem de austenita retida após têmpera(1).	(p.24)
Figura 12. Velocidade de resfriamento de bolas em ar e em óleo(35).	(p.26)
Figura 13. Efeito da relação %Cr/%C e da porcentagem de manganês na temperabilidade de ferros fundidos brancos(51).	(p.27)
Figura 14. Curvas de transformação de FFBC, 15%Cr-2,7%C. (a) isotérmica; (b) em resfriamento contínuo(48).	(p.28)
Figura 15. Efeito da temperatura de revenimento na dureza e resistência ao impacto de FFBC com 12,5%Cr-2,0%C-0,6%Mn(35).	(p.29)
Figura 16. Taxa de desgaste de bolas de aço baixo carbono a seco, em água e em líquido orgânico(77).	(p.35)

- Figura 17. Taxa de desgaste em função da relação dureza do material/dureza do minério(65).(a)Ømoinho=45cm ; (b)Ømoinho=90cm. (p.36)
- Figura 18. Elementos constitutivos de um tribo-sistema(82). (p.40)
- Figura 19. Micromecanismos de desgaste abrasivo(68). (p.42)
- Figura 20. Relação corte/sulcamento em função do ângulo de ataque; (a)esquemático; (b)resultados experimentais(95). (p.45)
- Figura 21. Coeficiente de desgaste em função do tamanho do abrasivo, para aço 1095(95) (p.46)
- Figura 22. Esquema da relação entre corte e sulcamento(68). (a)definição de fab; (b)deformação associada ao sulco. (p.46)
- Figura 23. Valores de fab em função de propriedades do sistema.(a)dureza do material; (b)relação capacidade de deformação/deformação superficial; (c)coeficiente  $\beta$ ; (d)relação profundidade de penetração/raio do penetrador(68). (p.47)
- Figura 24. Resistência ao desgaste em função da dureza:(a)do material antes do ensaio; (b)dos cavacos removidos/fab.(68). (p.49)
- Figura 25. Diferentes tipos de microtrincamento, conforme a microestrutura do material desgastado.(68). (p.50)
- Figura 26. Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza do material e dos micromecanismos de abrasão (68). (p.51)
- Figura 27. Desgaste em função da carga aplicada(100). (p.56)
- Figura 28. Desgaste em função do tamanho da partícula abrasiva. (p.56)
- Figura 29 Esquema dos componentes de energia na abrasão em função do tamanho do abrasivo (95). (p.57)
- Figura 30. Comparação do desgaste promovido por partículas angulares versus arredondadas(106). (p.59)
- Figura 31. Resistência ao desgaste de metais puros e minerais em função da dureza(84). (p.61)
- Figura 32. Transição desgaste suave/desgaste severo em função da relação entre a dureza do abrasivo e dureza do material(esquemático)(68). (p.62)
- Figura 33. Taxa de desgaste de FFBC em função da relação entre dureza do abrasivo e dureza dos carbonetos(68). (p.64)
- Figura 34. Resistência ao desgaste(roda de borracha) e tenacidade à fratura de ligas Fe-C-Cr-Valor do parâmetro fab em função da capacidade de deformação na laminação a frio(68). (p.66)
- Figura 35. Valor do parâmetro fab em função da capacidade de deformação na laminação a frio.(68) (p.67)

- Figura 36. Coeficiente de desgaste em função da capacidade de deformação, expressa pela redução de área(95). (p.68)
- Figura 37a. Perda de volume em função da porcentagem de carbonetos. Ensaio do pino, abrasivo granada. (p.75)
- Figura 37b. Perda de volume em função da porcentagem de carbonetos. Ensaio do pino,abrasivo SiC. (p.75)
- Figura 37c. Perda de volume por desgaste abrasivo no teste da roda de borracha em função da fração volumétrica de carbonetos. (p.76)
- Figura 37d. Perda de volume por desgaste abrasivo no teste de pino em função da Vvk, para diferentes abrasivos.e abrasivo em função da dureza do abrasivo em relação ao ferro fundido e em relação aos carbonetos. (p.76)
- Figura 37e. Perda de volume por desgaste abrasivo em função da dureza do abrasivo em relação ao ferro fundido e em relação aos carbonetos. (p.77)
- Figura 37f. Perda de volume em função da porcentagem de austenita retida; pino contra lixa Resultados de ensaio de desgaste de FFBC de Zum Gahr (68,118). (p.77)
- Figura 37. Resultados de ensaio de desgaste de FFBC,segundo Zum-Gahr(68,118) (p.77)
- Figura 38. Resultados de ensaios de desgaste de FFBC,segundo Watson e colaboradores(91).(a)pino contra lixa; (b)roda de borracha; (c)britador(fator menor = menor desgaste). (p.80)
- Figura 39. Resistência ao desgaste de FFBC com matrizes ferrítica(F), martensítica(M) ou austenítica(A), em função:(a)da dureza da matriz(p/vários abrasivos);(b)da relação dureza superficial sobre dureza do abrasivo. Resultados de Turenne(100). Ensaio de pino contra lixa. (p.83)
- Figura 40. Resistência ao desgaste em função da Vvk:(a)ensaio da roda de borracha;(b)trilha com sílica. Resultados de Dawson e colaboradores(119). (p.83)
- Figura 41. Resistência ao desgaste de FFBC em função da relação %Cr/%C.(a)ensaio de roda de borracha;(b)ensaio de pino. Resultados de Fang e colaboradores. (p.85)
- Figura 42a.Ensaio de pino;lixa granada. (p.87)
- Figura 42b.Ensaio de pino,lixa de SiC. (p.87)
- Figura 42c. Ensaio de trilha; matriz martensítica. (p.88)
- Figura 42d.Ensaio de trilha; matriz austenítica. (p.88)
- Figura 42e. Ensaio de trilha; matriz perlítica. (p.88)
- Figura 42. Resistência ao desgaste em função da Vvk e da matriz em ensaios de pino e de trilha, com vários abrasivos.Resultados de Xing e colaboradores(93). (p.88)
- Figura 43. Resistência ao desgaste em função da porcentagem de austenita retida. Ensaio de trilha. Resultados de Fan e colaboradores(73). (p.90)
- Figura 44. Variação do desgaste com a relação de tamanhos dos sulcos L dos carbonetos D(9). (p.92)

- Figura 45.** Resistência ao desgaste em função dos parâmetros microestruturais tamanho e fração volumétrica dos carbonetos e caminho livre médio na matriz. Ensaio de pino. Resultados de Zum-Gahr(68). (p.93)
- Figura 46a** Diâmetro de bolas em função de tempo de operação. Resultados de Nordquist e Moeller(126). (p.97)
- Figuras 46b e 46c.** Ajuste a dados experimentais de curvas correspondentes a desgaste proporcional a, respectivamente, superfície e volume. Resultados de Vermeulen(20). (p.97)
- Figura 46.** Evolução do desgaste de bolas em função do tempo de operação. (p.97)
- Figura 47a.** Taxa de desgaste de bolas de moinho, em função da dureza do material e do tipo de abrasivo. Ensaio em moinho de laboratório. (p.100)
- Figura 47b.** Fatores de desgaste (fator maior = desgaste maior) de bolas de moinho em função do tipo do material e tipo de minério. (p.100)
- Figura 47.** Desgaste de bolas em ensaios em moinho de laboratório. Resultados apresentado no Metals Handbook(130). (p.100)
- Figura 48.** Taxa de desgaste de bolas de moinho em função da Vvk. Moagem a seco. Resultados de Moore(65). (p.101)
- Figura 49.** Diâmetro de bolas em função do tempo de operação do moinho. Ensaio de longaduração com bolas marcadas, durante moagem de rocha fosfática. Resultados de Barros e colaboradores(22). (p.110)
- Figura 50.** Esquema do modelo de fundição das bolas (vista superior). (p.113)
- Figura 51.** Cacho de bolas fundidas. (p.114)
- Figura 52.** Microdureza em função do tempo de tratamento. Ensaio preliminar. (p.116)
- Figura 53.** Evolução microestrutural durante o tratamento térmico do aço-matriz. (a) solubilização a 1150°C, resfriamento até 950°C, têmpera em óleo (b) têmpera após 1 hora a 950°C; (c) têmpera após 4 horas a 950°C; (d) têmpera após 16 horas a 950°C. (p.121)
- Figura 54.** Medição de dureza da superfície da bola e detalhe. (p.127)
- Figura 55.** Gráficos de distribuição granulométrica dos abrasivos. (p.132)
- Figura 56.** Aspecto típico dos grãos dos abrasivos. (a) Apatita-alimentação; (b) Apatita-produto de moagem; (c) Hematita-alimentação; (d) Hematita-produto de moagem; (e) Quartzo-alimentação (f) Quartzo-produto de moagem; (g) "run-in"-produto de moagem. (p.132)
- Figura 57.** Perda de massa durante o "run-in". (p.138).
- Figura 58a.** Aspecto superficial das bolas antes e depois do "run-in". (p.139)
- Figura 58b.** Grupo de bolas prontas para o início do ensaio. (p.140)
- Figura 59.** Esquema do sistema de alimentação, controle e recirculação dos abrasivos durante a moagem. (p.140)

Figura 60. Equipamento de moagem.	(p.141)
Figura 61. Micrografias dos materiais da série Vvk.	(p.150).
Figura 62. Microestruturas das ligas: (a)(b)austenítica(C6) e (c)perlítica(C5).	(p.159).
Figura 63. Microestruturas da liga C com diferentes porcentagens de perlita. (a)<2,0%; (b)7,0%; (c)100%.	(p.161).
Figura 64. Perda de massa acumulada na moagem de Apatita. a)série Vvk b)série matriz.	(p.171)
Figura 65. Perda de massa acumulada na moagem de Hematita. a)série Vvk b)série matriz.	(p.172)
Figura 66. Perda de massa acumulada na moagem de Quartzo. a)série Vvk b)série matriz.	(p.173)
Figura 67. Perda de massa final com intervalo de confiança(Apatita): (a)série Vvk; (b)matrizes;(c)ligas martensíticas.	(p.174)
Figura 68. Perda de massa final com intervalo de confiança(Hematita): (a)série Vvk; (b)matrizes; (c)ligas martensíticas.	(p.175)
Figura 69. Perda de massa final com intervalo de confiança(Quartzo): (a)série Vvk; (b)matrizes; (c)ligas martensíticas.	(p.176)
Figura 70. Dureza em função da Vvk.	(p.185)
Figura 71. Dureza em função da Vvk, antes e depois dos ensaios com Apatita e Hematita.	(p.187)
Figura 72. Variação da dureza - ligas com Vvk=30%.	(p.189)
Figura 73. Variação da dureza - série Vvk.	(p.190)
Figura 74. Superfícies desgastadas com Quartzo. Liga A.	(p.196)
Figura 75. Superfícies desgastadas com Apatita. (a),(b) e (c)-Liga A; (d)-Liga C.	(p.198)
Figura 76. Superfícies desgastadas com Quartzo. (a),(b) e (c)-Liga C6; (d)-Liga E.	(p.200)
Figura 77. Diminuição do diâmetro com o tempo de ensaio.Moagem de Apatita. (a)série Vvk;(b)série matriz; (c)ligas martensíticas.	(p.205)
Figura 78. Diminuição do diâmetro com o tempo de ensaio.Moagem de Hematita. (a)série Vvk;(b)série matriz; (c)ligas martensíticas.	(p.206)
Figura 79. Diminuição do diâmetro com o tempo de ensaio.Moagem de Quartzo. (a)série Vvk;(b)série matriz; (c)ligas martensíticas.	(p.207)
Figura 80. Taxas de desgaste em função da Vvk.	(p.209)

- Figura 81. Taxas de desgaste em função de parâmetros microestruturais da solidificação.(a)caminho livre médio na matriz; (b)NLk. (p.211)
- Figura 82. Aspecto de superfície polida após deslizamento sobre areia de quartzo.(1250x). (p.212)
- Figura 83. Esquema de análise de desgaste segundo Watson e Sare(91). (p.214)
- Figura 84. Esquema de análise da resistência ao desgaste em função da microestrutura e do abrasivo. (p.216)
- Figura 85. Taxas de desgaste em função da matriz e do abrasivo. (p.219)
- Figura 86. Resistência ao desgaste em função da relação Ha/Hm. (p.223)
- Figura 87. Taxa de desgaste em função da porcentagem de perlita. (p.224)
- Figura 88. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante, 3 $\mu$ m e ataque. Matriz martensítica. (p.225)
- Figura 89. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante, 3 $\mu$ m e ataque. Matriz perlítica. (p.228)
- Figura 90. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante, 3 $\mu$ m e ataque. Matriz austenítica. (p.229)
- Figura 91. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante, 3 $\mu$ m e ataque. Matriz martensítica bruta de têmpera. (p.230)
- Figura 92. Perfis de desgaste. Liga perlítica. (a)Ensaio com Apatita(800x); b)Ensaio com Quartzo(1000x). (p.232)
- Figura 93. Perfis de desgaste. Liga austenítica. (a)Ensaio com Apatita(1250x); b)Ensaio com Quartzo(1600x). (p.233)
- Figura 94. Perfil de desgaste. Aço-matriz. Ensaio com Quartzo(500x). (p.234)
- Figura 95. Perfis de desgaste. Liga A . (a)Ensaio com Quartzo(1000x); b)Ensaio com Quartzo(800x). (p.235)
- Figura 96. Perfis de desgaste.Liga C martensítica.(a)(800x); (b)(400x);(c)(625x) e (d)(1600x). (p.236)
- Figura 97. Perfil de desgaste. Liga C, martensítica. Ensaio com Quartzo(1000x). (p.238)
- Figura 98. Perfis de desgaste. Liga D. (a)Ensaio com Quartzo(400x);(b)Ensaio com Apatita(800x);(c)Ensaio com Apatita(800x). (p.239)
- Figura 99. Perfil de desgaste. Liga C bruta de têmpera(1600x). (p.241)
- Figura 100. Taxas de desgaste nos ensaios de pino contra lixa em função da Vvk. (p.242)
- Figura 101. Taxas de desgaste em função da matriz.Ensaio de pino contra lixa. (a)SiC; (b) Alumina. (p.244)

## R E S U M O

Estudou-se o efeito da variação da fração volumétrica de carbonetos - de 0 a 40% - e da microestrutura da matriz metálica - martensita, austenita ou perlita - sobre a resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBACs) ensaiados na forma de bolas de moinho de 50mm de diâmetro, durante a moagem a úmido, em moinho de laboratório, de 3 abrasivos: minério de apatita; hematita e quartzo.

Realizaram-se também ensaios de pino contra lixa de SiC ou Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Com base nas medições das perdas de massa de cada tipo de bola, determinaram-se retas de diminuição do diâmetro das bolas com o tempo de ensaio, obtendo-se, da inclinação destas retas, as respectivas taxas de desgaste. Foram encontradas taxas de desgaste desde 1,4 até 11mm.10<sup>-3</sup>/h.

A resistência ao desgaste aumentou com o aumento da fração volumétrica de carbonetos nos ensaios com os abrasivos Apatita e Hematita, observando-se o efeito oposto quando o abrasivo era o quartzo. Variando-se matrizes e abrasivos foram obtidas relações entre dureza do abrasivo e dureza do matriz metálica ( $H_A/H_M$ ) desde 0,4 até 2,9. Foram observadas taxas de desgaste elevadas para relações  $H_A/H_M$  maiores do que 1.

Regiões superficiais e subsuperficiais dos materiais desgastados foram observadas utilizando-se metalografia ótica e eletrônica de varredura.)

O mecanismo de desgaste consistiu em remoção da matriz metálica por corte e deformação e dos carbonetos por trincamento e quebra. O quartzo mostrou-se eficiente nestas duas etapas, provocando taxas de desgaste elevadas.



## A B S T R A C T

The effects of carbide volume fraction - from 0 up to 40% - and matrix microstructure - martensite, austenite or pearlite - on the wear resistance of high Chromium cast irons tested as balls during the wet grinding of phosphate rock, hematite or quartz, were studied.

Measurements of weight losses were made for each type of ball, from which straight lines describing diameter decrease versus testing time were obtained, its inclination corresponding to the respective wear rates. These ranged from 1.4 to  $11\text{mm}\cdot 10^{-3}/\text{h}$ .

Increasing carbide volume fraction resulted in higher wear resistance against phosphate rock or hematite, whereas decreases in wear resistance were observed against quartz.

The wear rates could be correlationated to the hardness of abrasive/hardness of matrix ratio  $H_A/H_M$ , which varied from 0.4 up to 2.9. The wear rates increased rapidly for  $H_A/H_M$  higher than 1.

Surface and subsurface effects of the abrasion process were observed by means of optical and electronic microscopy.

The wear mechanism consisted of cutting and plowing of the matrix and cracking and breaking of carbides. Quartz caused high wear rates due to a high efficiency in both steps of the wear process.

## 1. Considerações Preliminares

Os ferros fundidos brancos com alto cromo (FFBAC) ocupam um lugar de destaque na produção de componentes de elevada resistência ao desgaste abrasivo, como tem sido descrito com frequência na literatura<sup>1-5</sup>, onde se podem encontrar informações sobre o desenvolvimento destes materiais e suas aplicações típicas.

Pode-se avaliar o interesse despertado pelos FFBAC verificando-se, por exemplo, a grande proporção de trabalhos sobre este tema apresentados nos seminários sobre Materiais Resistentes ao Desgaste realizados recentemente no Brasil<sup>6-7</sup>. Quatro entre quinze trabalhos no 1º. Seminário e onze entre vinte e seis no 2º., referem-se total ou parcialmente a estes materiais.

Notável também é o número de teses e dissertações elaboradas por pesquisadores brasileiros, abordando os FFBAC e ligas Fe-Cr-C da mesma família de materiais, podendo-se relacionar os trabalhos de Carpinetti Costa<sup>5</sup>, Sinatora<sup>1,8</sup>, De Mello<sup>9</sup>, Resende<sup>10</sup>, Rotondaro<sup>11</sup>, Kliauga<sup>12</sup> e Gregolin<sup>13</sup>.

Maratray<sup>14</sup> relaciona uma série de características dos FFBAC, às quais atribui o sucesso comercial destas ligas, bem como o grande interesse técnico por elas despertado:

- a morfologia do eutético, que permite obter boa tenacidade;
- a dureza elevada do carboneto  $M_7C_3$ , que favorece a resistência à abrasão;

- a possibilidade de obter uma estrutura martensítica em seções espessas, com elevada dureza;
- capacidade de retenção da austenita, o que permite a obtenção de peças austeníticas brutas de fundição ou a aplicação de tratamentos subcríticos para evitar a têmpera;
- resistência elevada ao amolecimento por revenido, tornando possível altas temperaturas de revenimento, obtendo-se boa tenacidade e boa resistência a quente;
- o custo relativamente baixo de cromo como elemento de liga.

Contribui para esse grande interesse, tanto do ponto de vista industrial como acadêmico, o fato de os FFBAC constituírem-se em uma família de materiais, com grande potencial para a aplicação de conceitos de "alloy design". Nisto, não diferem de outras famílias de materiais, como os aços inoxidáveis, as superligas, os ferros fundidos com grafita e os aços-ferramenta.

Por suas características intrínsecas e por seu campo típico de aplicações, os FFBAC requerem estudos multidisciplinares, envolvendo especialistas de áreas como moagem e movimentação de minérios, corrosão, metalurgia física e tratamentos térmicos, seleção de materiais e, naturalmente, fundição.

Uma das aplicações mais significativas dos FFBAC é na fabricação de bolas e revestimentos de moinhos de bolas<sup>2,4,15-</sup>

Considera-se geralmente que o consumo de corpos moedores é um dos principais itens de custo no processamento de minérios<sup>18-23</sup>. Consome-se, mundialmente, cerca de 500.000 toneladas de corpos moedores por ano<sup>16-17</sup>. No Brasil, os maiores consumos de corpos moedores são verificados na indústria de cimento e na preparação de minério de ferro para pelotização<sup>24-25</sup>, tendo sido verificados consumos entre 25.000 e 70.000 toneladas anuais, considerando-se todos os tipos.

Os FFBAC tiveram um sucesso muito grande na moagem a seco, em particular na indústria de cimento, onde praticamente se tornaram o material padrão para bolas e revestimentos, em vista de um desempenho até 10 vezes superior ao de aços, empregados anteriormente<sup>14,15</sup>. Nas aplicações a úmido e, de maneira geral, nas condições mais severas de desgaste, nas quais as diferenças entre os materiais tende a ser reduzida, analisa-se caso a caso as eventuais vantagens técnicas e econômicas da aplicação de um ou outro material.

O potencial dos FFBAC como material para bolas de moinho reflete-se, por exemplo, no grande esforço de pesquisa desenvolvido pelo "Bureau of Mines" dos Estados Unidos, em particular quanto ao desempenho dos FFBAC em condições de impacto repetido, solicitação típica de bolas e revestimentos de moinho<sup>26-30</sup>. Destacam-se também os estudos conduzidos pela empresa Climax Molybdenum Co., não só para disseminar suas formulações de ligas contendo molibdênio,

como também para minimizar seus próprios custos de tratamento de minérios<sup>17,31,32</sup>.

No Brasil, publicaram-se alguns estudos específicos sobre bolas de moinho de ferro fundido branco, tipo "Ni-hard" ou de alto cromo. Rappaport e colaboradores<sup>33</sup> utilizaram marcação com isótopos radioativos para comparar o desempenho de bolas de ferro fundido tipo "Ni-hard" e bolas de aço forjadas, durante a moagem a úmido, em escala industrial, de uma mistura de argila, calcáreo e areia de sílica. Verificaram desempenho superior das bolas de "Ni-hard" e, entre estas, daquelas com maior fração de martensita na microestrutura.

Carpinetti Costa<sup>5</sup> utilizou um moinho de laboratório (diâmetro=1 m), intermitente, moendo areia de quartzo, a seco, para comparar o desempenho de bolas com 40 ou 75 mm de diâmetro, de FFBAC contendo combinações variadas de molibdênio e nióbio como elementos de liga. Os principais efeitos observados decorreram de variações nas frações volumétricas de carbonetos ( $M_7C_3$  ou NbC) e de perlita.

Guesser e colaboradores<sup>34</sup>, utilizando a mesma metodologia de trabalho anterior<sup>5</sup>, procuraram estabelecer critérios para o "alloy design" dos FFBAC contendo nióbio, baseados nos micromecanismos de desgaste.

Sinatora e Albertin<sup>35</sup> discutiram o "alloy design" dos FFBAC para a produção e utilização de bolas de moinho, aplicando os conceitos apresentados ao estudo de casos práticos. Em outro trabalho<sup>36</sup>, estes autores analisaram a

fratura e o desgaste irregular de bolas de moinho marcadas, testadas em moinho industrial, correlacionando os efeitos observados com o processo de fabricação destas peças.

Barros e colaboradores<sup>22</sup> apresentaram a metodologia de testes de avaliação de corpos moedores empregada em uma empresa de mineração, e os resultados relativos a amostras de vários fornecedores.

O estudo apresentado a seguir teve como motivação a possibilidade de contribuir para a disseminação de conhecimentos tecnológicos necessários para a produção e a avaliação de desempenho de bolas de moinho de FFBAC. No decorrer da interação do IPT com o meio industrial foi possível observar que uma situação de quase monopólio do fornecimento destes componentes, vigente por um curto período no País, levou à triplicação dos preços de fornecimento. Por este motivo, há uma crescente disposição dos usuários para apoiar estudos e deles participar, visando, como afirmam Barros e colaboradores<sup>22</sup>, "fomentar a concorrência e a produtividade, garantindo produtos de boa qualidade e mantendo preços a níveis compatíveis".

## 2. Microestrutura dos FFBAC

### 2.1. Ferramentas básicas

A superfície liquidus e os cortes isotérmicos do sistema Fe-Cr-C constituem-se em duas ferramentas fundamentais para se prever e interpretar as microestruturas que se formam na solidificação e em decorrência de transformações no estado sólido dos FFBAC. Complementarmente utilizam-se as informações relativas à temperabilidade, na forma de curvas de transformação isotérmica ou em resfriamento contínuo, além de equações e gráficos que quantificam o efeito dos elementos de liga nesta propriedade.

A superfície liquidus proposta por Jackson<sup>37</sup> e aquela devida a Thorpe e Chicco<sup>38</sup>, figura 1, têm sido utilizadas em diversos estudos<sup>5,8,10,12,39</sup>, tanto para o planejamento experimental, como para a interpretação das microestruturas obtidas na solidificação.

Através dos diagramas citados, descreve-se a seqüência de solidificação dos FFBAC da seguinte forma:

- a. a solidificação inicia-se pela precipitação de austenita, na forma de dendritas.
- b. formam-se quantidades crescentes de austenita, enquanto que a composição do líquido remanescente desloca-se para maiores teores de cromo e de carbono, até atingir a calha eutética univariante (linha U1-U2, figura 1). A austenita, em condições usuais de resfriamento, apresentará zonamento, em conseqüência de formar-se a

partir de líquidos sucessivamente mais ricos em cromo e carbono.

- c. O líquido dá origem a um eutético austenita+carboneto  $M_7C_3$  ( $M=Cr, Fe$ ), que se forma ao longo das temperaturas e composições da linha  $U_1-U_2$  do diagrama. Verifica-se que a composição do líquido eutético desloca-se para menores teores de cromo e maiores teores de carbono.
- d. Para composições de alto teor de cromo, a solidificação encerra-se em algum ponto da calha eutética  $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ ; se, entretanto, o teor de cromo for relativamente baixo (próximo de 10%), poderá ocorrer a formação de carbonetos  $M_3C$ , através de uma reação peritética  $L + M_7C_3 \rightarrow \gamma + M_3C$  ou eutética  $L \rightarrow \gamma + M_3C$  <sup>40,41</sup>.

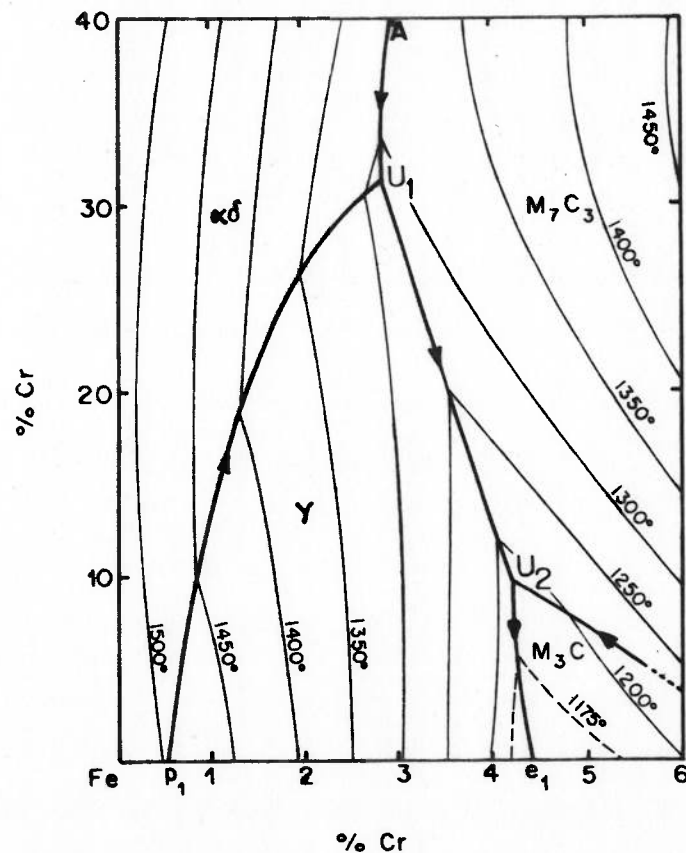


Figura 1. Superfície liquidus do sistema ternário Fe-Cr-C proposta por Thorpe e Chicco(38)



Os demais elementos presentes nos FFBC, nos teores comumente empregados, afetam pouco a superfície liquidus, permitindo sua utilização pelo menos qualitativamente<sup>8,14</sup>.

Da leitura do diagrama extraem-se, de maneira imediata, informações necessárias para o processo de fabricação de peças fundidas, como a temperatura de início de solidificação e o intervalo de solidificação pró-eutética das ligas. Além disso, tem-se uma avaliação qualitativa da distância em relação ao eutético e, portanto, das frações volumétricas de fase primária e de eutético que serão obtidas ao final da solidificação. Em conjunto com resultados experimentais específicos, pode-se ainda utilizar as superfícies liquidus para analisar fenômenos como o grau de refinamento dos microconstituintes eutéticos e pró-eutéticos, - que se correlacionam com os respectivos intervalos de solidificação<sup>8,42,43</sup> - além de aspectos relativos às composições químicas das fases formadas e aos perfis de segregação dos elementos<sup>44,45,46</sup>, exemplificados na figura 2.

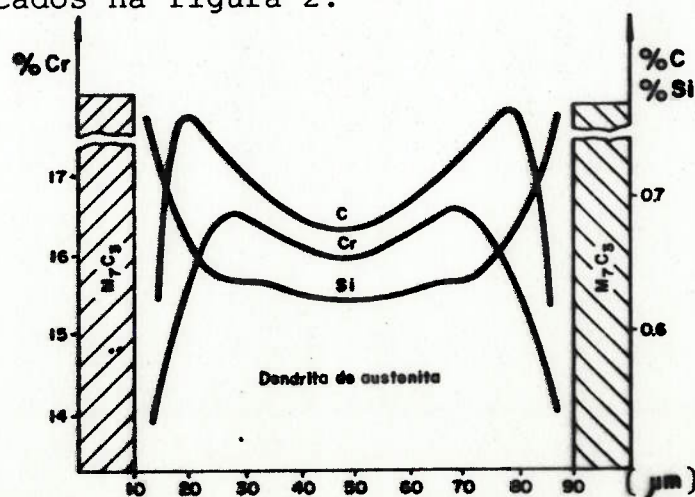


Figura 2. Perfis de distribuição de cromo, carbono e silício na dendrita de austenita(45)

Os cortes isotérmicos do diagrama Fe-Cr-C devidos a Bungardt e colaboradores<sup>47</sup> apresentam melhor correlação com as microestruturas observadas nos casos práticos do que aqueles propostos por Jackson<sup>37</sup>. A figura 3 mostra esses diagramas. Note-se, no corte a 1000°C, a grande extensão do campo de existência de ferrita( $\alpha$ ) no diagrama de Jackson, incluindo composições químicas de ligas que são normalmente temperadas (e, portanto, austenitizadas) a partir desta temperatura.

Mesmo não se dispondo de "tie-lines", é possível, a partir dos diagramas, obter-se uma estimativa da evolução da composição da matriz dos FFBAC, conforme variam a composição química da liga e a temperatura de tratamento térmico de austenitização. Dessa composição decorrem, em grande parte, características como a temperabilidade, a temperatura de início de formação da martensita e, possivelmente, a resistência à corrosão.

No que se refere à temperabilidade dos FFBAC, a grande fonte de informações é, sem dúvida, o Atlas de curvas de transformação, devido a Maratray e Usseglio-Nanot<sup>48</sup>, que forma, em conjunto com outro trabalho dos mesmos autores<sup>49</sup>, um roteiro essencial sobre as microestruturas que ocorrem nestes materiais, conforme se verifica pela sua citação sistemática na literatura. Uma série de outros trabalhos<sup>34,50-52</sup> apresenta dados quantitativos sobre a temperabilidade dos FFBAC, considerando o efeito de diversos elementos, como manganês, cobre e nióbio, além da relação %Cr/%C.

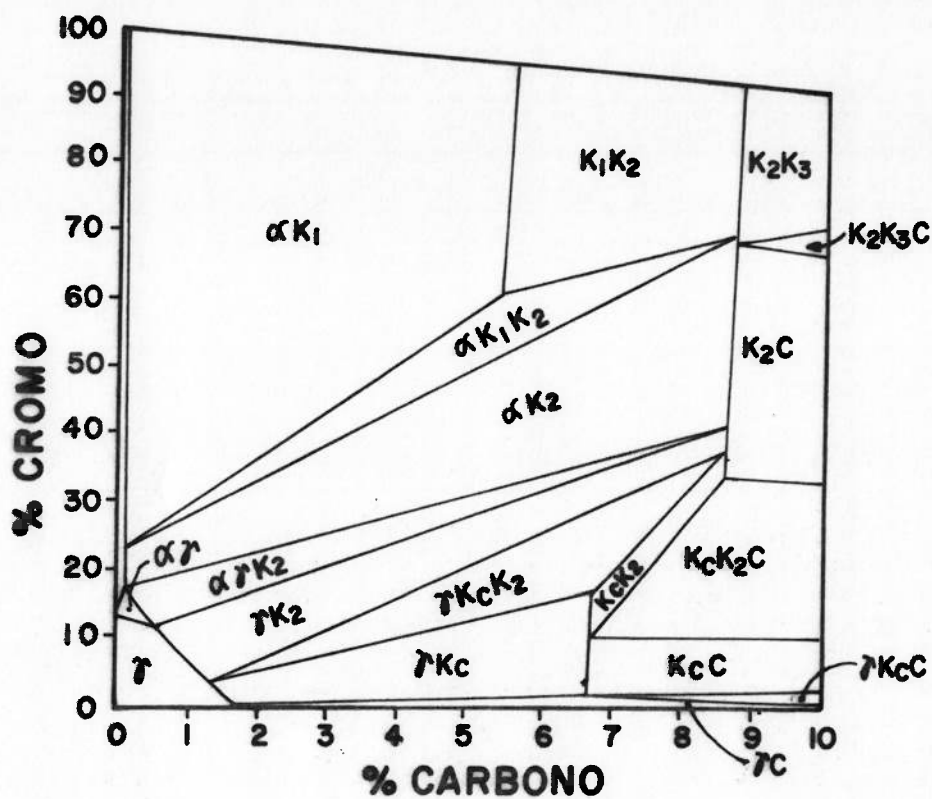


Figura 3a. Isoterma a 1000°C do sistema Fe-Cr-C. Diagrama proposto por Jackson(37)

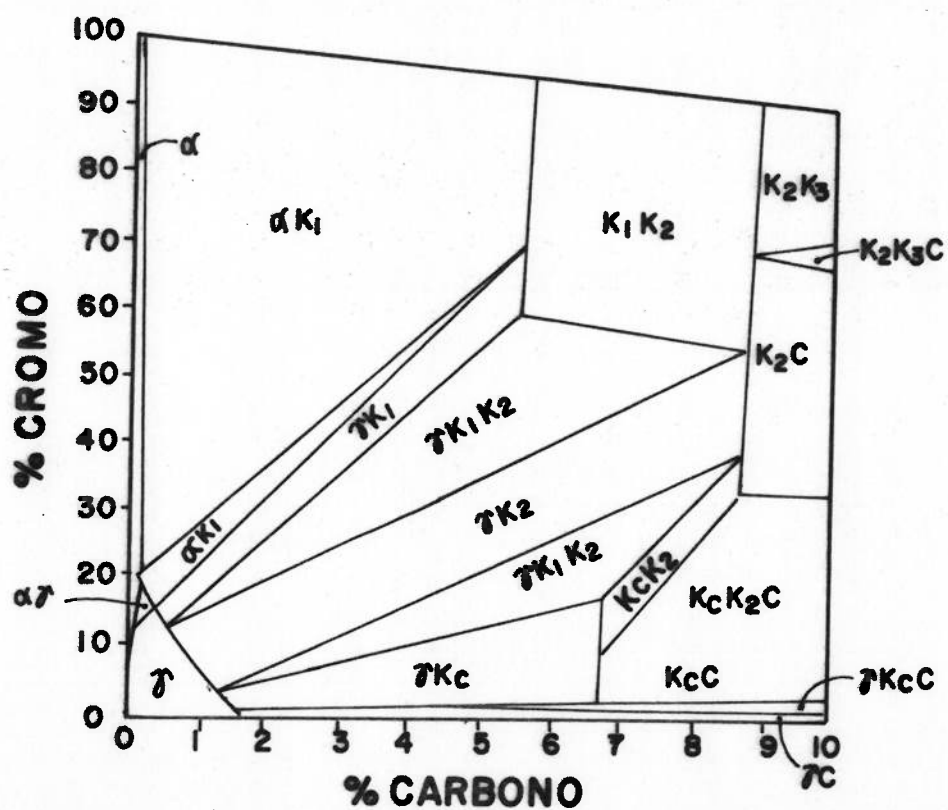


Figura 3b. Isoterma a 1000°C do sistema Fe-Cr-C. Diagrama proposto por Bungardt e colaboradores(47)

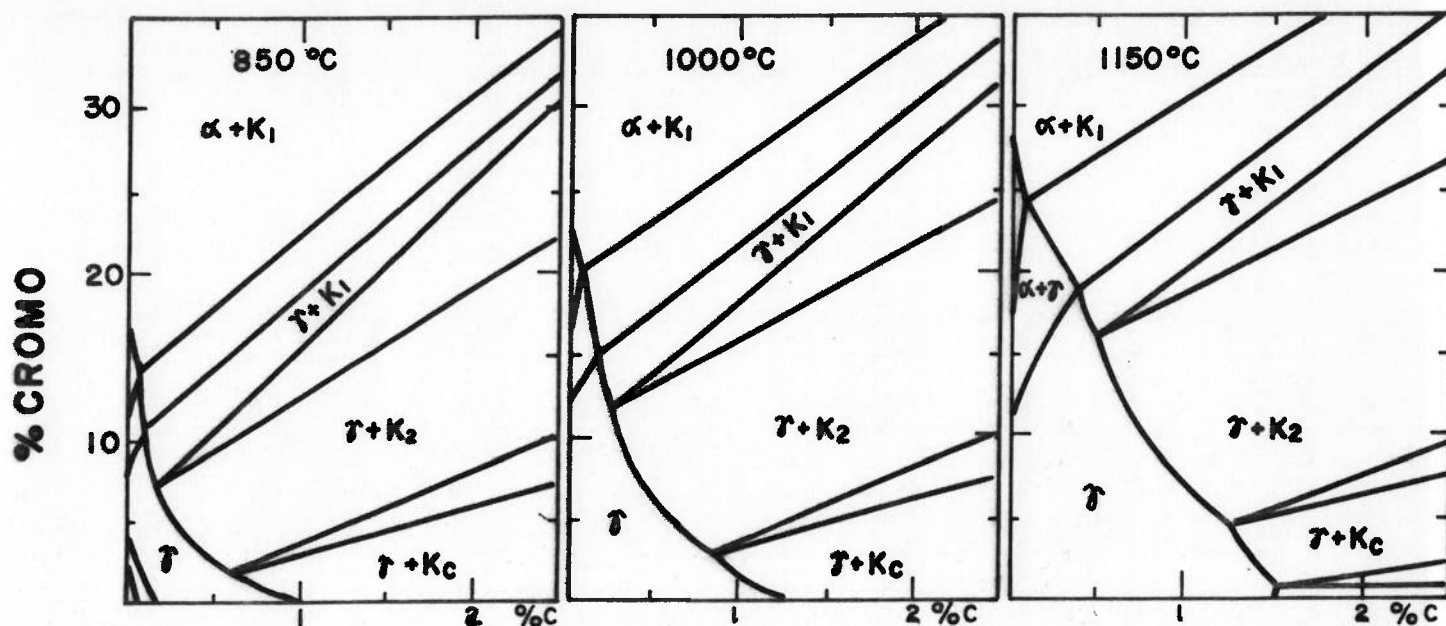


Figura 3c. Evolução dos campos de equilíbrio das fases com a temperatura: 850°C; 1000°C; 1150°C (47)

## 2.2. Microconstituintes

Apresentam-se a seguir, de forma resumida, os microconstituintes comumente observados em FFAC, juntamente com os fatores que condicionam sua ocorrência bem como suas características.

### 2.2.1. Carbonetos eutéticos e pró-eutéticos

Os carbonetos presentes nos FFAC podem variar em quantidade, composição química, morfologia e propriedades mecânicas.

Verificou-se, reiteradamente, que os carbonetos formados na solidificação dos FFAC são do tipo  $M_7C_3$ <sup>5,11,12,40,41</sup>, excetuando-se as composições de muito baixa relação %Cr/%C, para as quais observa-se o aparecimento simultâneo de carbonetos  $M_7C_3$  e  $M_3C$  (carbonetos "Duplex") e mesmo de ledeburita<sup>40,41,53</sup>.

O crescimento do carboneto  $M_7C_3$  isoladamente no líquido, como ocorre nas composições hipereutéticas, leva à formação de grandes cristais, na forma de prismas de seção hexagonal. Esta morfologia raramente é observada em bolas ou revestimentos de moinho. As composições químicas utilizadas para a fabricação de componentes com algum requisito de impacto são hipoeutéticas, nas quais os carbonetos originam-se da reação eutética  $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ .

A quantidade de carbonetos eutéticos formada é governada essencialmente pela composição química. No projeto de liga, a proximidade em relação à calha eutética é um dos primeiros fatores a se verificar, como determinante da fração volumétrica de carbonetos (Vvk) que será obtida. Para uma estimativa quantitativa, utiliza-se geralmente a equação devida a Maratray<sup>14</sup>:

$$Vvk(\%) = 11,3(\%C) + 0,5(\%Cr) - 13,4$$

A aplicação da fórmula acima a composições ao longo da calha eutética (figura 1) fornece valores de Vvk entre 32 e 38%, em boa correlação com os resultados experimentais de Sinatora e colaboradores<sup>41</sup> para o eutético de ligas com 12% de cromo e Resende<sup>10</sup>, para ligas eutéticas com 15% ou 30% de cromo. Os resultados de Kliauga<sup>12</sup> para ligas com 20 e 27% de cromo e de Gregolin<sup>13</sup>, para ligas com frações volumétricas de carboneto entre 9 e 48% também são próximos dos estimados pela equação de Maratray.

Os teores de Mo e Mn normalmente utilizados não afetam as Vvk obtidas<sup>14,39</sup>.

Além da quantidade de carbonetos, outro aspecto importante que pode afetar o desempenho das FFBAC é a morfologia deste constituinte.

Composições hipereutéticas, além de corresponderem sempre a grandes frações volumétricas de carbonetos, 40% ou mais, apresentam carbonetos pró-eutéticos de grandes dimensões, na forma de prismas de seção hexagonal.

Maratray<sup>49</sup> descreve 3 microestruturas típicas para o eutético: em ligas muito hipoeutéticas, os carbonetos crescem com formas alongadas acompanhando os braços de dendritas de austenita primária, que ocupam quase todo o volume. Nestes casos não se consegue distinguir a austenita primária da austenita eutética, o que indica que, provavelmente, o eutético é divorciado, com a austenita eutética crescendo sobre a primária e os carbonetos crescendo independentemente, nos espaços restantes.

Para maiores frações volumétricas de eutético, observam-se células eutéticas nos espaços interdendríticos. Maratray<sup>49</sup> descreveu estas células como constituídas de carbonetos crescendo radialmente a partir do centro dos espaços interdendríticos, em direção às dendritas. Esta descrição, entretanto, foi severamente criticada por Powell e Heard<sup>54</sup>, que, utilizando ataques profundos para remover a matriz e microscopia eletrônica de varredura, descreveram o eutético como fibroso, sendo constituído de bastonetes("rods") e lâminas("blades"),

estas últimas formadas pela junção de bastonetes, que crescem na direção da extração de calor.

Essa descrição é coerente com aquela apresentada por pesquisadores japoneses<sup>55</sup>, que, utilizando solidificação direcional, descreveram o eutético como crescendo na forma de sino. Os cortes perpendiculares à direção de crescimento correspondem à microestrutura observada em microscopia ótica, descrita por Maratray.

Matsubara<sup>42</sup> estabeleceu equações relacionando a diminuição do tamanho das células eutéticas e do espaçamento entre carbonetos com o aumento da velocidade de solidificação e com a diminuição do intervalo de solidificação do eutético. Este e outros autores<sup>8,10,41</sup> estabeleceram que os eutéticos com maior teor de cromo são mais refinados, como mostra a figura 4, o que foi atribuído ao menor intervalo de solidificação dos eutéticos com maior teor de cromo. Os trabalhos de Resende<sup>11</sup> e de Matsubara<sup>42</sup> estabelecem, para o tamanho das células eutéticas, tamanho dos carbonetos e espaçamento entre os carbonetos, relações do tipo:

$$d = aR^{-b},$$

onde R é a velocidade de solidificação e "a" e "b", constantes determinadas experimentalmente.

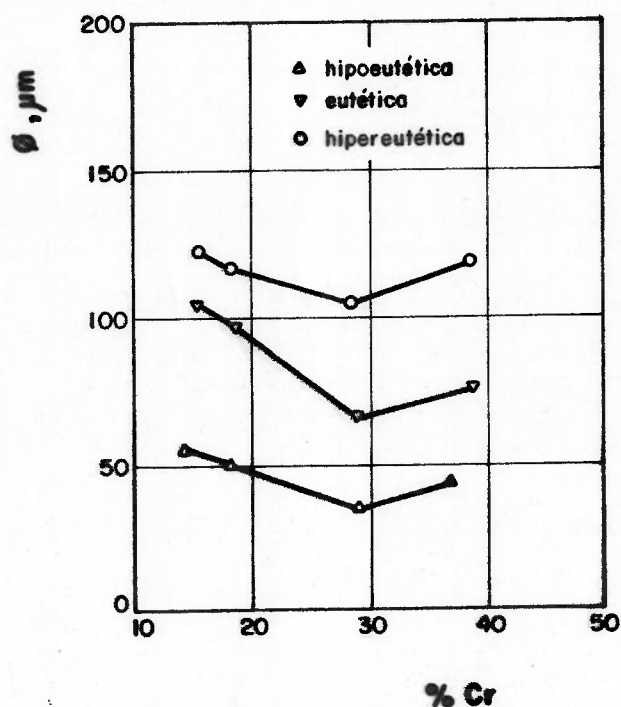


Figura 4a. Efeito do teor de cromo no diâmetro da célula eutética( $\varnothing$ )

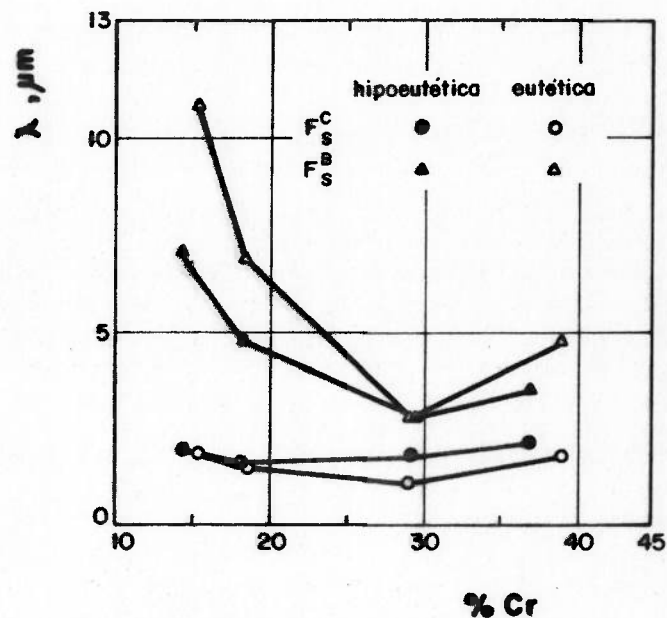


Figura 4b. Efeito do teor de cromo no espaçamento entre carbonetos( $\lambda$ ): FC-no centro;FB-no contorno da célula eutética.

Figura 4. Efeito do teor de cromo no refino do eutético e dos carbonetos(42)

Sinatora<sup>8</sup> verificou, ainda, que ocorre engrossamento dos carbonetos eutéticos com o aumento do teor de carbono e com adições de molibdênio, como mostra a figura 5.

A composição química dos carbonetos varia com a composição da liga. A variação do teor de cromo dos carbonetos em função da relação %Cr/%C da liga é mostrada na figura 6. De maneira geral, os resultados experimentais de diversos autores estão de acordo com as estimativas fornecidas pela curva da figura 6, como mostra a tabela 1.



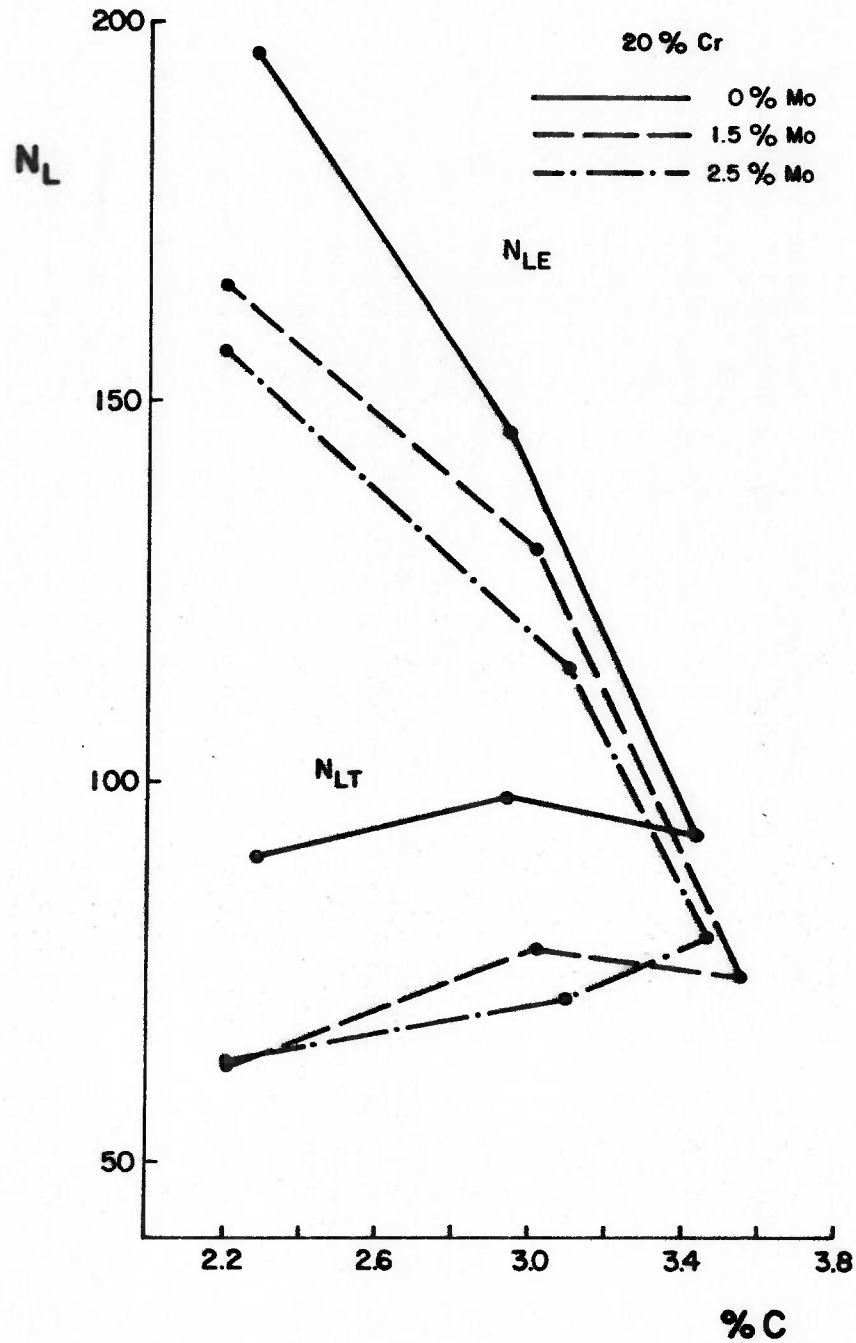


Figura 5. Número de partículas de carbonetos em função dos teores de molibdênio e carbono.  $N_{LE}$ =número de partículas por mm na região eutética;  $N_{LT}$ =número de partículas por mm em toda a microestrutura.

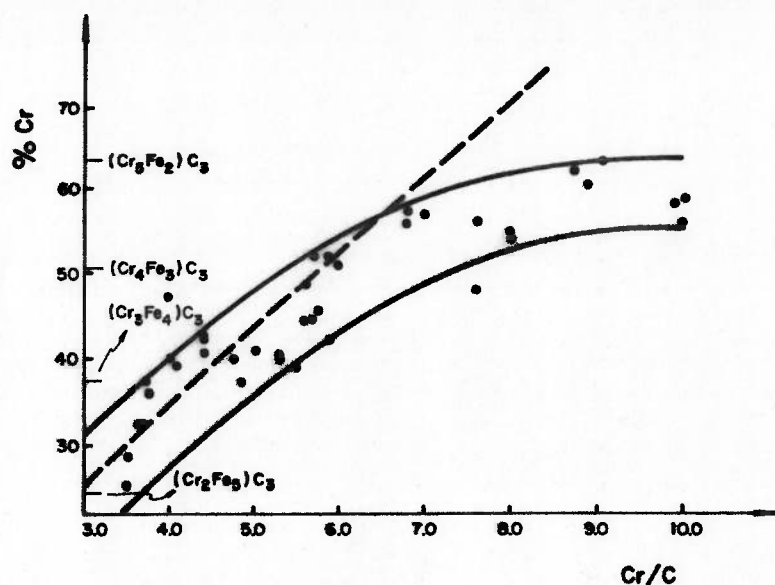


Figura 6. Efeito da relação %Cr/%C na composição química dos carbonetos eutéticos(49)

Tabela 1 - Porcentagem de cromo nos carbonetos.

Referência	%Cr/%C	%Cr no carboneto	Valor estimado (49)
12	7,7	58	52 a 62
12	9,2	69	54 a 64
45	6,5	50 a 55	46 a 56
56	5,3	42	38 a 49
56	7,1	55	49 a 59
1	6,5	48	46 a 56

Cerca de um quarto do molibdênio adicionado nos FFBC vai para os carbonetos  $M_7C_3$ <sup>49</sup>. O manganês nos carbonetos é ligeiramente maior que o teor médio na liga e o silício praticamente não se dissolve nos carbonetos<sup>40,45,57</sup>.

Os valores de dureza dos carbonetos  $M_7C_3$  apresentados na literatura apresentam grande variação, conforme mostra a tabela 2.

Tabela 2. Microdureza dos carbonetos  $M_7C_3$ 

Referência	Microdureza	Observações
45	1000-1600	liga 16Cr-2,3C-0,8Mo
45	1250-1960	liga 17Cr-3,2C-2,4Mo
56	1400	%Cr/%C = 5,3
56	1590	%Cr/%C $\geq 7$
41	1680-1690	liga 12%Cr-2,0%C
58	1350 a 1800	varia c/direção cristalo- gráfica e com % Mn
5	1000 a 1400	%Mo não afeta
12	1700 a 1800	%Cr/%C 8 a 9
49	950	perpendicular eixo C
49	1440	perpendicular eixo a
59	1055-1575	-
60	1030-1200	-
61	1605-2005	alto Mn
61	1225-1840	média de 1350
62	1430-1770	-

A grande dispersão observada torna difícil tirar conclusões ou definir tendências de desempenho das ligas, seja em aplicações práticas, seja em testes laboratoriais, em função de possíveis variações de dureza dos carbonetos  $M_7C_3$  atribuíveis a variáveis de processo. Alguns resultados, todavia, parecem refletir a diferença de dureza conforme a orientação cristalográfica, apontada por Maratray. Isto pode ter conseqüências práticas em aplicações específicas em que se possa controlar a direção de crescimento dos carbonetos de acordo com a solicitação prevista.

### 2.2.2. Matriz

A estrutura bruta de fundição dos FFBAC apresenta austenita retida e produtos de transformação geralmente identificados como perlita, em proporções variadas, dependendo da relação %Cr/%C da liga, da presença de outros elementos e da velocidade de resfriamento<sup>14,35,48,49</sup>.

Nos casos de ligas de baixa temperabilidade, em virtude de baixas relações %Cr/%C e pequenos teores de elementos de liga adicionais, a austenita formada na solidificação dá origem a perlita (obviamente, obtêm-se o mesmo efeito com resfriamento lento). Nos FFBAC, este microconstituente raramente tem sua microestrutura resolvida por microscopia ótica, podendo-se, entretanto, observar sua estrutura lamelar no M.E.V.<sup>12,41,49</sup>.

Observam-se, freqüentemente, estruturas mistas, com formação de perlita nas regiões adjacentes aos carbonetos eutéticos, fato que se atribui aos menores teores de carbono e cromo nestas regiões, ao fim da solidificação<sup>43,45,49</sup>. Os perfis de concentração de cromo, carbono e silício, ao longo de regiões de austenita primária e eutética, obtidos por Dupin e colaboradores<sup>45</sup>, figura 2, dão sustentação a esta interpretação.

As seções pseudo-binárias do diagrama Fe-Cr-C e os diagramas de transformação isotérmica<sup>48</sup> mostram que, para as composições normalmente utilizadas, a austenita deixaria de ser estável abaixo de cerca de 800°C.

Entretanto, para as velocidades de resfriamento usualmente encontradas, a austenita pode permanecer supersaturada em cromo e carbono, tornando-se estável. Observou-se<sup>49</sup> que mesmo tratamentos em nitrogênio líquido não provocam a transformação desta austenita.

A obtenção de estruturas martensíticas após têmpera depende, portanto, de um tratamento a alta temperatura, que pode ser considerado de reaustenitização (considerando-se as regiões perlíticas) e de desestabilização da austenita (considerando-se as regiões de austenita retida). A composição da austenita, com estes tratamentos, tende a aproximar-se daquela indicada no correspondente corte isotérmico do diagrama Fe-Cr-C, figura 3. A figura 7 mostra a relação entre teores de cromo na matriz e a relação %Cr/%C da liga.

Temperaturas de tratamento muito elevadas mantêm altos teores de cromo e carbono na austenita, como se vê na figura 3c, resultando em austenita estabilizada.

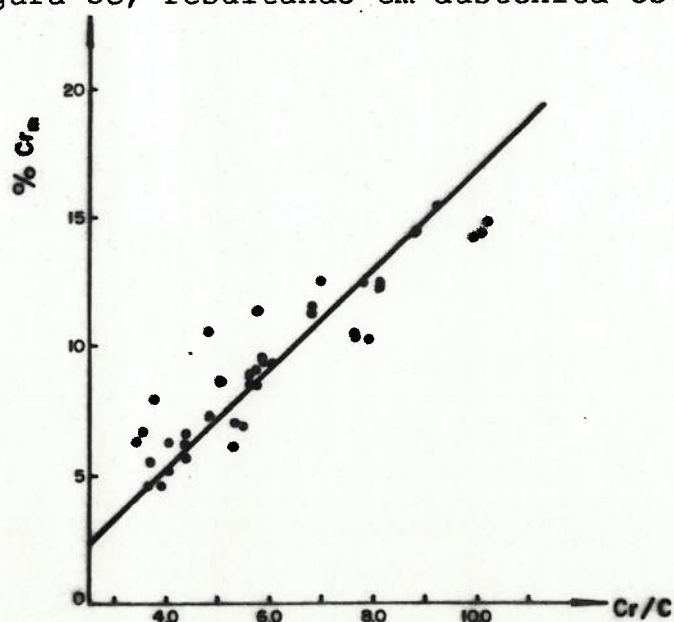


Figura 7. Efeito da relação %Cr/C no teor de cromo da matriz(49)

Por outro lado, temperaturas de tratamento muito baixas podem resultar em martensitas de baixo carbono ou então em transformação para ferrita. Estes dois extremos levam a se situar a faixa de tratamentos de têmpera dos FFBAC entre um mínimo de 850°C e um máximo de 1050°C, sendo mais usuais as temperaturas entre 950 e 1000°C.

Em tratamentos efetuados em torno de 1000° C, o excesso de carbono e cromo é precipitado na forma de carbonetos secundários, aproximadamente esféricos com tamanho da ordem de 1  $\mu\text{m}$ . Maratray<sup>49</sup> considera que a cinética desta precipitação, ilustrada na figura 8, não é afetada pelos teores de carbono, cromo ou molibdênio, sendo de 3 a 6 horas o tempo para completar-se. Observou-se, entretanto, que ligas com teores crescentes de cromo necessitaram tempos maiores para atingirem durezas elevadas na têmpera, indicando maior dificuldade para obter-se suficiente desestabilização da austenita<sup>35</sup>, como mostra a figura 9.

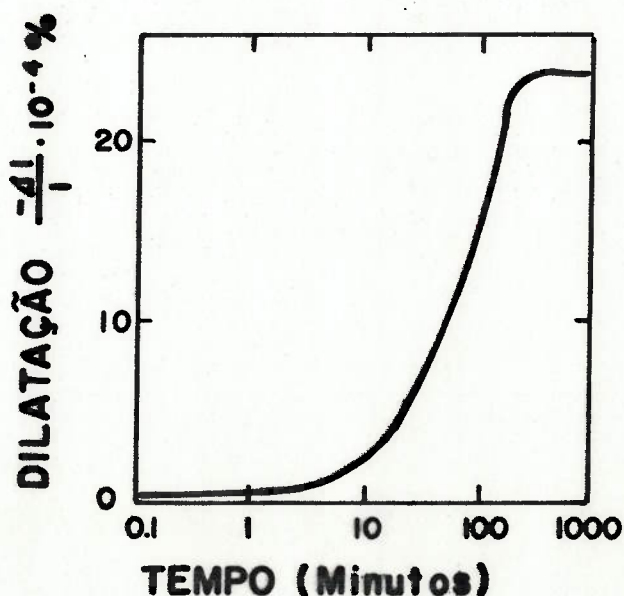


Figura 8. Cinética de precipitação de carbonetos secundários(49)

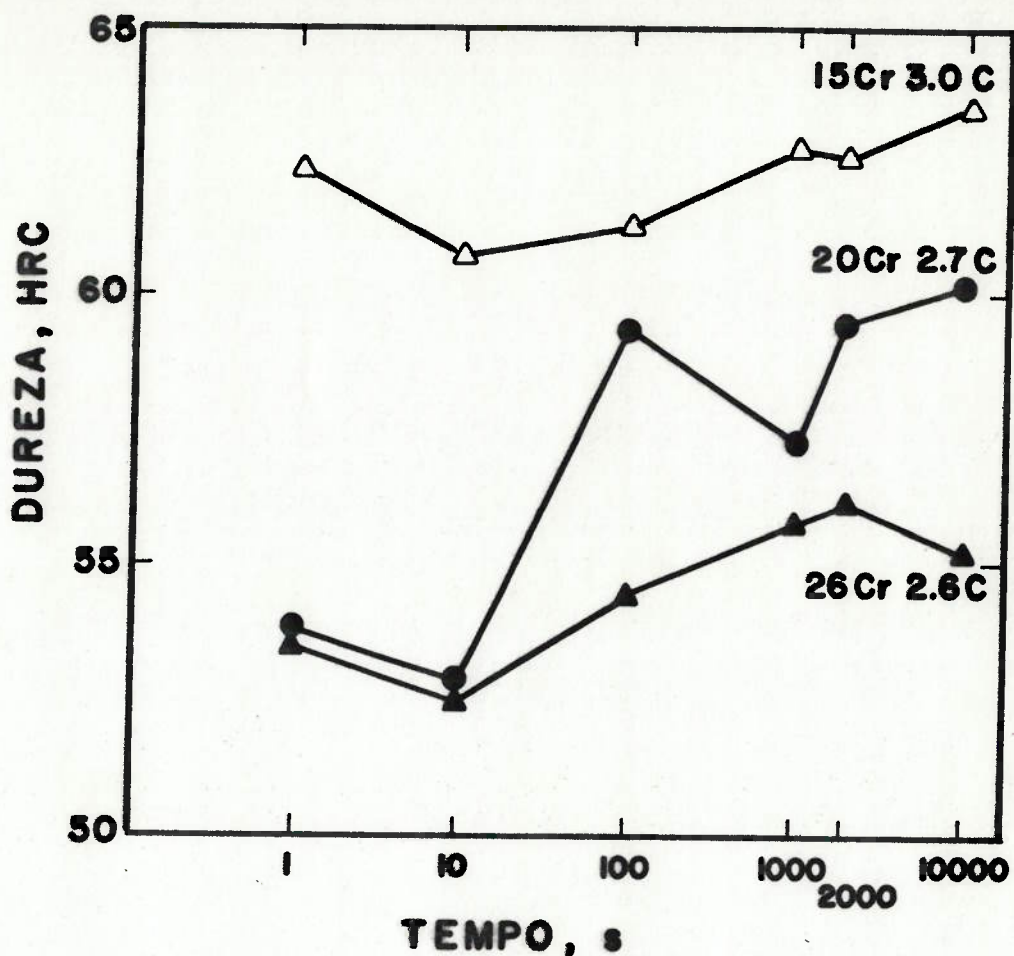


Figura 9. Evolução da dureza após têmpera, com o tempo de tratamento a 950°C (35).

A figura 10 sintetiza os importantes efeitos da temperatura de tratamento. Em tratamentos efetuados a baixas temperaturas, obtém-se total transformação da austenita, em consequência da elevação das temperaturas de início e fim de transformação martensítica ( $M_s$  e  $M_f$ ). A dureza obtida, entretanto, é relativamente baixa, o que pode ser atribuído ao baixo teor de carbono da martensita formada. Com o aumento da temperatura de tratamento, obtém-se durezas finais crescentes. Entretanto, com tratamentos a partir de cerca

de 1000°C, a temperatura da  $M_f$  já está abaixo da temperatura ambiente, resultando, portanto, em porcentagens crescentes de austenita retida à medida em que sobe a temperatura de tratamento. A figura 11 mostra os resultados de Sinatora<sup>1</sup> para ligas com 12%Cr, 2%C e 1,2%Mn.

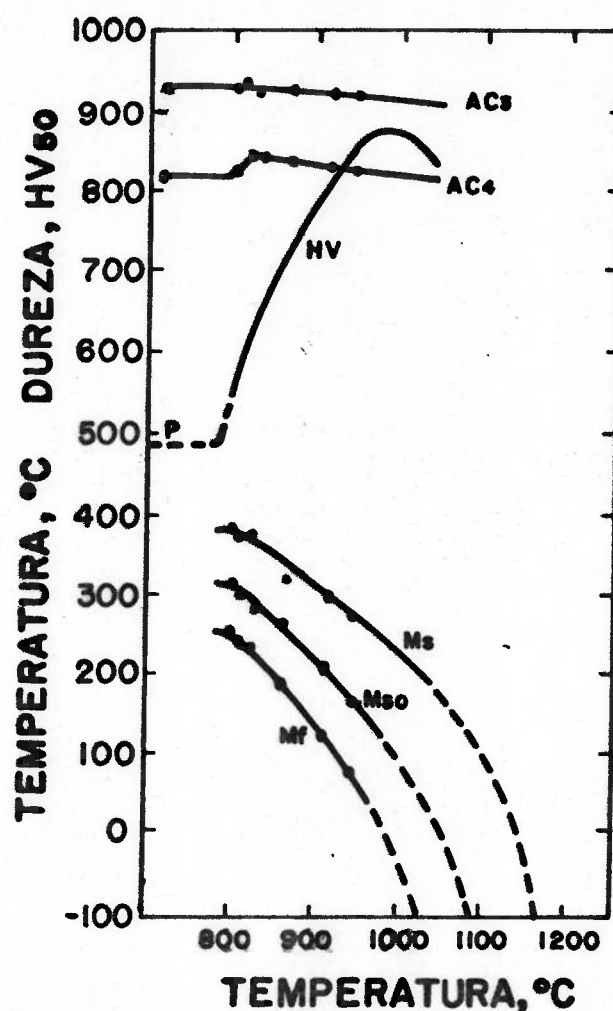


Figura 10. Efeito da temperatura de desestabilização da austenita na dureza obtida após têmpera e nas temperaturas do início e fim da transformação martensítica(49). Liga 20%Cr-2,5%C-3%Mo.



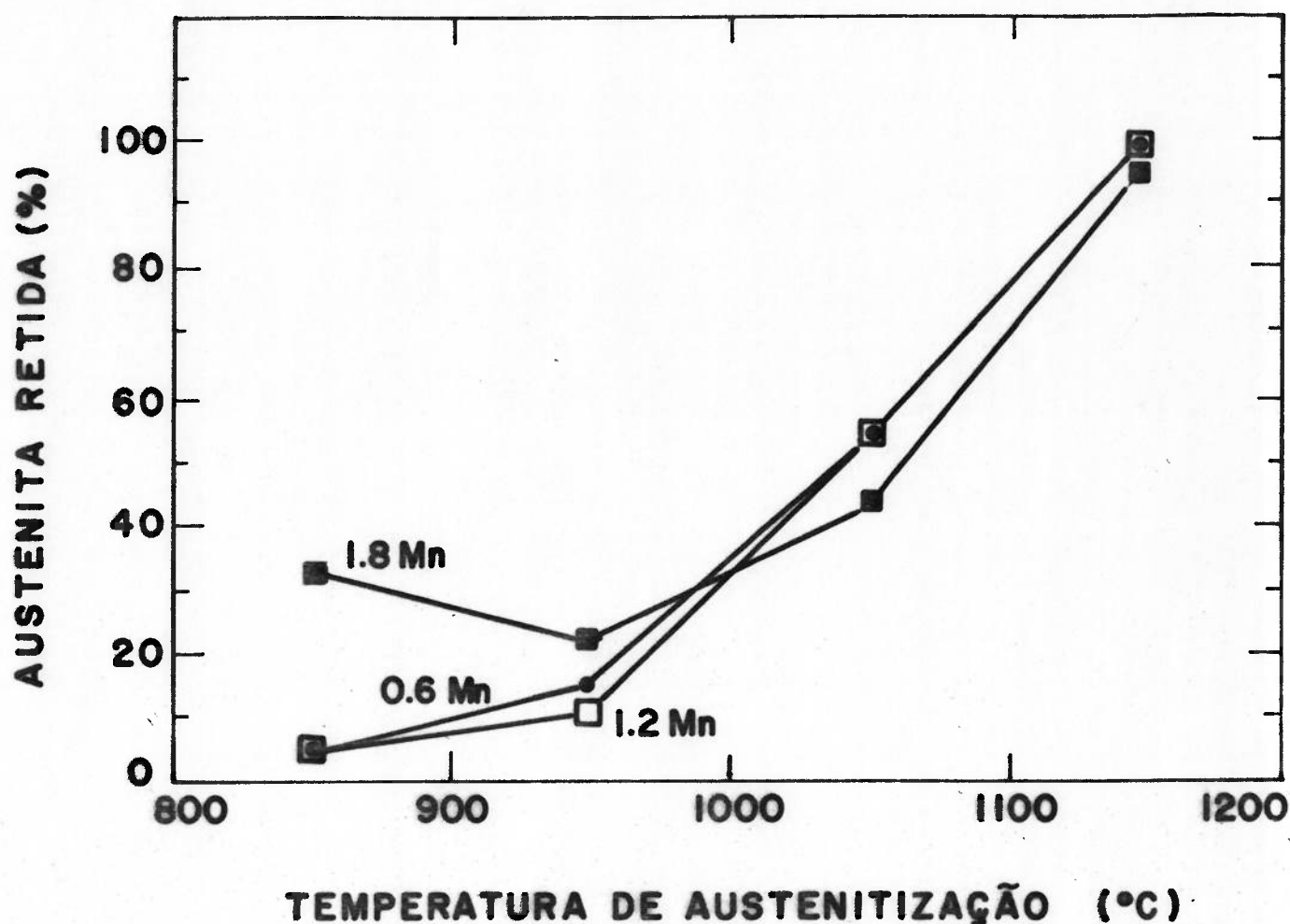


Figura 11. Efeito do teor de manganês e da temperatura de austenitização na porcentagem de austenita retida após têmpera(1).

A dureza máxima dos FFBAC temperados não coincide necessariamente com o mínimo de austenita retida<sup>12,49</sup> o que pode ser atribuído a um efeito mais importante do aumento da dureza da martensita formada em relação ao efeito de pequenas quantidades de austenita retida.

A austenita retida após o tratamento de têmpera pode ser transformada por meio de tratamento em temperaturas baixas ou através de tratamentos subcríticos de desestabilização, entre 450 e 550°C<sup>1</sup>.

Carvalho e colaboradores<sup>63</sup> determinaram o efeito do tempo transcorrido entre a têmpera e a realização do tratamento sub-zero na estabilização da austenita retida em aços ao cromo de alto carbono, verificando que tempos de 20 horas entre os dois tratamentos levaram a diminuições grandes na temperatura de retomada da reação mas não afetaram a temperatura  $M_f$ .

Na figura 10, observa-se que a temperatura  $M_f$  situa-se entre 150 e 250°C abaixo da  $M_s$ . Sinatora e Goldenstein<sup>64</sup> obtiveram, a partir dos dados de Maratray e Usseglio-Nanot<sup>48</sup>, a seguinte expressão:

$$M_s = 153 - 22(\%C) + 8(\%Cr) - 5(\%Mo)$$

Elementos como manganês, níquel, cobre e molibdênio, utilizados para aumentar a temperabilidade, diminuem a temperatura  $M_s$ , podendo contribuir para existência de austenita retida. Por outro lado, podem ser utilizados intencionalmente para se obter matrizes austeníticas estáveis.

Uma vez desestabilizada a austenita, é necessário que o FFBAC tenha suficiente temperabilidade caso se deseje evitar a formação de perlita no resfriamento. Para isto é necessário balancear a composição química em função da velocidade de resfriamento a que o material será submetido. A figura 12 mostra curvas de

resfriamento de bolas de moinho de diferentes diâmetros em dois meios de resfriamento normalmente utilizados.

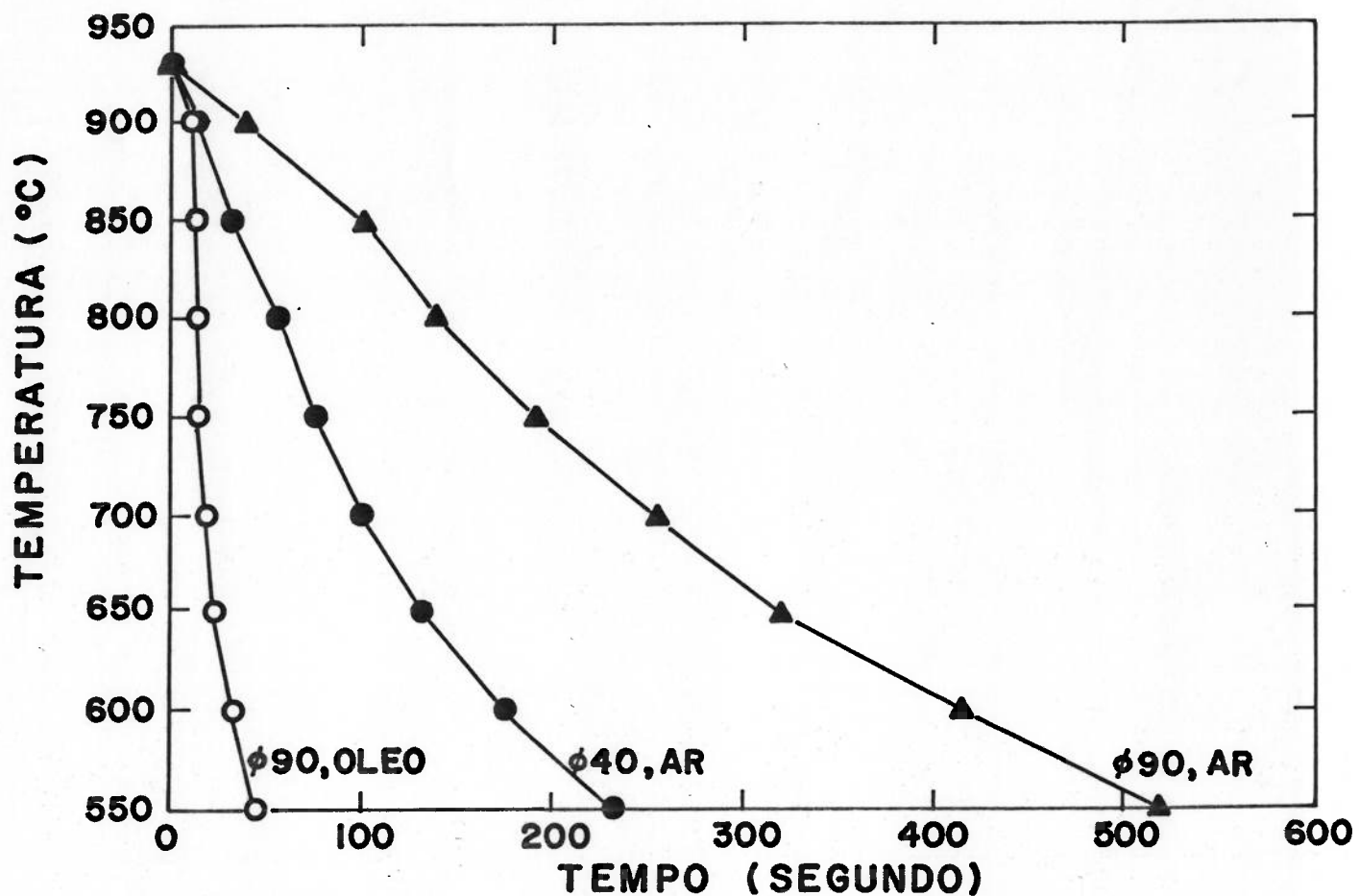


Figura 12. Velocidade de resfriamento de bolas em ar e em óleo(35)

A figura 13 mostra a temperabilidade de FFBC em função da relação %Cr/%C e do teor de manganês da liga.

O trabalho de Maratray e Usseglio-Nanot<sup>48</sup> fornece uma grande quantidade de informações sobre a temperabilidade de FFBC. A figura 14 mostra um conjunto típico de curvas de transformação obtidas por esses autores. Nota-se que o nariz da curva de transformação

correspondente à precipitação de carbonetos secundários encontra-se próximo de 1000°C, enquanto que o nariz da curva de formação de perlita acha-se próximo a 700°C.

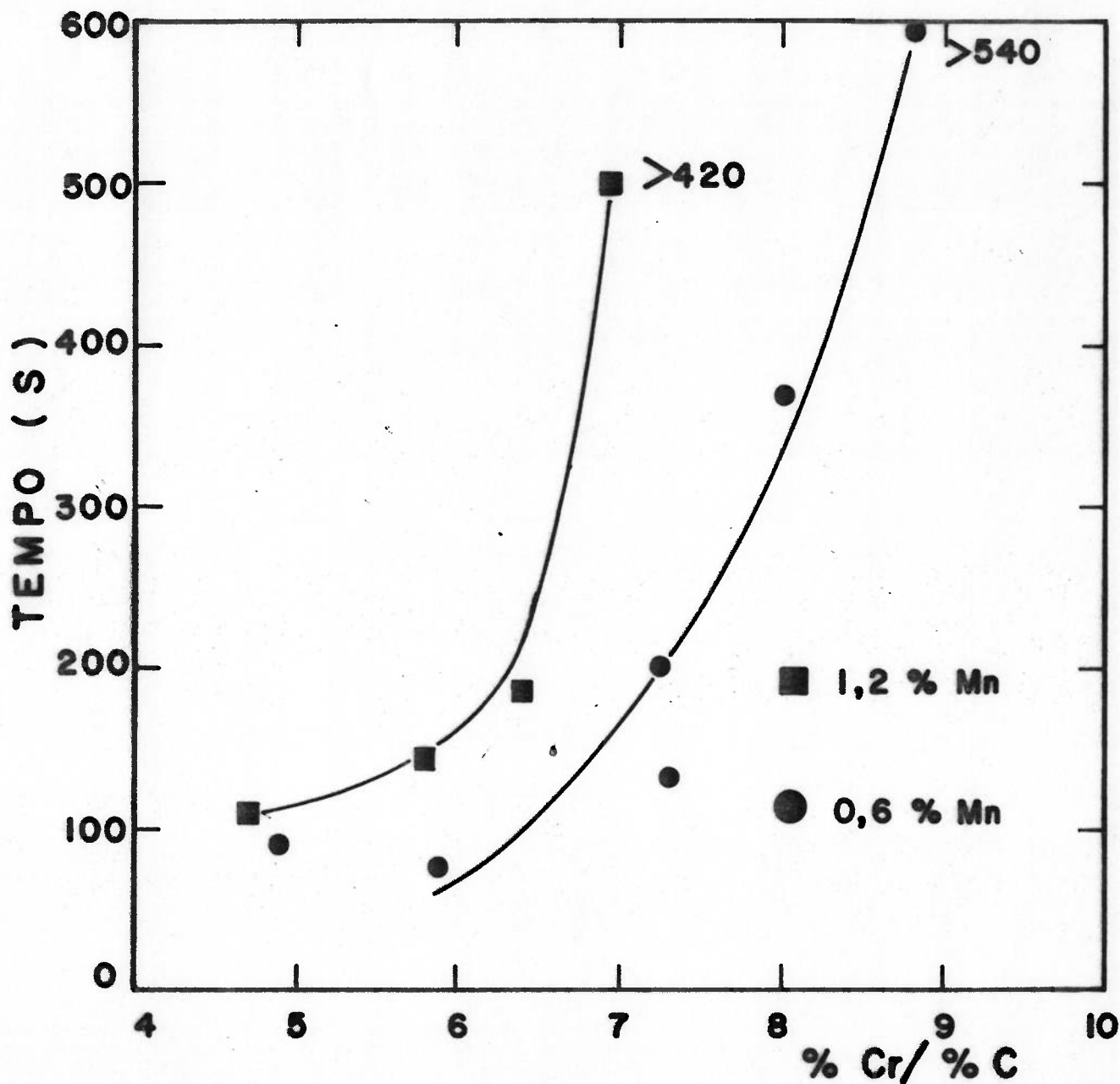


Figura 13. Efeito da relação %Cr/%C e da percentagem de manganês na temperabilidade de ferros fundidos brancos(51)

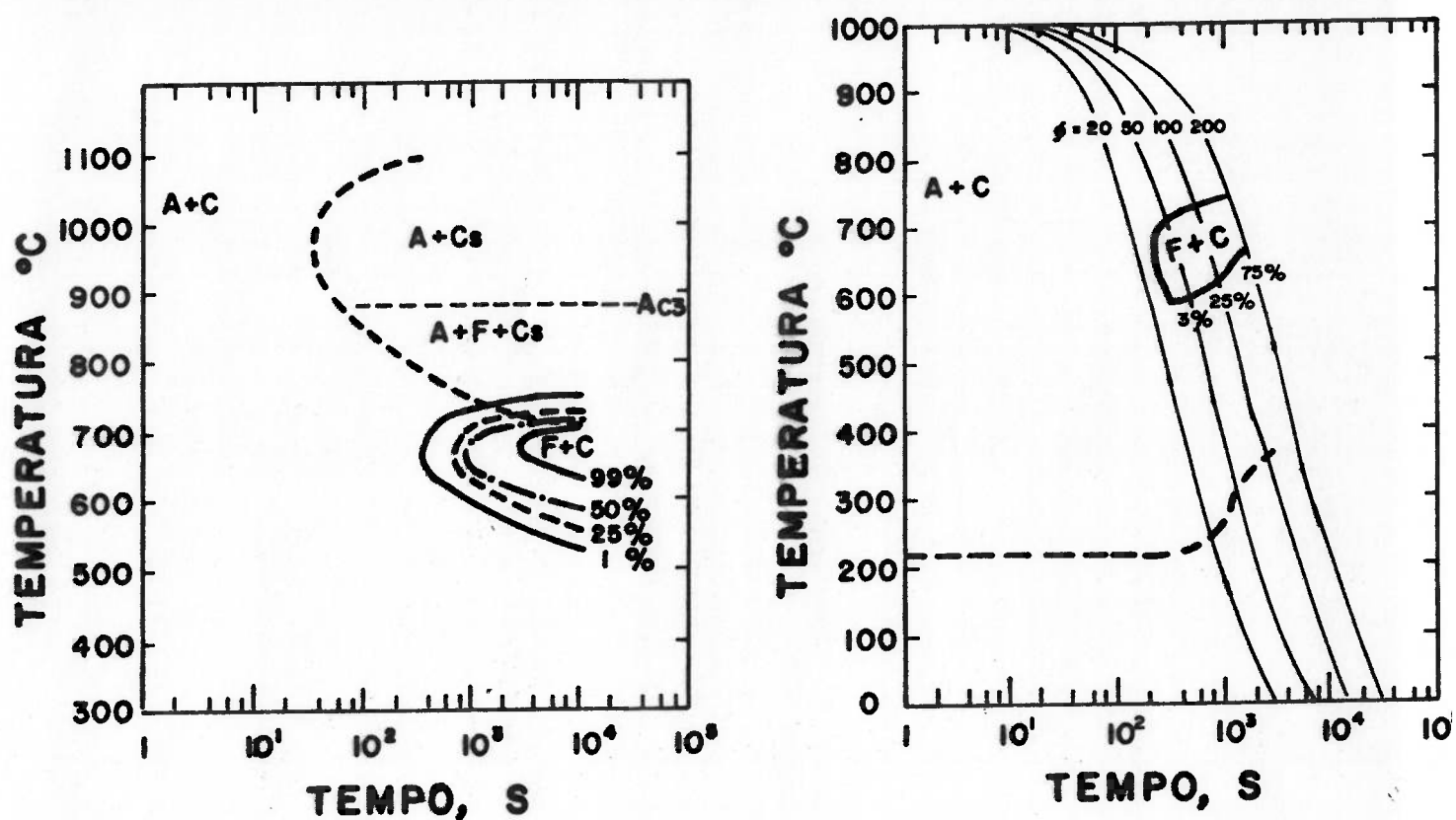


Figura 14. Curvas de transformação de FFBC, 15%Cr-2,7%C. (a) isotérmica; (b) em resfriamento contínuo(48).

Em materiais que serão submetidos a solicitações de impacto costuma-se aplicar um tratamento de revenimento, geralmente na faixa entre 200 e 300°C. Zum-Gahr e Doane<sup>32</sup> verificaram reduções na microdureza Vickers, de 780 para 700 a 740, com tratamento entre 200 e 400°C, após têmpera de 1000°C. Tratamentos a 500°C conduziram a elevação ou manutenção da dureza, em consequência da formação adicional de martensita. Em todos os casos, os tratamentos subcríticos resultaram em elevação da tenacidade.

Sinatora e Albertin<sup>35</sup>, obtiveram queda da dureza e elevação da energia absorvida no impacto, com revenimento até 300°C; ocorreu pouca modificação adicional elevando-se a temperatura de revenimento até 500°C, figura 15.

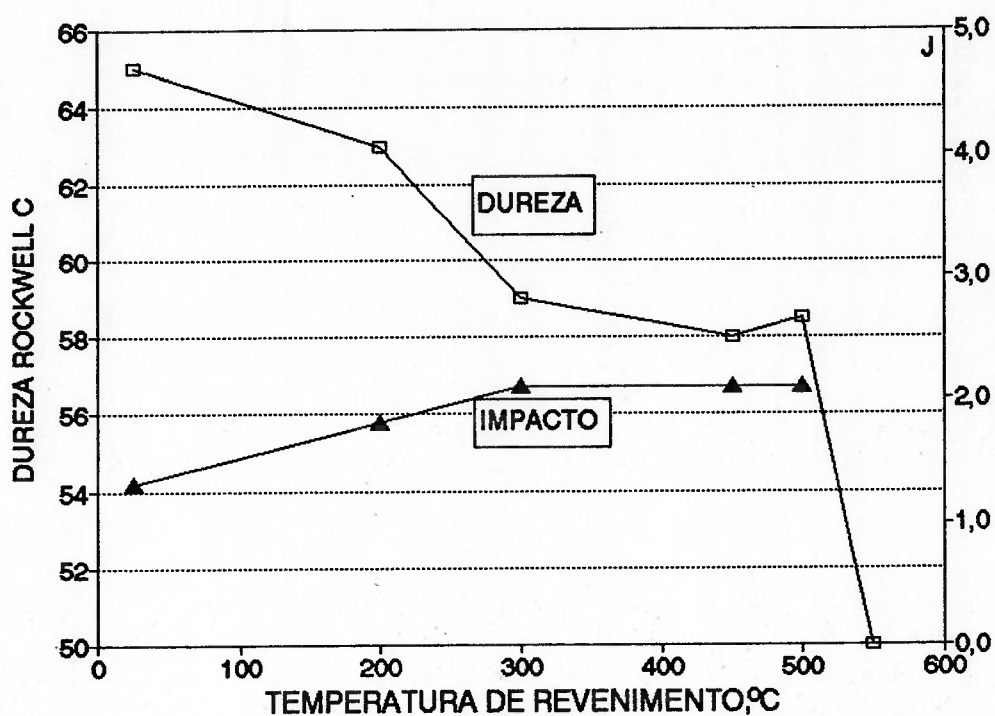


Figura 15. Efeito da temperatura de revenimento na dureza e resistência ao impacto de FFBAC com 12,5%Cr-2,0%C-0,6%Mn(35)

A tabela 3 apresenta resultados de microdurezas dos microconstituintes de matriz dos FFBAC.

Tabela 3. Microdureza dos constituintes dos FFBAC

Microconstituente	microdureza Vickers			
	ref.48	ref.5	ref.12	ref.1
Martensita	663 a 953	740 a 870	700 a 830	630
Austenita	360 a 500	425 a 600	-	430
Perlita	300 a 500	390	-	-

Finalmente, da mesma maneira que os carbonetos, a matriz pode apresentar diferentes graus de refinamento, dependendo das condições de solidificação. Observou-se refinamento das dendritas para composições mais próximas do eutético<sup>39,41,43</sup>, o que se atribui ao menor intervalo de solidificação pró-eutética. Velocidades de solidificação elevadas também afetam o refino da estrutura dendrítica<sup>14,35</sup>, observando-se, por exemplo, estruturas mais refinadas nas regiões mais próximas à superfície das peças.

### 3. Desgaste de Bolas de Moinho

#### 3.1. Considerações preliminares

Moore e colaboradores<sup>65</sup> identificaram sete formas de desgaste de bolas de moinho, descritas sucintamente a seguir:

- a) crateras de indentação - em que o mineral, posicionado entre duas bolas, indenta e extruda o material para os lados, produzindo uma "cratera", inicialmente sem remoção de material. Nota-se a similaridade deste mecanismo com aquele descrito por Rotondaro<sup>11</sup> para o caso de desgaste de palhetas em um ensaio de Bond e de revestimentos de moinhos de barras. Vários trabalhos associam este tipo de mecanismo à interação de abrasivos duros com materiais relativamente moles<sup>65,66,67</sup>.
- b) corte - em que partículas duras penetram no material e cortam, carregando o material cortado na direção do seu movimento. É o mecanismo característico e mais eficiente de remoção de material no desgaste abrasivo<sup>68</sup>. Curiosamente, no trabalho citado<sup>65</sup> é utilizada a denominação "gouging", geralmente reservada por outros autores<sup>4,62</sup> para remoção grosseira de material, como ocorre em britadores.
- c) sulcamento ("plowing") - em que partículas sulcam a superfície, deslocando material para os lados. Como se verá adiante, trata-se de parcela importante dos processos de desgaste abrasivo.



- d) deslizamento metal/metal - em que o contato direto das superfícies metálicas resulta em regiões desgastadas que aparecem ocasionalmente na superfície das bolas, apresentando dimensões maiores que os demais eventos de desgaste verificados no mesmo sistema, provocados por partículas abrasivas.
- e) corrosão induzida por deformação - que pode ocorrer devido à ação de um meio corrosivo sobre o metal fortemente deformado pela ação do abrasivo. De certa forma, pode ser considerado um mecanismo complementar da abrasão, contribuindo para apressar a remoção de material inicialmente apenas deformado pelo abrasivo.
- f) corrosão por "pitting"- caracterizada pela dissolução seletiva de material, associada à formação de pares galvânicos entre heterogeneidades (inclusões, áreas segregadas, fases diferentes) e a matriz.
- g) lascamento ("spalling") - decorrente de trincamento subsuperficial por processo de fadiga.

O trabalho citado<sup>65</sup> considera que vários destes mecanismos poderão atuar em um dado sistema, mas geralmente seria possível verificar a predominância de apenas um deles, dependendo das características do material e do abrasivo e das características de operação do moinho. Por outro lado, alguns dos itens acima são considerados micromecanismos que atuam conjuntamente no processo abrasivo, como se verá adiante.

No que se refere aos efeitos decorrentes de impactos, convém distinguir as várias escalas em que perdas

de material podem ocorrer. Numa escala mais grosseira, materiais com insuficiente resistência ao impacto sofrerão fratura catastrófica no primeiro impacto. Nesta escala, caracteriza-se o material essencialmente por sua resistência ao impacto<sup>69,70</sup>, medida, por exemplo, num ensaio Charpy ou Izod, e a solicitação depende de parâmetros como diâmetro e velocidade do moinho e diâmetro das bolas. Assim, tem-se um primeiro critério de seleção de materiais, que leva à exclusão de ferros fundido comuns ou tipo Ni-Cr ("Ni-Hard") como materiais para grandes diâmetros de bola e de moinho, assim como orienta para a utilização de menores frações volumétricas de carbonetos e para o emprego de revenimento para os materiais temperados.

Numa escala mais refinada situa-se a quebra ou lascamento macroscópico de bolas como resultado de impactos repetidos, verificando-se a intervenção de mecanismos de fadiga e de nucleação e propagação de trincas. Nestes casos, são importantes as modificações na microestrutura provocadas pela solicitação mecânica e a presença de elementos microestruturais que favorecem a nucleação e propagação de trincas. Este tipo de solicitação e de falha dos materiais tem sido tratado com freqüência na literatura<sup>26-32,36,59,71-74</sup>. O aspecto que tem recebido mais atenção é o efeito da austenita retida, tendendo-se a um consenso nestes trabalhos, de que sua presença reduz a resistência a impactos repetidos. São causas prováveis para este comportamento a variação volumétrica associada à transformação para martensita, o fato de a martensita

formada ser não revenida e a grande diferença de deformação entre a austenita e os carbonetos.

Na escala microscópica, o trincamento de microconstituintes tanto pode estar relacionado com solicitações de impacto como, mais frequentemente, com estados locais de tensão e deformação. Este aspecto será abordado mais à frente, como parte integrante dos mecanismos de desgaste abrasivo.

O papel da corrosão e sua participação nos processos abrasivos em moinhos de bola é discutível, no caso dos FFBAC.

Num primeiro momento, a mudança de ordem de grandeza no desgaste verificada quando se passa de moagem a seco para moagem a úmido pareceria associada à ocorrência de corrosão. Há evidências, entretanto, de que o efeito do líquido é essencialmente o de facilitar o mecanismo de abrasão atuando como "fluido de corte" de uma operação de usinagem<sup>75</sup>. Em ensaio de pino contra lixa, verificou-se aumento do desgaste com o uso de lubrificante, o que foi atribuído ao aumento da participação do mecanismo de microcorte<sup>76</sup>.

A figura 16 mostra que a passagem de moagem a seco para moagem em líquido causou grande aumento de desgaste, verificando-se, entretanto, que este aumento foi maior para um líquido orgânico de baixa condutância (meio não corrosivo) do que para água. Iwasaki e colaboradores<sup>77</sup> correlacionaram as variações de desgaste em moagem a úmido com o comportamento reológico das lamelas de moagem,

observando que o desgaste diminuía substancialmente com o aumento da porcentagem de sólidos.

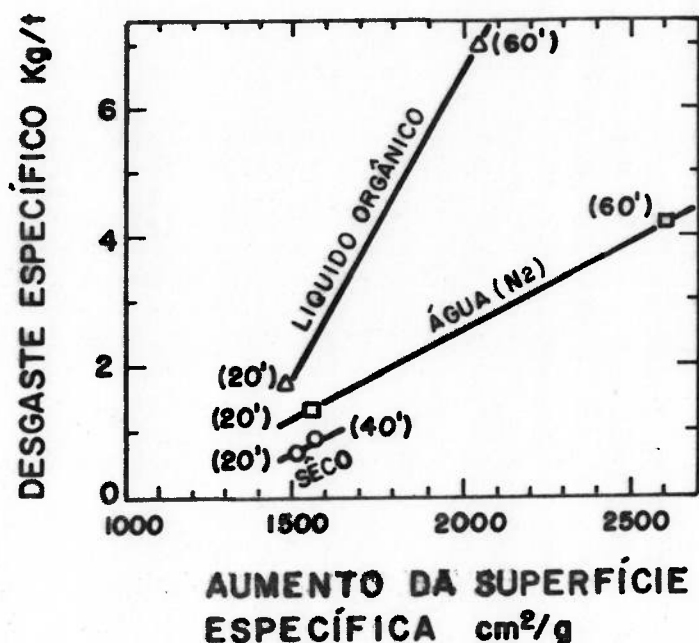


Figura 16 Taxa de desgaste de bolas de aço baixo carbono a seco, em água e em líquido orgânico(77)

Em particular no caso de FFBAC, estudos específicos demonstraram que a corrosão foi irrelevante<sup>65,78</sup>, salvo quando se criaram condições extremamente corrosivas, pela adição de grandes quantidades de pirita e sopro de oxigênio<sup>78</sup>. Mesmo grandes variações do pH (de 8 para 4), durante a moagem em escala industrial de molibdenita, não causaram alteração significativa do consumo de bolas<sup>75</sup>. Sailors<sup>79</sup> também associa corrosão de bolas apenas a condições altamente corrosivas. Este efeito foi verificado, por exemplo, numa instalação trabalhando com pH=3,5<sup>75</sup>.

Verificou-se, ainda<sup>65</sup>, que eventuais efeitos de corrosão são exagerados quando se utiliza moinho de pequeno diâmetro, como se vê na figura 17, que também demonstra a pequena sensibilidade dos FFBAC às diversas condições corrosivas impostas.

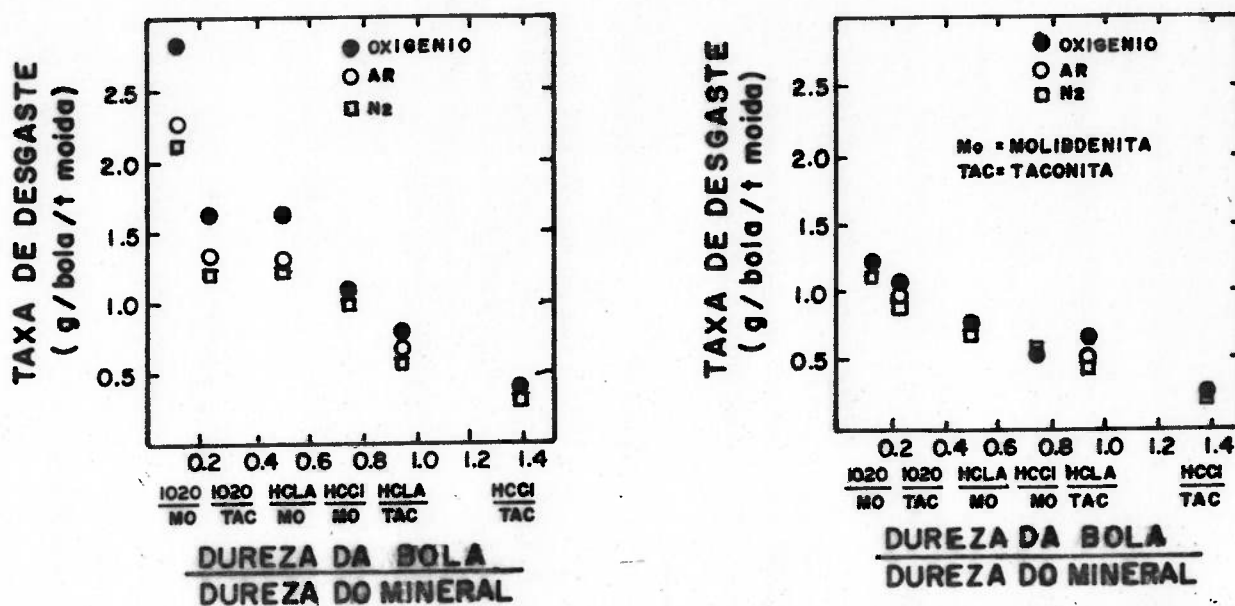


Figura 17. Taxa de desgaste em função da relação dureza do material/dureza do minério(65).  
(a)  $\varnothing$ moinho=45cm ; (b)  $\varnothing$ moinho=90cm

Pitt e colaboradores<sup>80</sup> sugerem que o combate à corrosão em moinhos de bolas compreende a manutenção de um pH elevado, utilização de proteção catódica, uso de inibidores, remoção de oxigênio e emprego de materiais de maior resistência à corrosão. Em resumo, medidas cabíveis de maneira genérica para o combate à corrosão nas mais diversas aplicações.

Dado o exposto acima e considerando as condições do trabalho experimental efetuado, a revisão que se segue

abordará em detalhe apenas os mecanismos de desgaste abrasivo e os resultados de ensaios relativos essencialmente a este tipo de desgaste.

### 3.2. Definições e classificações de desgaste

Define-se desgaste como "a perda progressiva de substância da superfície de trabalho de um corpo, que ocorre como resultado de movimento relativo na superfície"<sup>81</sup>. O desgaste causa a ocorrência de pequenas partículas soltas e provoca modificações no material e na geometria da camada superficial solicitada tribologicamente<sup>82</sup>. A norma ASTM<sup>83</sup> inclui na definição qualquer danificação superficial, mesmo que não ocorra remoção de material.

Considerando as formas de interação superficial e as propriedades das substâncias em contato, costuma-se identificar pelo menos quatro categorias de desgaste<sup>68,82-87</sup>:

-adesão, que ocorre durante o deslizamento de duas superfícies de trabalho, através da formação e quebra de ligações interfaciais.

-fadiga de superfície ou de contato, que decorre da aplicação local de ciclos de tensões, levando à formação de trincas de fadiga em regiões superficiais.

-reações triboquímicas (desgaste "corrosivo"), quando ocorre a formação de produtos de reação associada à ação mecânica de desgaste.

-abrasão, em que a remoção de material é devida à ação de partículas ou protuberâncias duras que exercem uma ação de corte e deformação.

Essas categorias correspondem, de maneira geral, aos critérios sugeridos por Peterson<sup>88</sup>, para quem a classificação dos tipos de desgaste deve se basear no modo como as partículas desgastadas são removidas e no nível em que o evento ocorre - asperidades, filmes superficiais ou volumetricamente. Este autor identifica métodos de remoção de partículas que compreendem: adesão, corte, deformação e fadiga, fratura frágil, fratura dútil, fusão, dissolução e fenômenos químicos e eletroquímicos. Por outro lado, a aplicação destes critérios é apontada como problemática porque os micromecanismos fundamentais de remoção de material ocorrem em diferentes processos de desgaste, macroscopicamente bem distintos, como abrasão, erosão, "fretting", etc.

Na mesma linha de raciocínio, Jahanmir<sup>89</sup> reconhece como tipos específicos de desgaste, além dos 4 descritos acima, a delaminação, o "fretting", a erosão e o desgaste por impacto.

Uma abordagem bastante distinta é oferecida por Quinn<sup>87</sup>, que prefere caracterizar o desgaste basicamente como suave ("mild") ou severo, baseando-se nas características diretamente observáveis da superfície desgastada - que pode ser grosseira e muito danificada ou lisa e até polida -, e das partículas removidas - que podem ser relativamente grandes, acima de  $10\mu\text{m}$ , ou pequenas, abaixo de  $0,1\mu\text{m}$ .

O desgaste abrasivo é o mais destrutivo, produzindo as maiores perdas nos menores intervalos de

tempo<sup>90</sup>. As partículas duras que causam a abrasão podem ser o próprio material processado em um equipamento, como no caso de extração e tratamento de minérios, resíduos metálicos encruados, partículas duras removidas da microestrutura ou ainda partículas externas que ingressam no sistema como contaminação.

Por sua própria natureza, a moagem de minérios constitui-se em um caso típico onde a abrasão é o mecanismo predominante de desgaste.

### 3.3. Desgaste abrasivo

#### 3.3.1. Classificações

O desgaste abrasivo tem sido classificado de acordo com diversos critérios, como exemplifica o quadro seguinte:

<u>Critério</u>	<u>Tipos de desgaste abrasivo</u>
Ação tribológica <sup>82</sup>	-por deslizamento a 2 corpos -por deslizamento a 3 corpos -por rolamento a 3 corpos -erosão com partículas
Aplicações práticas/ seleção de materiais <sup>4,62</sup>	-abrasão sob tensões elevadas (moagem) -abrasão sob tensões baixas (riscamento) -"gouging" (britadores)
Severidade	-desgaste suave ou severo

A identificação de situações em que o desgaste abrasivo ocorre a 2 ou 3 corpos não corresponde, na verdade, a uma classificação de tipo de desgaste. Corresponde, sim, a uma parte da descrição do sistema tribológico<sup>82</sup>, conforme descrito na figura 18. Por exemplo,



a "gouging abrasion" e a abrasão sob tensões elevadas<sup>62</sup> nos casos práticos da indústria de mineração são claramente situações de abrasão a 3 corpos. Já a abrasão sob tensões baixas ocorre às vezes como abrasão a dois corpos (calhas) e outras como erosão com partículas (bombas de lama).

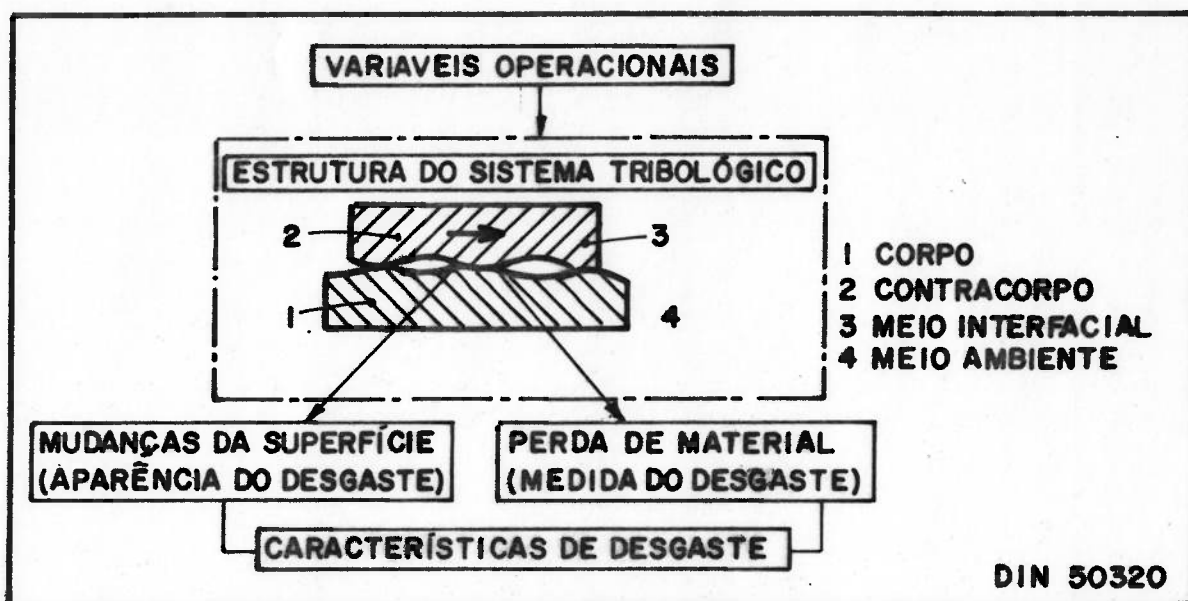


Figura 18. Elementos constitutivos de um tribo-sistema(82)

A classificação de Avery é um instrumento preliminar de seleção de materiais para situações abrasivas e, eventualmente, para seleção de ensaios que busquem manter alguma correlação com a aplicação prática. Assim, costuma-se associar o ensaio de pino contra lixa a casos de abrasão sob tensões elevadas, o ensaio de roda de borracha a situações de abrasão sob tensões baixas e o ensaio em britador à "gouging

abrasion"<sup>91</sup>. Entretanto, uma visão mais atual da correlação entre situação prática e ensaios busca identificar os mecanismos atuantes em cada caso, através da análise das superfícies desgastadas<sup>11,34,93,94</sup> e dos resíduos de desgaste<sup>92</sup>.

A norma alemã<sup>82</sup> procura dar elementos para se caracterizar cada situação de desgaste como um sistema, definido pela sua estrutura (corpo, contra-corpo, meio interfacial), ação tribológica e mecanismo efetivo (adesão, abrasão, fadiga e reação tribo-química). As informações decorrentes da observação das superfícies desgastadas e das partículas removidas podem ser incorporadas a esta metodologia.

A aplicação conjunta dessas classificações poderia permitir, por exemplo, a seguinte descrição de uma situação de desgaste em um moinho de bolas: "verifica-se uma situação de abrasão sob tensões elevadas, devido a ações tribológicas de impacto, deslizamento e rolamento a 3 corpos, causando um desgaste severo".

Em resumo, a aplicação criteriosa destas classificações permite, de maneira geral, descrever os problemas. A busca de soluções requer a caracterização dos micromecanismos de desgaste, que, por sua vez, são dependentes das características dos materiais - basicamente microestrutura e propriedades - e dos abrasivos - incluindo forma, tamanho, propriedades - bem como da forma de interação entre estes elementos do sistema.

### 3.3.2. Mecanismos de desgaste abrasivo

A figura 19 reproduz a clássica ilustração, devida a Zum Ghar<sup>68</sup>, que esquematiza os micromecanismos básicos de desgaste abrasivo. Uma partícula suficientemente dura atacando uma superfície em um ângulo favorável consegue atuar como uma ferramenta de corte, retirando "cavacos" (microcorte). Verifica-se, entretanto, que esta ação é geralmente acompanhada por grande deformação plástica, observando-se acúmulo de material deslocado à frente do sulco e lateralmente, bem como deformação subsuperficial<sup>68,95</sup>. Passagens sucessivas de grãos abrasivos repetem ciclicamente estes deslocamentos, levando à remoção do material por fadiga de baixo ciclo.

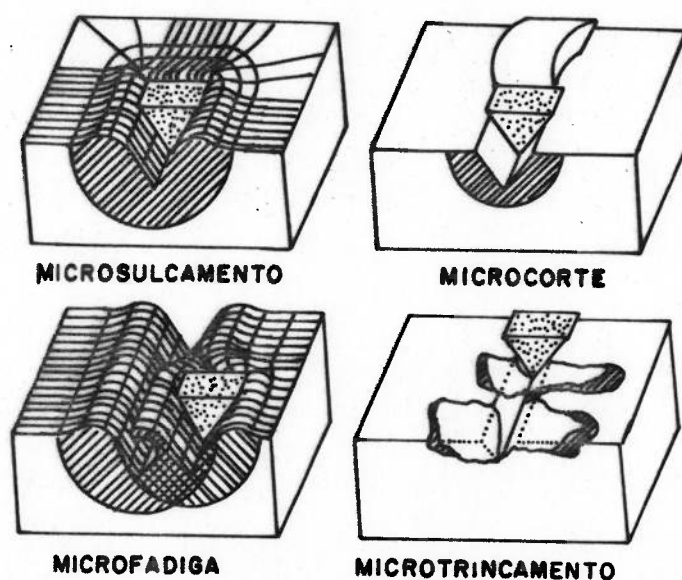


Figura 19. Micromecanismos de desgaste abrasivo(68)

A figura 20 mostra resultados experimentais<sup>95</sup> e uma visão esquemática<sup>68</sup> da participação relativa de microcorte e micro-sulcamento, para diferentes ângulos de ataque entre abrasivo e superfície. No caso de ensaios contra lixas, por exemplo, verificou-se que, por apresentarem uma grande dispersão de ângulos de ataque, apenas entre 15%<sup>95</sup> e 50%<sup>68</sup> dos grãos estão em condições de cortar. Segundo Hirano e Levy<sup>96</sup>, o efeito linear do aumento da carga no aumento da taxa de desgaste nestes ensaios deve-se ao aumento proporcional de grãos abrasivos que passam a atuar.

As taxas de desgaste em ensaios a 3 corpos podem ser uma a duas ordens de grandeza menores do que na situação a 2 corpos, o que se atribui<sup>68</sup> à possibilidade de rolamento do abrasivo durante a interação abrasivo/superfície, dificultando a manutenção de ângulos de ataque favoráveis ao microcorte. Sendo menor a possibilidade de microcorte, os mecanismos de micro-fadiga, para os materiais mais dúteis, ou de microtrincamento, para aqueles mais duros, assumem especial importância nas situações a 3 corpos.

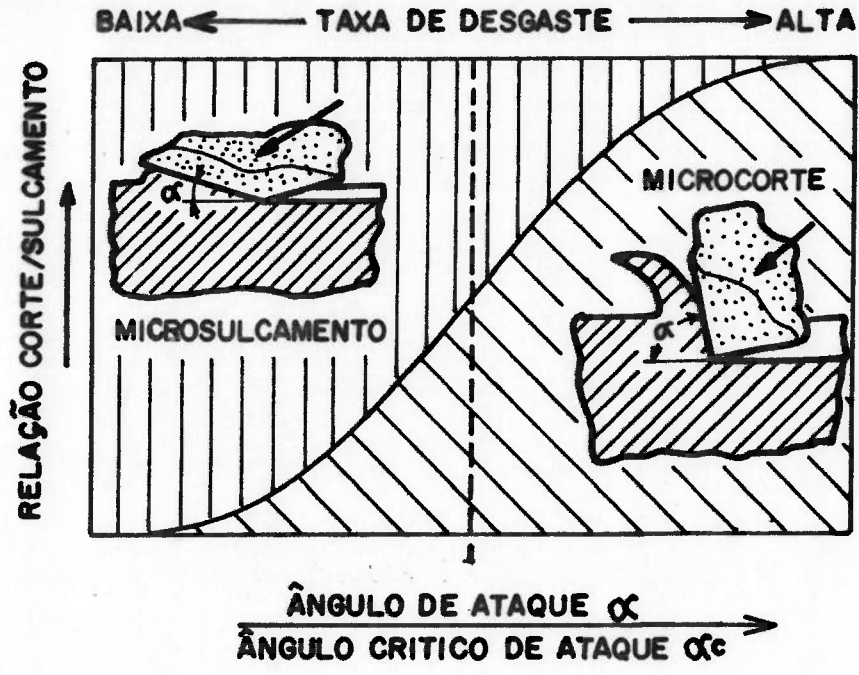
Vários autores destacam a enorme importância, nos processos abrasivos, da deformação plástica tanto do material deslocado para as bordas do sulco quanto das regiões subsuperficiais. Trabalhos citados por Zum Gahr apontam valores entre 2,5 e 8 para as deformações plásticas nas superfícies desgastadas. Suh e colaboradores<sup>95</sup> determinaram experimentalmente relações

entre a energia efetivamente gasta na remoção de partículas e o trabalho total exercido sobre uma superfície. A figura 21 mostra, para um aço 1095, os resultados obtidos: verifica-se que a energia efetivamente utilizada para remoção de partículas chega no máximo a 20%. Yahanmir<sup>89</sup> comparou as energias medidas para remoção de partículas em vários processos de desgaste (delaminação, abrasão e erosão) com as energias calculadas teoricamente para os mecanismos de adesão, corte, sulcamento e deformação subsuperficial. Este autor concluiu que a energia associada a abrasão situa-se em ordens de grandeza próximas daquelas correspondentes a deformação subsuperficial, sendo muito maiores do que se observaria para corte. Em outras palavras, o mecanismo de microcorte é muito eficiente para remover material, consumindo pouca energia, mas apenas uma pequena parcela do trabalho exercido sobre a superfície desgastada é utilizada para este mecanismo.

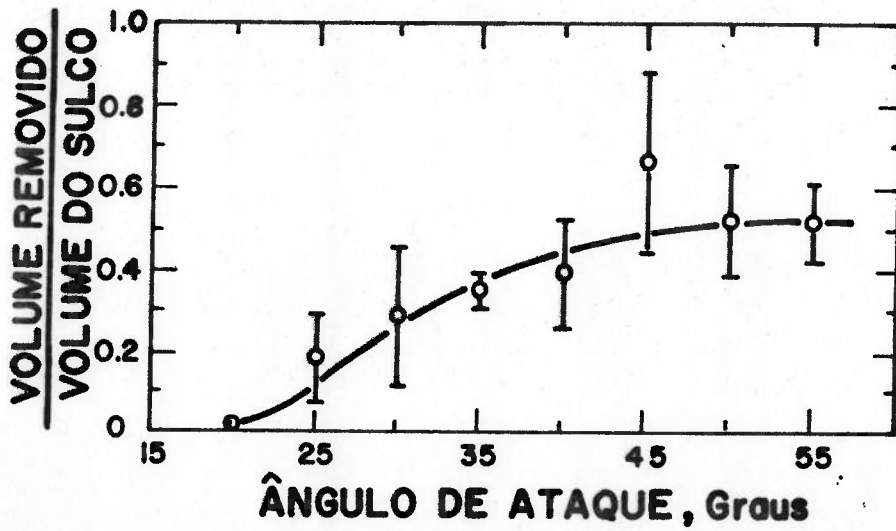
A relação entre microcorte e micro-sulcamento é expressa por Zum Gahr<sup>68</sup> através da relação:

$$f_{ab} = \frac{A_v - (A_1 + A_2)}{A_v}$$

cujo significado é esclarecido através da figura 22. Na prática, teríamos valores de  $f_{ab}$  maiores que zero sempre que houver alguma remoção de material e menores que 1 sempre que o volume removido for menor que o volume do sulco produzido pelo abrasivo. Valores experimentais deste parâmetro são obtidos por ensaios de riscamento único com ponta de diamante.



(a)



(b)

Figura 20. Relação corte/sulcamento em função do ângulo de ataque; (a)esquemático; (b)resultados experimentais(95)

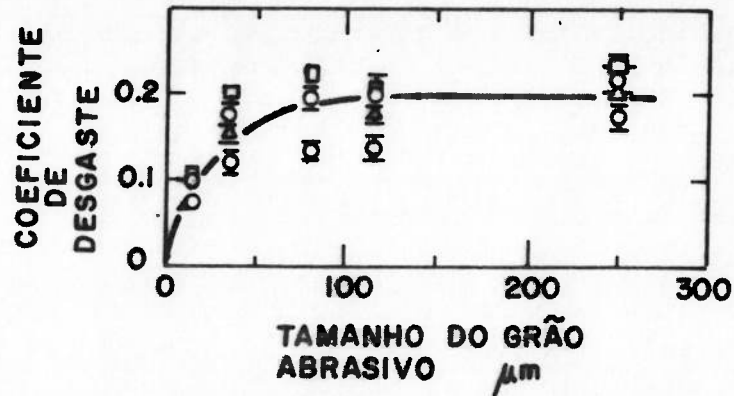


Figura 21. Coeficiente de desgaste em função do tamanho do abrasivo, para aço 1095(95)

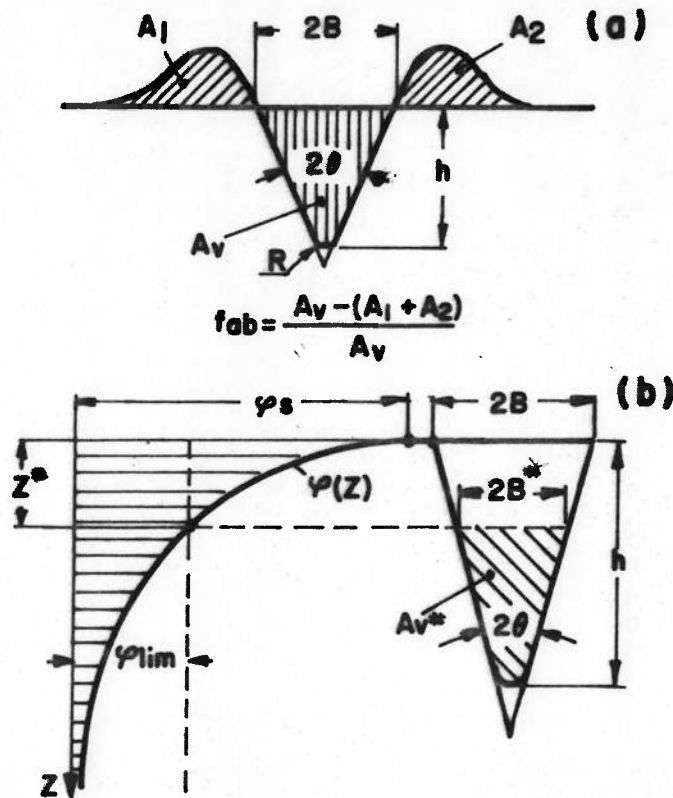


Figura 22. Esquema da relação entre corte e sulcamento(68). (a)definição de  $f_{ab}$ ; (b)deformação associada ao sulco.

Através de uma série de considerações físicas e desenvolvimentos algébricos, Zum Gahr chegou a uma expressão que mostra a dependência de  $f_{ab}$  em relação a parâmetros associados às deformações que ocorrem na

superfície e subsuperficialmente. Assim, este parâmetro pode ser expresso por:

$$f_{ab} = 1 - \left( \frac{\phi_{lim}}{\phi_s} \right)^{2/\beta}$$

onde:

$\beta$  = é um fator que<sup>o</sup> descreve a queda progressiva da deformação, com a distância abaixo da superfície (depende principalmente do comportamento de encruamento do material)

$\phi_s$  = deformação na superfície

$\phi_{lim}$  = capacidade de deformação do material

A figura 23 mostra como o valor de  $f_{ab}$  varia com diversos parâmetros.

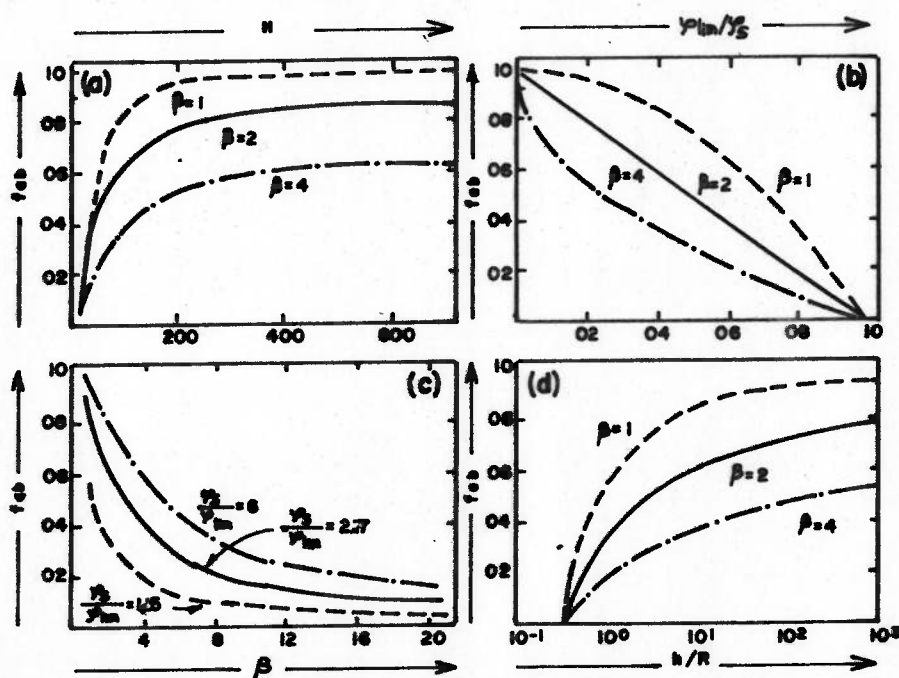
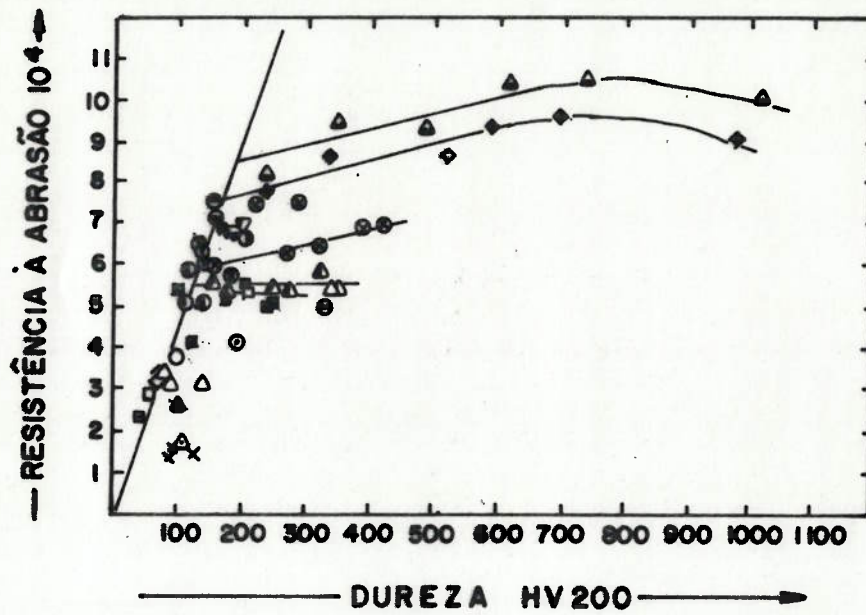


Figura 23. Valores de  $f_{ab}$  em função de propriedades do sistema. (a) dureza do material; (b) relação capacidade de deformação/deformação superficial; (c) coeficiente  $\beta$ ; (d) relação profundidade de penetração/raio do penetrador(68).

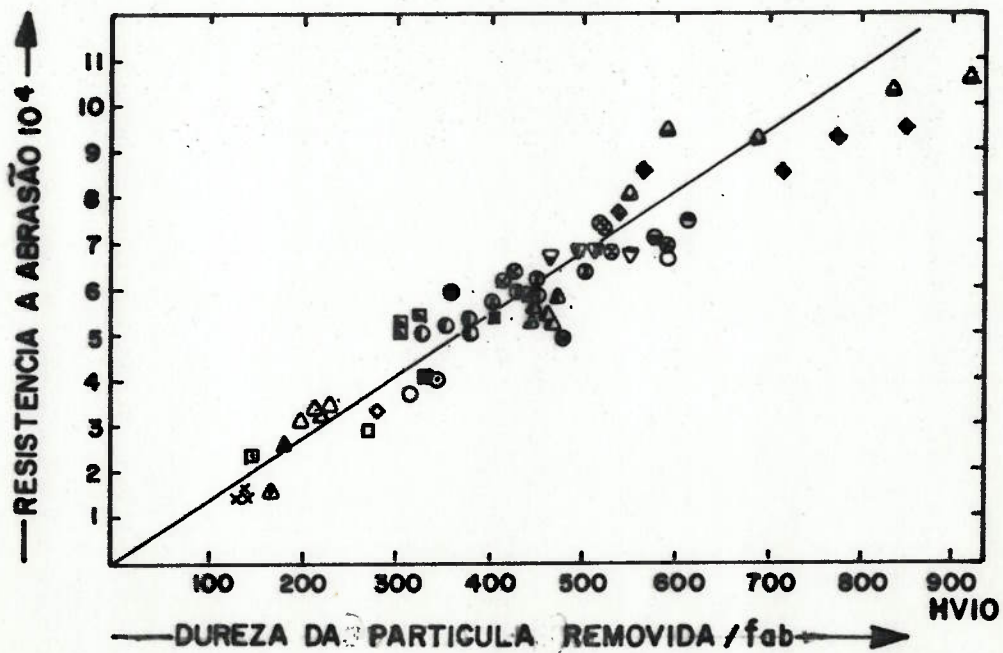


Verifica-se que elevados valores de  $f_{ab}$ , e portanto predominância de microcorte e taxas relativamente elevadas de desgaste, ocorrem para materiais mais duros (fig. 23a) e nas menores capacidades de deformação (fig. 23b). Estas tendências são confirmadas por resultados experimentais citadas por Kosel e Fiore<sup>97</sup>, que mostram que a fração de material removido varia de 1% para alumínio a 70% para aços temperados. O aumento do  $f_{ab}$  para maiores relações entre profundidade de penetração e o raio de um indentador, figura 23c corresponde à verificação experimental de que partículas abrasivas angulares removem mais material por corte do que partículas arredondadas. Esta relação ( $h/R$ ) foi utilizada também por Suh<sup>95,98</sup> para explicar porque as taxas de desgaste crescem com o diâmetro das partículas abrasivas, até um limite.

Uma boa demonstração do poder deste ferramental de análise desenvolvido por Zum Gahr verifica-se na figura 24. Um conjunto de resultados de ensaios de desgaste (pino de vários materiais contra lixa), mostra-se inicialmente disperso em várias tendências, quando se procura correlacionar a resistência ao desgaste com as durezas dos materiais, figura 24a. Entretanto, utilizando-se como parâmetro a dureza das partículas removidas em conjunto com o fator  $f_{ab}$ , figura 24b, obtém-se uma ordenação das resistências ao desgaste destes materiais. Usando a mesma técnica o autor conseguiu "enquadrar" na análise de desgaste versus dureza materiais tão diferentes como metais puros e aços Hadfield.



(a)



(b)

Figura 24. Resistência ao desgaste em função da dureza: (a) do material antes do ensaio; (b) dos cavacos removidos/fab. (68)

Além do sulcamento, corte e fadiga, materiais frágeis sob a ação de partículas abrasivas duras podem sofrer micro-trincamento em consequência da imposição de altas concentrações de tensões. A extensão do desgaste neste caso depende da tenacidade à fratura do material e de condições de sollicitação, incluindo a forma e tamanho das partículas abrasivas.

Particularmente importante neste caso é a pré-existência de "entalhes internos", na forma de micro-trincas, poros, inclusões, carbonetos massivos e fases incoerentes em geral<sup>68,99</sup>. A figura 25 ilustra diferentes tipos de micro-trincamento associados a diferentes microestruturas.

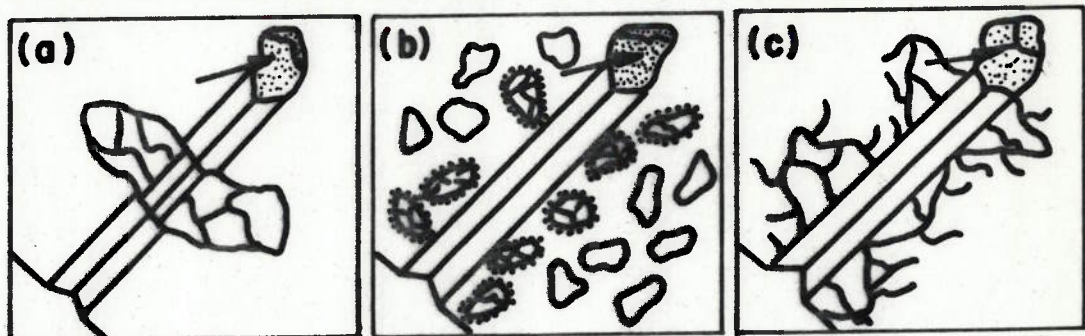


Figura 25. Diferentes tipos de microtrincamento, conforme a microestrutura do material desgastado. (a) microtrincamento de uma fase frágil grande por contato direto com a partícula abrasiva; (b) microtrincamento de carbonetos e regiões em torno, no campo de tensões; (c) microtrincamento devido a propagação da trinca através da matriz (68).

O desgaste por micro-trincamento foi modelado por Zum Gahr<sup>68,99</sup>, em função dos seguintes parâmetros: tensão aplicada, tenacidade do material, fração volumétrica de carbonetos, tamanho e tipo de abrasivos, tamanho e espessura dos carbonetos e caminho livre médio entre carbonetos.

Em determinadas circunstâncias, o desgaste abrasivo conta ainda com a participação do mecanismo de delaminação<sup>89</sup>, em que o desgaste ocorre por uma combinação de efeitos de fadiga subsuperficial e nucleação e propagação de trincas.

A figura 26 sintetiza de forma esquemática a participação dos vários micromecanismos para diferentes materiais. Os aços e ferros fundidos resistentes ao desgaste situam-se na região intermediária, podendo ser desgastados por combinações de mecanismos desde micro-sulcamento, característico de metais puros, com alta capacidade de deformação, até microtrincamento, característico de materiais extremamente duros e com baixa capacidade de deformação, como as cerâmicas.

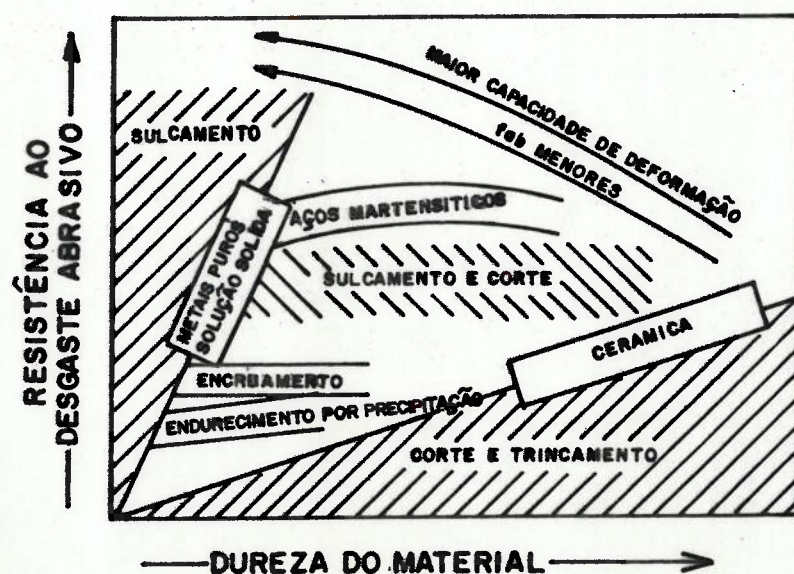


Figura 26. Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza do material e dos micromecanismos de abrasão (68).

### 3.3.3. Efeito de algumas variáveis no desgaste abrasivo

Para eleger algumas variáveis a serem discutidas detalhadamente, é conveniente utilizar a descrição sistemática do desgaste, conforme a norma DIN 50320<sup>82</sup>, ilustrada na figura 18. Nela distinguem-se:

a) variáveis operacionais, caracterizadas por:

- formas de movimento relativo e sua variação com o tempo, reconhecendo-se geralmente as seguintes: deslizamento, rolamento, impacto e fluxo.
- parâmetros físicos/técnicos como: carga normal, velocidade, temperatura, tempo de operação.

b) estrutura do sistema tribológico, caracterizada por:

- elementos: corpo, contra-corpo, meio interfacial, meio ambiente. São importantes as propriedades, forma e tamanho dos elementos, bem como suas modificações durante o processo de desgaste. É essencial ainda a caracterização da forma de interação entre os elementos.

Na interpretação de resultados de ensaios, na comparação entre dois diferentes ensaios ou na discussão da transferibilidade dos resultados de um ensaio de laboratório para uma aplicação prática, é interessante considerar o conjunto das variáveis, procurando-se antever os efeitos que alterações quantitativas ou qualitativas provocarão nas taxas de desgaste dos materiais estudados. Uma análise típica poderia partir de um quadro como o apresentado abaixo:

Quadro I - Comparação de sistemas tribológicos

Variáveis		Moinhos de Bola	Pino contra lixa
Operacionais	tipo de movimento relativo	deslizamento e rolamento (impacto discuti- vel <sup>20,62</sup> ) 3 corpos	deslizamento 2 corpos
	parâmetros físicos/técnicos: ↓	↓	↓
	carga normal	varia com o diâmetro das bolas e o diâmetro do moinho (conhecimento qualitativo)	controlável no ensaio (valores conhecidos)
	velocidade	varia com dimensões e operação dos equipamentos. (são relativamente baixas <sup>62</sup> )	controlável no ensaio
	temperatura	a úmido: ambiente a seco: aquecimento importante	nominal: ambiente há aquecimento localizado
Estrutura do sistema	elementos	bola-abrasivo-bola (revestimento)	pino-lixo
	propriedades do(s) corpo(s)	microestrutura dureza tenacidade dutilidade encruamento	microestrutura dureza tenacidade dutilidade encruamento
	propriedades do meio interfacial	dureza, forma, tamanho e quantidade do abrasivo	dureza, forma e tamanho do abrasivo

Apresentam-se a seguir os efeitos de algumas dessas variáveis no desgaste abrasivo.

#### CARGA APLICADA

Entre as variáveis operacionais, a literatura reporta-se com freqüência à carga normal aplicada. De maneira geral, considera-se que a força ou pressão nominal exercida gera um efeito diretamente proporcional no desgaste, que cresce linearmente com a carga aplicada<sup>66,68,96,97,102</sup>. Este efeito é mostrado no figura 27. Dunn<sup>75</sup> apresenta resultados de taxas de desgaste em função do diâmetro do moinho, verificando-se uma relação

aproximadamente linear. Embora o autor atribua a variação a um possível efeito de impacto, este ponto de vista é contrariado por Avery<sup>62</sup>, que considera o efeito de moagem e de desgaste como sendo basicamente resultado das pressões, exercidas em condições de baixa velocidade relativa.

Avery<sup>104</sup> lembra ainda que no caso de moagem a condição de "abrasão sob tensões elevadas é caracterizada pela fratura do abrasivo, o que significa que, localmente, atingem-se tensões maiores que a resistência dos minerais ("crushing strength") que é da ordem de 210 MPa para quartzo, podendo chegar a mais de 600 MPa para outros minerais.

Zum Gahr<sup>99</sup> procurou quantificar a importância da pressão aplicada no estabelecimento do mecanismo do microtrincamento. Estudando aços-ferramenta contando com distribuições de microtrincas, verificou que para cargas pequenas a taxa de desgaste era baixa e independente da distância entre trincas, enquanto que para cargas elevadas o desgaste era intenso e proporcional à densidade de trincas.

#### VELOCIDADE E TIPO DE MOVIMENTO RELATIVO

A velocidade do movimento relativo abrasivo/material geralmente só é considerada importante nos processos tipicamente erosivos. Pacca e colaboradores<sup>105</sup> não observaram variações significativas da taxa de desgaste de vários materiais, para variações de velocidade entre 110 e 320 mm/s, no ensaio de pino contra lixa.

Em moinho de bolas trabalhando abaixo da velocidade crítica (ou seja, sem que bolas "voem"), a maior parte da ação de moagem e de abrasão ocorre como resultado de pressão e não da velocidade<sup>62</sup>.

Conforme mencionado anteriormente, a literatura aponta uma diferença de ordem de grandeza entre sistemas a 2 corpos e 3 corpos, atribuindo-se o menor desgaste no último caso ao fato de haver rolamento dos grãos, de maneira que um grão só se encontra em ângulo favorável ao corte durante parcelas pequenas do tempo total de interação com a superfície desgastada<sup>68,95,106</sup>.

Larsen-Basse e colaboradores<sup>66</sup> atribuem a um movimento de rotação do abrasivo na superfície a formação de "crateras" como um mecanismo de desgaste, para materiais dúteis. Outros trabalhos<sup>11,12,67</sup> descrevem sistemas de desgaste que se caracterizam por uma forma de sulcamento com pouco ou nenhum deslizamento, devido à direção predominantemente perpendicular do movimento relativo.

#### TAMANHO, FORMA E QUANTIDADE DE ABRASIVO

Vários trabalhos<sup>84,96,102,103,107</sup> verificaram que a taxa de desgaste independe do tamanho do abrasivo, a partir de um tamanho médio situado entre 80 e 100 $\mu$ m. Para tamanhos menores, o desgaste cresce acentuadamente com o tamanho das partículas abrasivas.

As figuras 21 e 28 mostram resultados experimentais para vários materiais ensaiados.

Segundo Suh<sup>95,98</sup>, o efeito do tamanho de partícula abrasiva deve-se à diminuição da



angularidade ("sharpness") aparente à medida em que o tamanho diminui. Para um tamanho grande, a partícula atuaria como uma ferramenta cônica enquanto que partículas pequenas assemelhar-se-iam a ferramentas de ponta esférica. Neste último caso, o trabalho exercido é quase totalmente consumido para deformar a superfície.

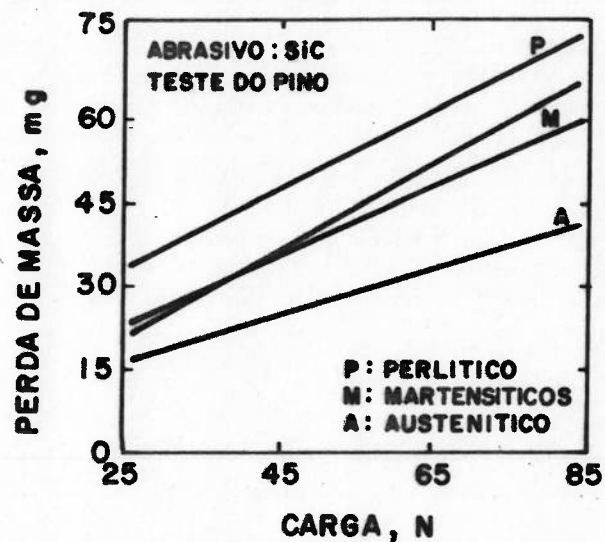


Figura 27. Desgaste em função da carga aplicada(100).

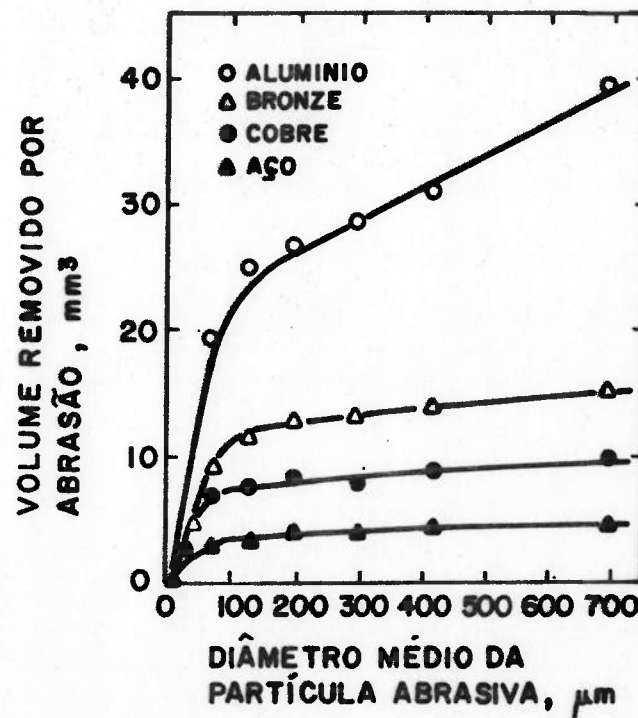


Figura 28. Desgaste em função do tamanho da partícula abrasiva.

A figura 29 mostra esquematicamente a variação dos componentes de corte, sulcamento e deformação subsuperficial com a variação do tamanho da partícula abrasiva.

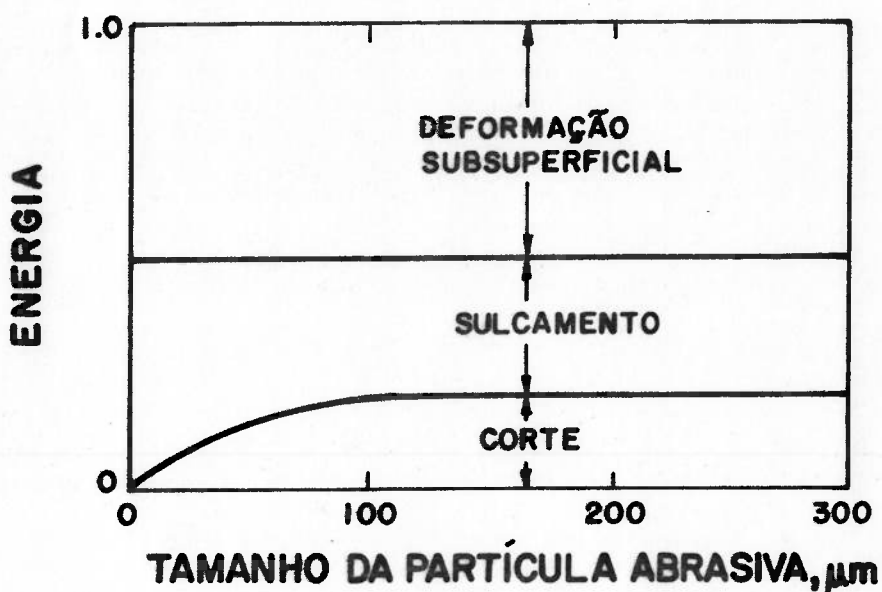


Figura 29 Esquema dos componentes de energia na abrasão em função do tamanho do abrasivo (95)

Por outro lado, constata-se que a variação do tamanho do abrasivo pode resultar em mudança do micromecanismo de abrasão. Em FFBC com 12% Cr e 2%C, Sinatora e Albertin<sup>35</sup> verificaram que o aumento do teor de nióbio provocou a diminuição do desgaste, quando o abrasivo era SiC com grana 320, e aumento, quando a granulometria era 80 mesh. Da mesma forma, constatou-se<sup>68</sup> diminuição do desgaste com aumento da fração volumétrica de carbonetos em ensaio com SiC na granulometria 220, enquanto que a mesma variação microestrutural levou a maiores desgastes no caso

do abrasivo de 80 mesh. Ensaios com aços inoxidáveis "duplex" com várias frações volumétricas de carbonetos também mostraram a dependência dos desempenhos em relação à granulometria do abrasivo<sup>108</sup>. Estudo recente<sup>109</sup> trata detalhadamente da interação entre tamanho do abrasivo e aspectos microestruturais.

Em todos os casos citados, atribuiu-se aos abrasivos de maior tamanho o estabelecimento do mecanismo de microtrincamento, o que levou aos aumentos das taxas de desgaste.

Conforme foi assinalado anteriormente, partículas angulares tem maior efeito abrasivo do que partículas arredondadas, o que se explica pela maior probabilidade de o ângulo de ataque destas partículas em relação a uma superfície superar o ângulo crítico para o microcorte, para um determinado sistema tribológico<sup>95,97,98</sup>.

Moore e Swanson<sup>106</sup> modelaram e estudaram experimentalmente o efeito da forma das partículas abrasivas. A figura 30 mostra os resultados experimentais obtidos, em comparação com suas previsões teóricas. Os desgastes medidos em teste de pino contra lixa são 2 a 5,5 vezes maiores para grãos angulares (quartzo moído) em comparação com grãos arredondados (areia padrão para ensaios). Por outro lado, enquanto que para areia de grãos arredondados a resistência ao desgaste relativa (comparada a um padrão de aço) era semelhante nos testes a 2 ou a 3 corpos (lixa e roda de borracha), verificou-se que para grãos angulares o desgaste foi relativamente menor no teste a 3

corpos. Este resultado é atribuído ao rolamento e degradação do abrasivo no contato com os materiais mais duros.

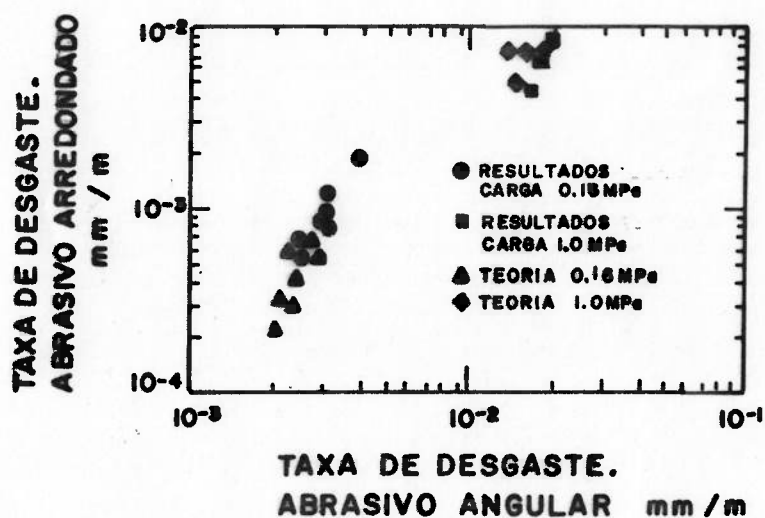


Figura 30. Comparação do desgaste promovido por partículas angulares versus arredondadas(106).

Em ensaios com lamas abrasivas, simulando o desgaste de componentes de bombas, constatou-se<sup>110</sup> um forte efeito da forma do abrasivo, verificando-se taxas de desgaste 1,2 a 5 vezes maiores para partículas angulares, sendo as maiores diferenças notadas para os materiais de menor dureza.

O aumento da concentração de abrasivo provocou aumento linear da taxa de desgaste em ensaio que simulava o funcionamento de um motor<sup>111</sup>. Nestes ensaios, o abrasivo era sílica, pura ou como constituinte de cinzas de carvão, e foram utilizadas concentrações de abrasivo de 0 a 25%, como contaminante em óleo lubrificante. Em trabalho citado por Finkin<sup>86</sup>, constatou-se crescimento gradual e linear das taxas de desgaste com o aumento da concentração de abrasivo entre 1% e 20%. Entretanto, enquanto que no

estudo citado anteriormente<sup>111</sup> as taxas de desgaste tendem linearmente para zero junto com a concentração de abrasivo, no outro<sup>86</sup> observa-se uma queda súbita de desgaste quando a concentração de abrasivo cai abaixo de cerca de 1%. Os resultados de Chen e colaboradores<sup>110</sup> também indicam um crescimento linear da taxa de desgaste com o aumento da concentração de quartzo numa lama abrasiva.

#### DUREZA DO MATERIAL E DO ABRASIVO

Há uma excelente correlação linear entre dureza do material e resistência ao desgaste no caso de materiais monofásicos, como metais puros, e para alguns aços recozidos, como mostra o clássico trabalho de Kruschov<sup>84</sup>. Nestes sistemas, o desgaste decorre basicamente da penetração e deslocamento do abrasivo, sendo o volume removido diretamente proporcional à carga aplicada e inversamente proporcional à dureza. Verificou-se também uma relação linear entre taxas de desgaste e durezas para vários minerais, que apresentam, entretanto, um coeficiente resistência ao desgaste/dureza muito mais baixo. A figura 31, devida a Kruschov<sup>84</sup>, mostra resultados experimentais.

O mesmo autor<sup>84</sup> mostrou que aços temperados e metais e ligas encruados têm comportamento diverso do apresentado por metais puros recozidos. Nestes casos o crescimento da resistência ao desgaste não acompanha na mesma proporção o aumento da dureza. A figura 26, mostrada anteriormente, sintetiza o comportamento de vários materiais.

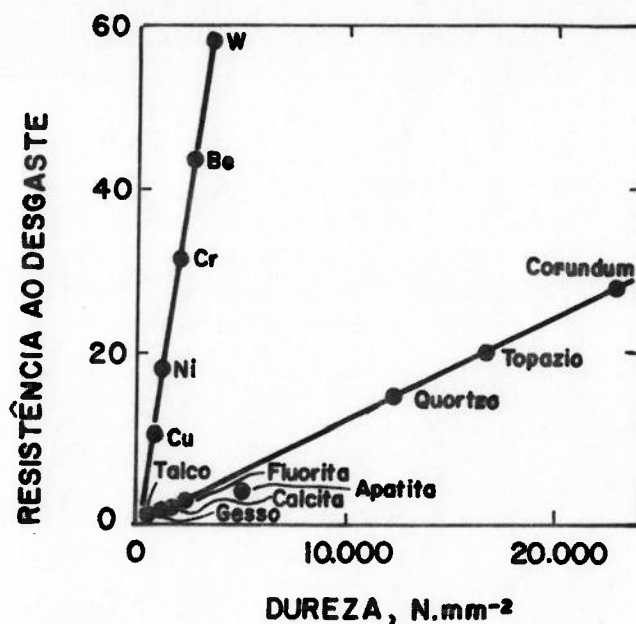


Figura 31. Resistência ao desgaste de metais puros e minerais em função da dureza(84)

Conforme discutido anteriormente, consegue-se estabelecer uma sequência lógica de resistência ao desgaste em função da dureza, utilizando-se o parâmetro  $fab$ , e considerando-se a dureza do material após sofrer a ação de desgaste, como se viu na figura 24.

Uma verificação de Kruschov confirmada sistematicamente por trabalhos posteriores<sup>62,68</sup> é que o ganho de dureza obtido por encruamento prévio não produz benefício em termos de aumento de resistência ao desgaste. Avery<sup>62</sup> aponta, por exemplo, para a inutilidade, em muitos casos, da prática de endurecimento por explosão de aços Hadfield, embora reconhecendo que este procedimento poderia contribuir positivamente no caso de minérios de dureza inferior à atingida pelo material endurecido.

A relação dureza do abrasivo sobre

dureza do material ( $H_a/H_m$ ) tem sido utilizada como um dos mais importantes parâmetros que caracterizam os sistemas tribológicos<sup>1,11,12,56,66,68,84,93,97,100,112,113</sup>. A figura 32 mostra esquematicamente o comportamento verificado para materiais homogêneos ou heterogêneos, à medida que varia a relação  $H_a/H_m$ . O desgaste provocado por um abrasivo cuja dureza seja inferior à do material é pequeno e varia muito pouco com o valor da relação  $H_a/H_m$ . Ou seja, atingida uma certa taxa de desgaste baixa, aumentos adicionais da dureza do material ou diminuição da dureza do abrasivo não provocam declínio adicional acentuado desta taxa. No outro extremo, dada uma relação  $H_a/H_m$  igual ou superior a cerca de 1,2, a taxa de desgaste é elevada, mas pouco sensível a acréscimos da dureza do abrasivo ou diminuição da dureza do material. No trecho intermediário, pequenas variações das durezas causam grande variação da taxa de desgaste.

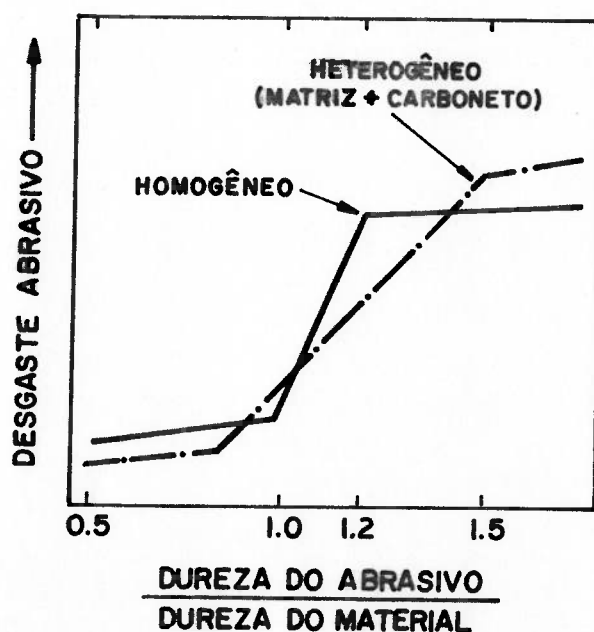


Figura 32. Transição desgaste suave/desgaste severo em função da relação entre a dureza do abrasivo e dureza do material(esquemático)(68).

No caso de materiais heterogêneos, o comportamento é basicamente o mesmo, verificando-se, entretanto, deslocamentos devidos à composição microestrutural. Admitindo-se uma microestrutura composta de matriz mais carbonetos, é de se esperar que, para uma mesma dureza do material como um todo, a dureza da matriz seja mais baixa, o que leva o início da transição para valores mais baixos da relação  $H_a/H_m$ . Por outro lado, o patamar superior só é atingido para valores dessa relação maiores do que os observados para materiais homogêneos.

Na prática, as variações microestruturais e fatores como a tenacidade do material e do abrasivo, as tensões aplicadas e flutuações estatísticas das propriedades do material e do abrasivo provocam deslocamentos de diversos tipos no aspecto das curvas da figura 32, mantendo-se, entretanto, sua validade em linhas gerais.

Vários autores situam entre 20 e 25% o adicional de dureza necessário para haver altas taxas de desgaste abrasivo<sup>68,84,113,114</sup>. Esta diferença corresponde aproximadamente à diferença de um ponto na conhecida escala Mohs, que indica a seqüência de minerais pela capacidade de um riscar o outro.

Kruschov<sup>84</sup> situa o início do patamar inferior em valores de  $H_a/H_m$  na faixa de 0,7 a 1,0 e o início do patamar superior para  $H_a/H_m$  entre 1,3 e 1,7. Outros autores preferem utilizar como parâmetro do material e sua dureza superficial após terem sido desgastados, já



que a interação com o abrasivo provoca grandes deformações e conseqüentes alterações na dureza, notadamente no caso de materiais que apresentam austenita na sua microestrutura.

A figura 33 mostra como a microestrutura pode afetar a análise exposta acima. Numa situação em princípio já no patamar superior, pois  $H_a > H_m$ , nota-se o aparecimento de uma segunda transição, decorrente do mesmo princípio, porém aplicado especificamente para a interação entre os carbonetos e os abrasivos.

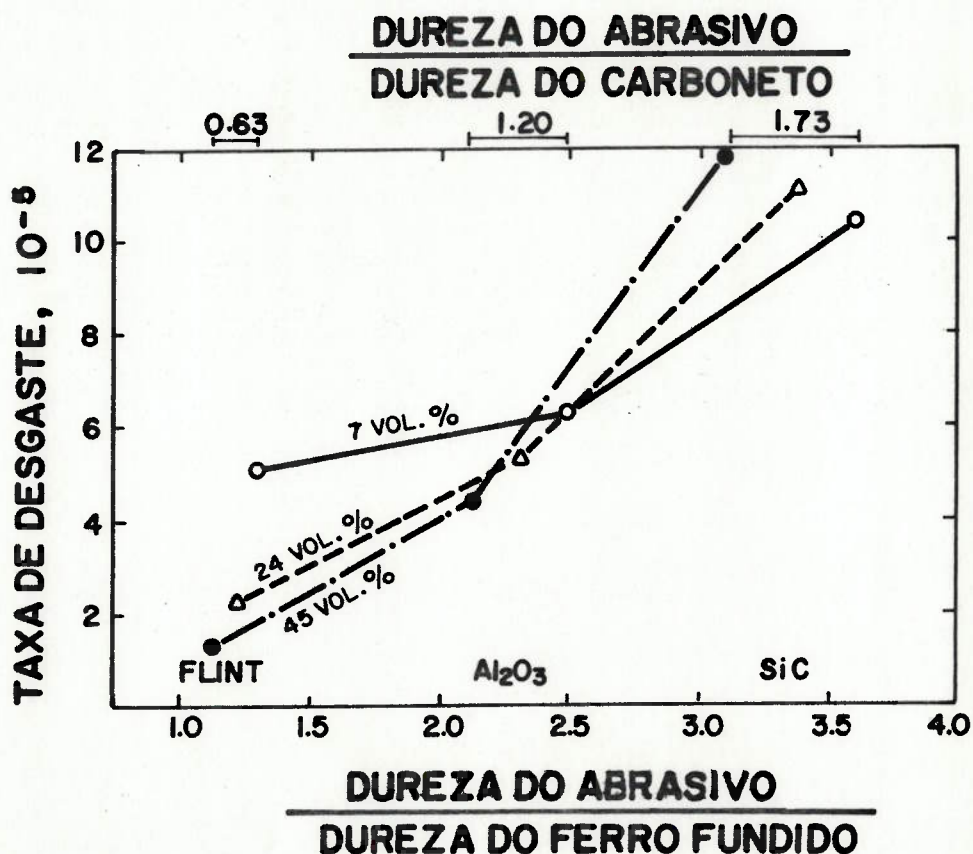


Figura 33. Taxa de desgaste de FFBAC em função da relação entre dureza do abrasivo e dureza dos carbonetos(68).

### DUTILIDADE, TENACIDADE E ENCRUAMENTO

A tenacidade do material e de seus microconstituintes é um fator importante na determinação da taxa de desgaste abrasivo à medida em que condiciona a entrada de um sistema tribológico no campo de atuação do mecanismo de microtrincamento. Zum Gahr e Doanne<sup>32</sup> verificaram a existência de máximos nas curvas de resistência ao desgaste em função da tenacidade à fratura, de FFBAC, conforme mostra a figura 34. Inicialmente, o aumento da tenacidade leva a maiores resistências ao desgaste. Entretanto, a partir de um certo valor, como o ganho de tenacidade ocorre às custas da dureza, a resistência ao desgaste passa a diminuir. Esta transição é determinada por um conjunto de fatores compreendendo a microestrutura do material, as propriedades do abrasivo e a intensidade da sollicitação. Maiores pressões e abrasivos mais duros ou de maior tamanho deslocam o máximo de resistência ao desgaste para maiores valores de tenacidade, o que é acompanhado por decréscimo do valor dessa resistência. Estes efeitos são diretamente correlacionáveis com as contribuições desses fatores no estabelecimento do mecanismo de microtrincamento<sup>32,68,99</sup>.

Para matrizes austeníticas os máximos de resistência ao desgaste correspondem a maiores valores de tenacidade em comparação com as martensíticas. Zum Gahr explica este resultado considerando que as matrizes martensíticas oferecem melhor sustentação à fase frágil,

postergando o estabelecimento do microtrincamento. Isto é corroborado por evidências metalográficas de outros autores<sup>100,115</sup>, que mostram carbonetos próximos à superfície desgastada trincados e com perda de coesão com a matriz quando esta é austenítica ou perlítica, enquanto que no caso de matrizes martensíticas os carbonetos deformam-se na direção da sollicitação, sem sofrer fratura.

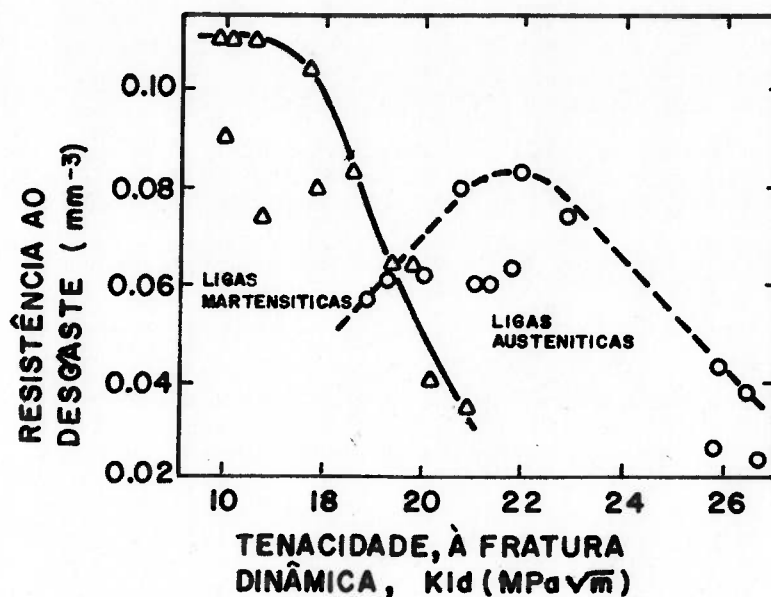


Figura 34. Resistência ao desgaste (roda de borracha) e tenacidade à fratura de ligas Fe-C-Cr-Mo martensíticas e austeníticas(32).

O efeito da ductilidade ou, melhor dizendo, da capacidade de deformação do material reflete-se, sobretudo, na predominância do mecanismo menos eficiente de abrasão, sulcamento, em detrimento do mecanismo de microcorte. Este efeito pode ser expresso pelo fator  $f_{ab}$ , que é tanto mais baixo quanto maior a capacidade de deformação, conforme mostra a figura 35. Nota-se que a capacidade de

deformação neste gráfico é expressa pela máxima deformação obtida em laminação a frio, uma condição mais assemelhada à deformação na superfície de desgaste do que aquela de um ensaio de tração convencional.

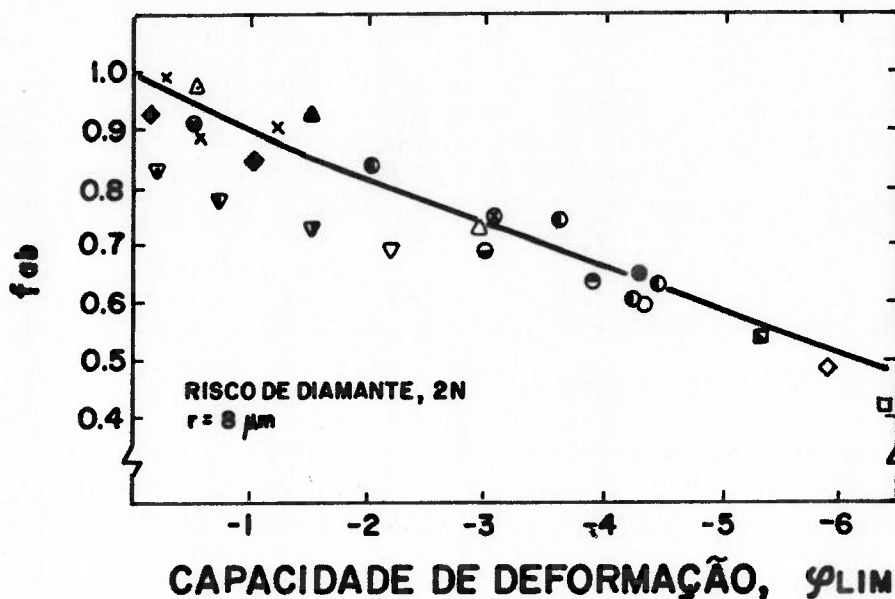


Figura 35. Valor do parâmetro  $f_{ab}$  em função da capacidade de deformação na laminação a frio(68)

Suh<sup>95</sup> analisou o efeito da capacidade de deformação utilizando um fator dado pela relação entre a energia de remoção de um volume de material (produto do volume,  $V$ , pela dureza,  $U$ ) e o trabalho realizado (produto do coeficiente de fricção,  $\mu$ , pela carga,  $L$ , e pela distância percorrida pelo abrasivo,  $S$ ). Este parâmetro, designado  $K$ , coeficiente de desgaste, é tanto menor quanto maior a ductilidade do material, conforme se vê na figura 36.

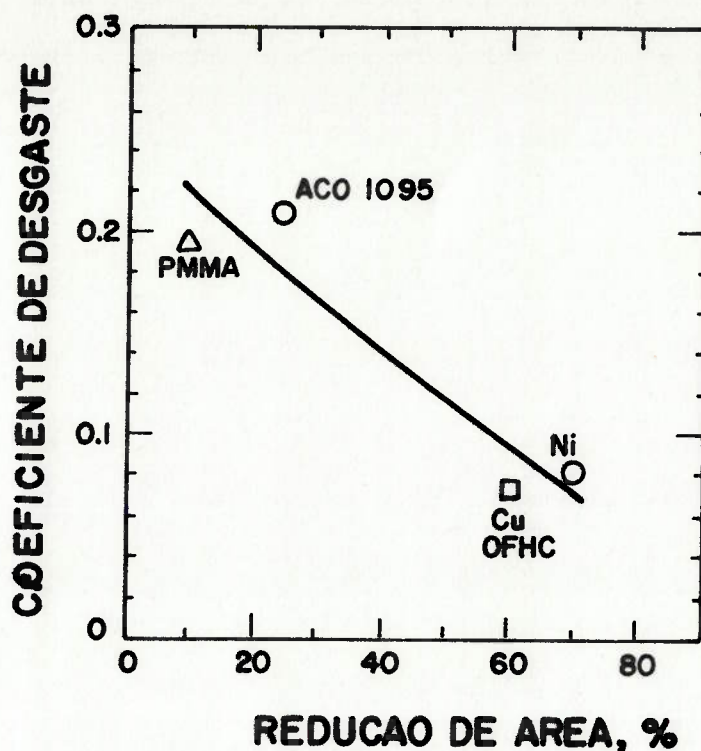


Figura 36. Coeficiente de desgaste em função da capacidade de deformação, expressa pela redução de área(95).

Há referências na literatura<sup>65,116</sup> de que mecanismos de corrosão induzida pela deformação podem diminuir a energia necessária para remover partículas muito deformadas, o que poderia limitar ou eliminar as vantagens decorrentes de uma alta ductilidade, em determinados sistemas.

A capacidade de encruamento, particularmente no caso dos FFBAC que contém variadas frações volumétricas de austenita retida, causa uma série de dificuldades na interpretação de resultados de sistemas de desgaste. Conforme exposto anteriormente, o encruamento altera a relação entre resistência ao desgaste e dureza. Por um lado, materiais de baixa dureza inicial podem apresentar excelente comportamento

ao desgaste em vários sistemas tribológicos<sup>1,11,100,117</sup>. Por outro lado, o endurecimento prévio, por encruamento, não conduz a melhores resistências ao desgaste<sup>62,68,84</sup>.

De maneira geral, considera-se que o encruamento do material permite criar uma camada superficial dura, resistente à penetração do abrasivo, ao mesmo tempo em que uma parcela importante do trabalho exercido sobre o material é absorvido na forma de deformação e encruamento, dificultando o estabelecimento dos mecanismos mais eficientes de desgaste.

À medida em que as vantagens inerentes a uma elevada capacidade de encruamento são reduzidas ou eliminadas, em um sistema tribológico, o desempenho relativo de ligas contendo austenita retida tende a cair. É o que se verifica, por exemplo, quando a fração volumétrica de carbonetos é grande<sup>68</sup> ou quando a solicitação envolve pouca deformação superficial e muito corte.

#### MICROESTRUTURAS DO MATERIAL

Em muitos sistemas tribológicos, verifica-se que materiais heterogêneos podem apresentar respostas muito diferentes às solicitações de desgaste, mesmo quando apresentam propriedades médias, como dureza ou tenacidade, semelhantes.

São frequentes as inversões em relação ao comportamento observado em materiais homogêneos, como por

exemplo a ocorrência de maiores taxas de desgaste com o aumento da dureza.

Isto ocorre porque uma parcela importante do comportamento ao desgaste decorre de interações diretamente entre grãos abrasivos e cada microconstituente. Nestas condições, características microestruturais como a fração volumétrica, o tamanho ou o grau de subdivisão de cada fase na microestrutura e as propriedades específicas de cada uma delas passam a ter grande importância. A interação entre as fases também pode constituir-se em fator determinante das taxas de desgaste, na medida em que afetem diretamente a qualidade da interação entre o abrasivo e o material.

As microestruturas dos FFBAC foram descritas no Capítulo 2.

Os FFBAC com matrizes constituídas de perlita lamelar ou esferoidizada apresentam, nas mais variadas condições de solicitação, taxas de desgaste elevadas<sup>31,52,68,93,100</sup>. Há, entretanto, poucas informações sobre o efeito de pequenas porcentagens destes microconstituintes. Em FFBAC com 18%Cr e 3%C, a presença de 10% de perlita em matriz austenítica ou até 5% de "esferoidita" em matriz martensítica não prejudicou a resistência ao desgaste, mas 30% de "esferoidita" causou grande elevação da taxa de desgaste<sup>31</sup>.

Os constituintes microestruturais dos FFBAC mais discutidos na literatura, em relação ao desgaste abrasivo, são as matrizes austeníticas ou martensíticas e os

carbonetos eutéticos. Como os resultados variam muito, quantitativa e qualitativamente, sua interpretação requer a utilização de todo o ferramental teórico apresentado anteriormente.

Os principais fatores que permitem interpretar os resultados obtidos nos estudos relativos à resistência ao desgaste dos FFBAC são:

- micromecanismos de abrasão atuantes (sulcamento, corte, trincamento);
- dureza relativa entre o abrasivo e cada microconstituente;
- papel de um microconstituente em relação ao outro.

Esses fatores não agem independentemente. Ao contrário, a posição qualitativa ou quantitativa de um deles pode ser determinante da posição dos demais. Por exemplo, a dureza relativa entre abrasivo e carboneto pode determinar se este carboneto pode ou não exercer um papel protetor da matriz; pode também determinar o micromecanismo de desgaste predominante.

Pode-se antecipar 3 situações típicas quanto à relação entre durezas:

- a) a dureza do abrasivo é maior do que a da matriz e menor do que a do carboneto;
- b) a dureza do abrasivo é menor do que a da matriz;
- c) a dureza do abrasivo é maior do que a dos carbonetos.

O primeiro caso acima é particularmente importante porque nele se enquadra a abrasão por sílica ou



quartzo, um dos abrasivos mais frequentes em aplicações práticas. Sua dureza , em torno de 1000HV, é superior à da martensita e inferior à dos carbonetos  $M_7C_3$ .

Em muitos ensaios de laboratório utiliza-se como abrasivo o SiC ou alumina, cujas durezas Vickers de, respectivamente, 2600 e 2000 são superiores às dos carbonetos  $M_7C_3$ .

Minerais como apatita, magnetita, hematita e feldspato têm durezas geralmente abaixo de 600HV, que podem ser superadas por matrizes martensíticas ou pela camada superficial encruada de matrizes austeníticas.

No que se refere à interação entre os microconstituintes, destacam-se as seguintes situações:

- a) os carbonetos protegem a matriz metálica do ataque abrasivo, interrompendo o deslocamento dos grãos abrasivos sobre a superfície. Um efeito colateral nesta situação é a limitação do grau de encruamento da matriz. Se as distâncias entre carbonetos forem pequenas em relação ao tamanho do abrasivo, sua penetração na matriz é dificultada, o que limita ainda mais o desgaste abrasivo.
- b) a matriz pode oferecer ou não sustentação adequada aos carbonetos. Em caso negativo, os carbonetos ficam sujeitos a deformação excessiva, decoesão e trincamento.

Com relação aos micromecanismos, pode-se utilizar a figura 26 para interpretar o efeito dos

microconstituíntes. À medida em que aumenta a dureza do material, aumenta a participação do mecanismo de microcorte, que contribui para uma maior taxa de desgaste. Por outro lado, diminui a penetração do abrasivo na matriz, o que reduziria o desgaste. O resultado final vai depender do predomínio de uma destas tendências em cada caso.

Uma combinação de cargas elevadas com abrasivos duros atuando sobre um material constituído por fases frágeis pode conduzir o sistema para a região onde ocorre o microtrincamento como principal mecanismo de desgaste.

Outra situação típica em que se verifica a participação do microtrincamento ocorre com abrasivos de dureza maior que a da matriz e menor que a dos carbonetos. O abrasivo corta a matriz, expondo os carbonetos em relevo até que estes são removidos por microtrincamento.

Apresentam-se e discutem-se a seguir resultados da literatura, através dos quais se pode verificar o efeito das variáveis microestruturais em diversos sistemas tribológicos.

As figuras 37a a 37f mostram resultados devidos a Zum Gahr e colaboradores<sup>68,118</sup>.

No teste de pino contra lixa, o aumento da fração volumétrica de carbonetos (Vvk) causou aumento da resistência ao desgaste contra o abrasivo granada, figura 37a, e diminuição, contra o abrasivo SiC, figura 37b. Segundo

os autores, enquanto o carboneto protege a matriz no caso do abrasivo menos duro, no outro caso o aumento da Vvk facilita os mecanismo de corte e microtrincamento, levando a maiores perdas de volume. A figura 37e reforça este argumento, mostrando que há uma grande aceleração do desgaste quando a relação entre a dureza do abrasivo e a do carboneto passa de cerca de 0,6 (abrasivo "flint") para cerca de 1,7 (abrasivo SiC).

As figuras 37a e 37b evidenciam também transições significativas no papel das matrizes metálicas. Com o abrasivo de menor dureza, as matrizes austeníticas proporcionam maior resistência ao desgaste do que matrizes martensíticas, no caso das ligas com menores Vvk. Com o aumento da fração volumétrica da fase dura e frágil, o melhor desempenho passa a ser dos materiais com matrizes martensíticas. Já no caso do ensaio com SiC, o desgaste dos ferros fundidos martensíticos foi sempre mais intenso.

O intenso encruamento superficial foi apontado como o fator determinante do bom desempenho das matrizes austeníticas. Com o aumento da quantidade de carbonetos, diminui a interação entre abrasivo e matriz no ensaio contra granada e neste caso os melhores resultados são obtidos com as matrizes de maior dureza inicial, martensíticas, que dão melhor sustentação à fase frágil, reduzindo deformações localizadas que poderiam iniciar o mecanismo de microtrincamento.

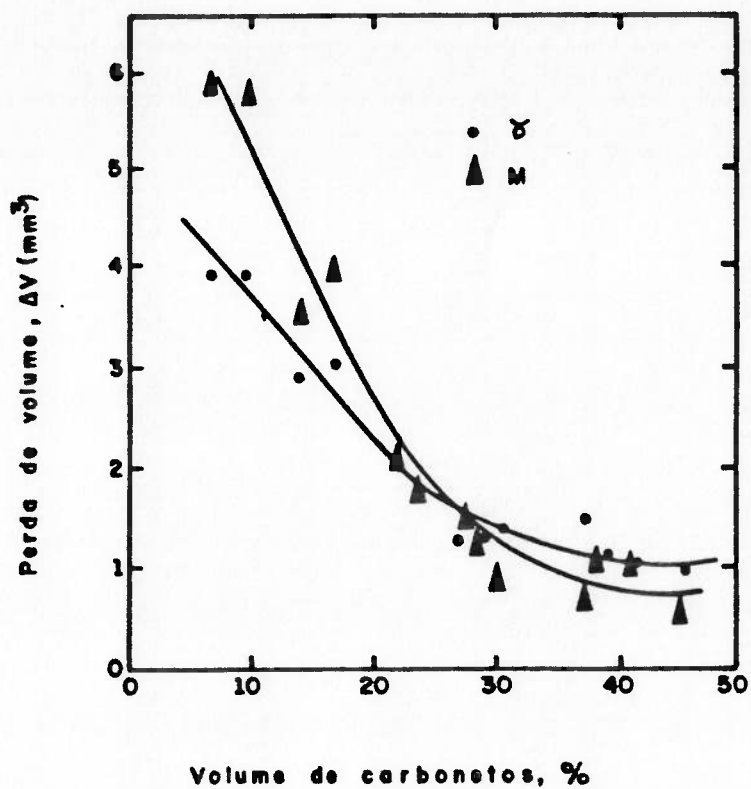


Figura 37a. Perda de volume em função da porcentagem de carbonetos. Ensaio do pino, abrasivo granada.

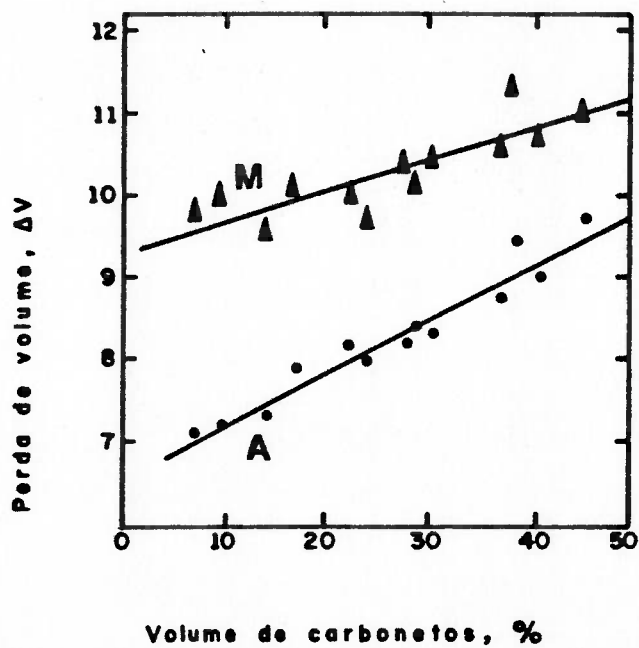


Figura 37b. Perda de volume em função da porcentagem de carbonetos. Ensaio do pino, abrasivo SiC.

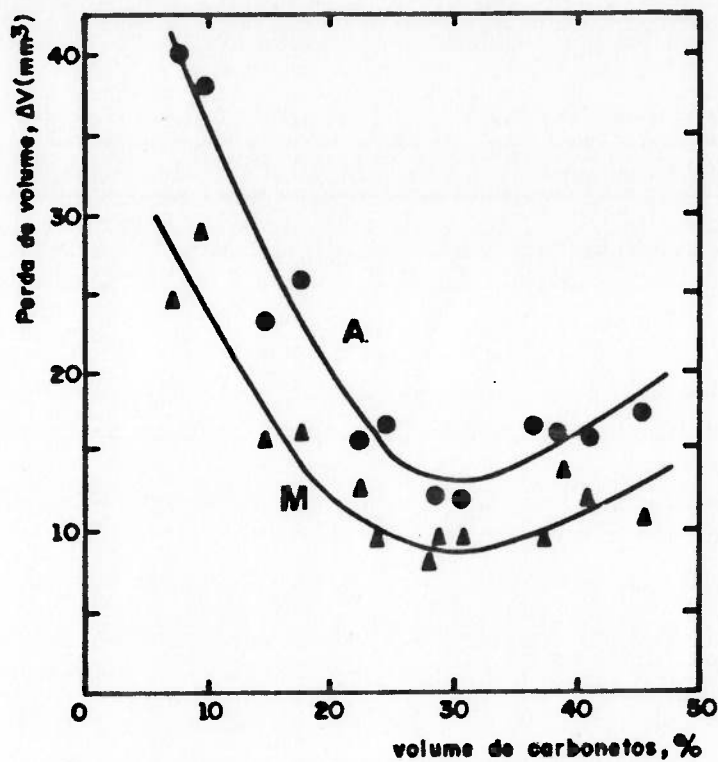


Figura 37c. Perda de volume por desgaste abrasivo no teste da roda de borracha em função da fração volumétrica de carbonetos.

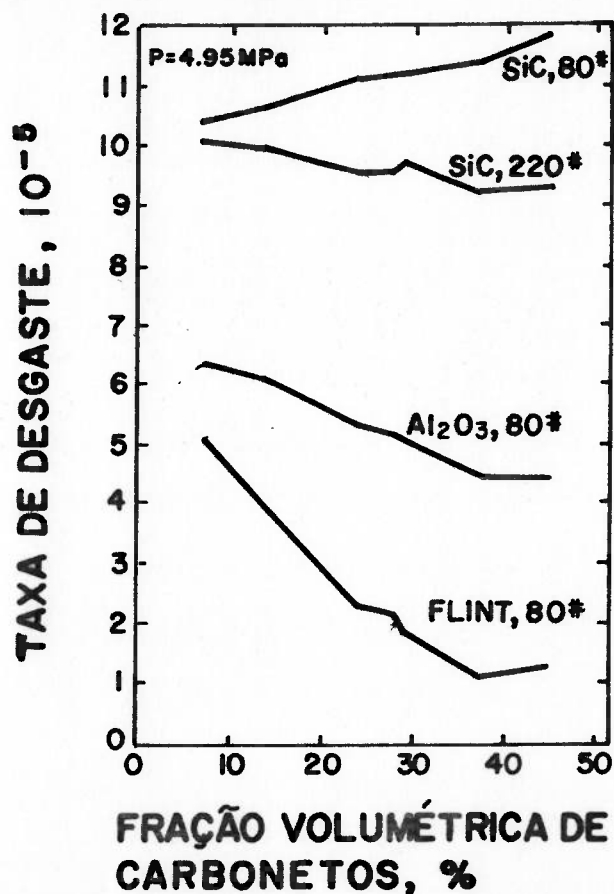


Figura 37d. Perda de volume por desgaste abrasivo no teste de pino em função da Vvk, para diferentes abrasivos

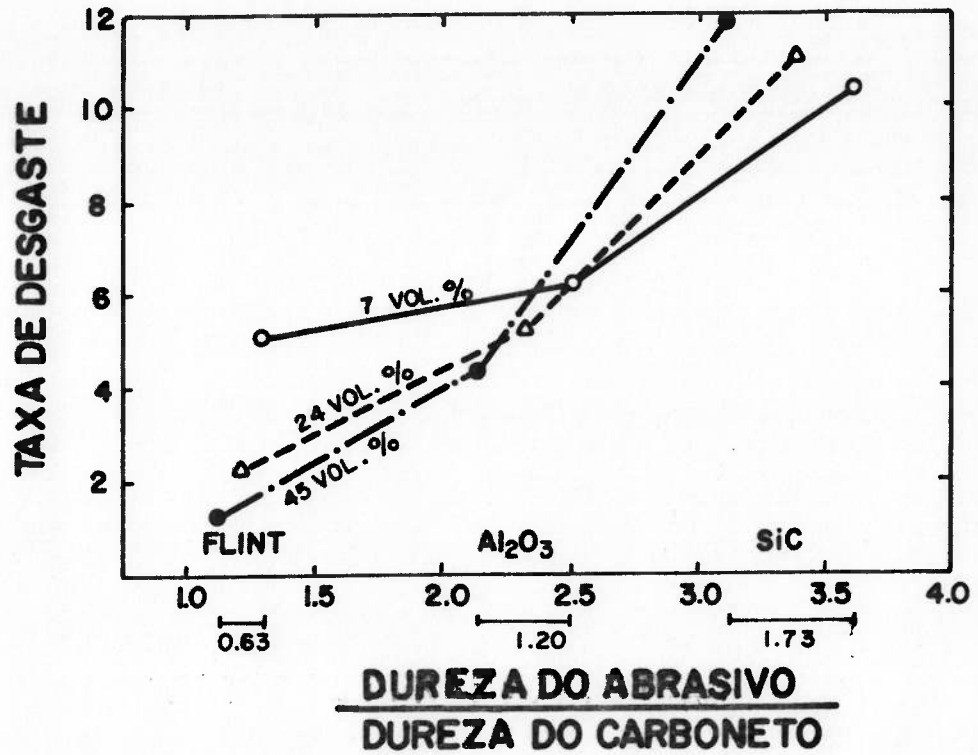


Figura 37e. Perda de volume por desgaste abrasivo em função da dureza do abrasivo em relação ao ferro fundido e em relação aos carbonetos.

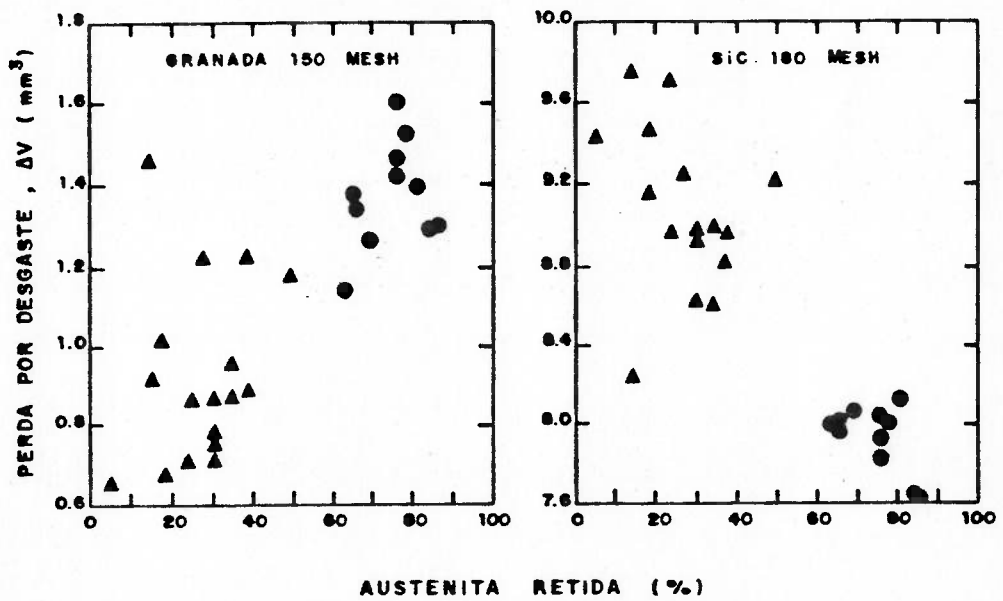


Figura 37f. Perda de volume em função da porcentagem de austenita retida; pino contra lixa de granada ou SiC.

Figura 37. Resultados de ensaio de desgaste de FFBC de Zum Gahr (68,118).

A figura 37c mostra resultados de outra condição de ensaio -roda de borracha-, que utiliza uma configuração a 3 corpos e sílica como abrasivo. Neste caso, as pressões aplicadas são geralmente menores do que nos ensaios de pino contra lixa. Verificou-se aumento da resistência ao desgaste com o aumento da Vvk até cerca de 30%. Maiores frações volumétricas deste constituinte causaram o início do mecanismo de microtrincamento, fazendo cair a resistência ao desgaste.

O desempenho inferior da austenita em relação à martensita, figura 37c, pode ser atribuído à menor importância do encruamento nas condições deste ensaio, efetuado sob baixas tensões. Observando as superfícies desgastadas, os autores verificaram que para uma mesma Vvk os riscos provocados pelo abrasivo eram mais profundos nos ferros fundidos de matriz austenítica. Neste caso, portanto, predominou como fator determinante do desgaste a relação dureza do abrasivo sobre dureza da matriz.

Os resultados da figura 37d mostram efeitos devidos à dureza e à granulometria do abrasivo. Verifica-se que quanto maior a dureza do abrasivo menos acentuada é a melhoria da resistência ao desgaste obtida com o aumento da Vvk. Com o emprego do abrasivo SiC numa granulometria fina, os resultados seguem a tendência observada para os demais abrasivos, verificando-se, entretanto que uma granulometria maior causa aumento da taxa de desgaste com o aumento da

quantidade de fase frágil, evidenciando a atuação do mecanismo de microtrincamento

Finalmente, na figura 37f, FFBAC com 28% de carbonetos e variadas frações volumétricas de austenita retida foram ensaiados contra os abrasivos SiC e granada. Neste último caso, os carbonetos resistem ao corte pelo abrasivo e protegem a matriz. Nesta condição, é vantajosa uma elevada dureza da matriz, para minimizar a penetração do abrasivo e, portanto, o volume de material removido pela ação abrasiva. Conseqüentemente, no ensaio com o abrasivo granada obtiveram-se os melhores resultados com as menores porcentagens de austenita retida. Já no caso do abrasivo mais duro, capaz de cortar indistintamente matriz e carbonetos, verifica-se que porcentagens elevadas de austenita proporcionam uma combinação vantajosa de superfície endurecida por encruamento e elevada ductilidade, diminuindo a taxa de desgaste.

Watson e colaboradores<sup>91</sup> ensaiaram vários ferros fundidos em diferentes sistemas: pino contra lixa de alumina ou granada; roda de borracha (abrasivo=areia de sílica) e britador de mandíbula (abrasivo=rocha silicosa). Os resultados são apresentados nas figuras 38a a 38c.

No ensaio do pino com o abrasivo "mole", figura 38a, um ferro fundido com 15% de cromo e 3% de carbono apresentou melhor resistência ao desgaste no estado temperado em comparação com o material austenítico bruto de fundição.



Entretanto, matrizes austeníticas proporcionaram os melhores resultados a outro FFBAC, com 27%Cr.

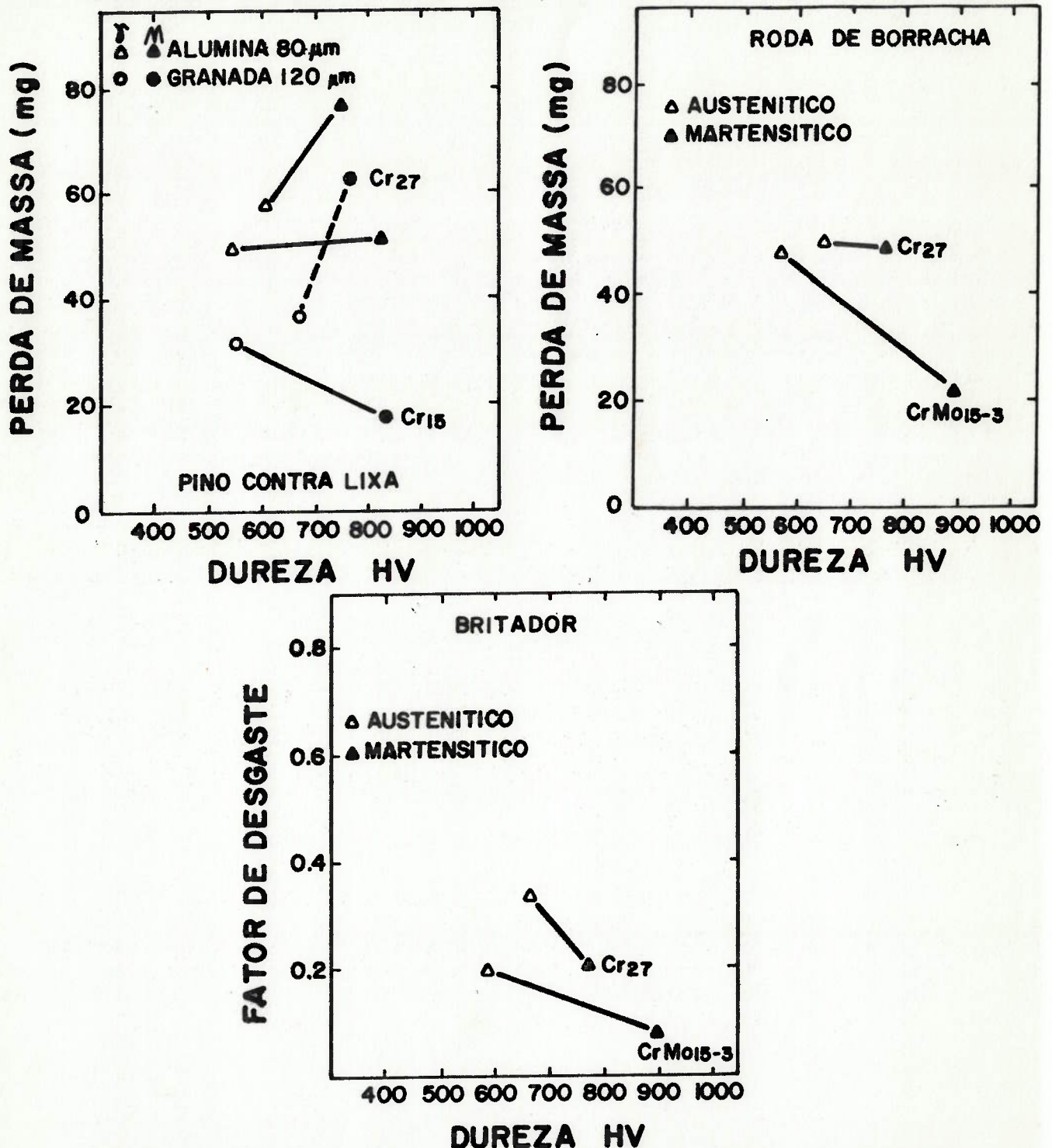


Figura 38. Resultados de ensaios de desgaste de FFBAC, segundo Watson e colaboradores(91). (a) pino contra lixa; (b) roda de borracha; (c) britador (fator menor = menor desgaste)

Os pesquisadores explicaram estes resultados aparentemente contraditórios, utilizando um diagrama semelhante ao da figura 26, e a relação entre dureza dos abrasivos e dureza das fases, para mostrar que no caso do ferro fundido de 27%Cr o ganho de dureza com a têmpera foi insuficiente para compensar a maior participação do mecanismo de microcorte. Já a liga de 15%Cr apresentou maior dureza da matriz e do carboneto, o que resultou em maior resistência ao desgaste, mesmo com o aumento da participação do mecanismo de microcorte. Em ambos os casos não foi observado microtrincamento.

Com o uso de alumina como abrasivo, houve predominância do mecanismo de corte para os dois ferros fundidos de matriz martensítica, levando a diminuição da resistência ao desgaste em relação ao material de matriz austenítica.

De maneira geral, os resultados de ensaios de pino contra lixa desses autores, figura 38a, mostram-se em concordância com os de Zum Gahr, apresentados anteriormente, figuras 37a e 37b.

Quando se comparam os resultados relativos aos ensaios de roda de borracha do trabalho de Watson e colaboradores, figura 38b, com aqueles do trabalho discutido anteriormente, figura 37c, verifica-se uma confirmação do melhor desempenho dos materiais com matriz martensítica, neste tipo de ensaio.

No teste de britador, figura 38c, o melhor desempenho dos materiais martensíticos foi atribuído à melhor sustentação dada aos carbonetos, já que neste ensaio o mecanismo de microtrincamento foi o fator preponderante para o estabelecimento de elevadas taxas de desgaste.

Utilizando ensaios de pino contra lixa, Turrene<sup>100</sup> obteve, sistematicamente, melhores resultados com matrizes austeníticas, para um FFBAC com cerca de 30% de carbonetos eutéticos, figura 39a. Este autor explicou os resultados basicamente pela intensidade de penetração dos abrasivos na matriz e sistematizou-os através da relação  $H_s/H_a$  (dureza superficial após desgaste sobre dureza do abrasivo), figura 39b. Cabe notar que as matrizes austeníticas apresentaram as maiores durezas após ensaio, cerca de 1000HV, tendo-se verificado transformação parcial para martensita em decorrência da deformação.

Da mesma forma que os autores citados acima, Dawson e colaboradores<sup>119</sup> verificaram melhor desempenho com matrizes martensíticas no ensaio de roda de borracha, figura 40a. Embora, a exemplo de Zum Gahr, os resultados melhorem bastante até cerca de 30% de carbonetos eutéticos, não se observou queda do desempenho quando a Vvk passou para 40%, indicando que neste caso não chegou a ocorrer o mecanismo de microtrincamento.

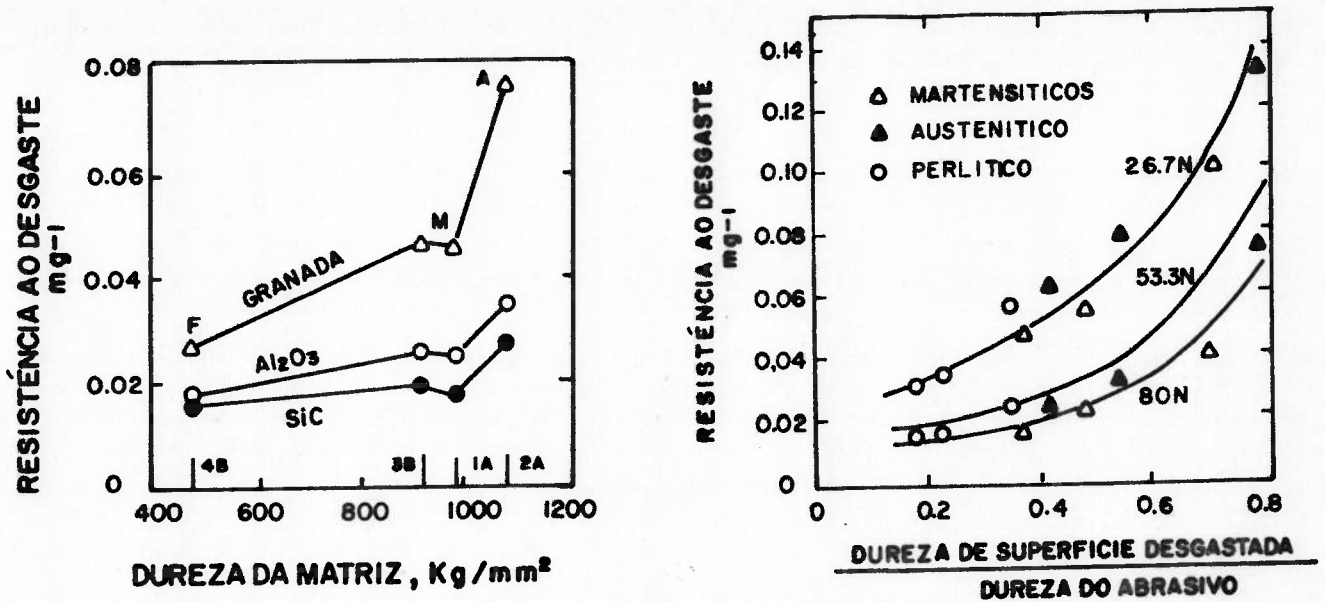


Figura 39. Resistência ao desgaste de FFBAC com matrizes ferrítica(F), martensítica(M) ou austenítica(A), em função:(a)da dureza da matriz(p/vários abrasivos);(b)da relação dureza superficial sobre dureza do abrasivo. Resultados de Turenne(100). Ensaio de pino contra lixa.

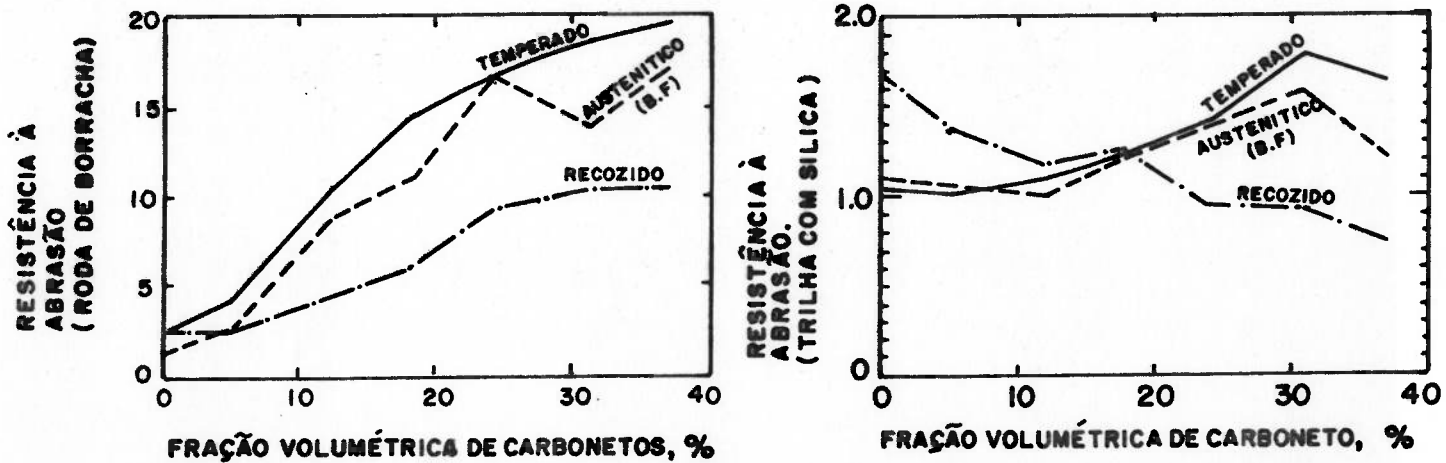


Figura 40. Resistência ao desgaste em função da Vvk:(a)ensaio da roda de borracha;(b)trilha com sílica. Resultados de Dawson e colaboradores(119).

Na figura 40b mostram-se resultados relativos a um ensaio no qual uma configuração a 3 corpos é obtida deslizando-se o corpo de prova numa trilha com abrasivo(sílica)<sup>119</sup>. Estes resultados mostram tendências semelhantes às verificadas por Zum Gahr no ensaio da roda de borracha: melhor desempenho com matriz martensítica e máximo de resistência para cerca de 30% de carbonetos. Um resultado notável deste trabalho foi o melhor resultado da liga perlítica, quando se comparam materiais sem carbonetos eutéticos na microestrutura. Aplicando-se a este caso a análise efetuada por Watson e colaboradores, descrita acima, o resultado poderia ser atribuído ao predomínio do mecanismo de sulcamento no material perlítico. Trata-se, entretanto, de um resultado contrário ao conjunto de resultados de outros trabalhos.

Os resultados relativos a ensaios de roda de borracha apresentados por Fang e colaboradores<sup>56</sup>, figura 41a, acompanham os resultados discutidos anteriormente, acrescentando a informação de que a elevação da relação %Cr/%C pode aumentar a resistência ao desgaste. No ensaio de pino contra lixa, figura 41b, com o abrasivo SiC, não se verificaram diferenças significativas variando-se a matriz ou a relação %Cr/%C, o que foi atribuído ao grande diferencial de dureza entre o abrasivo e todos os microconstituintes. Utilizando o abrasivo granada, obteve-se melhor desempenho com matrizes austeníticas, em concordância com os demais

trabalhos, com exceção das ligas de baixa relação %Cr/%C. Esta inversão de comportamento foi atribuída a um excessivo gradiente de encruamento verificado nestas ligas, o que promoveria o mecanismo de trincamento de carbonetos.

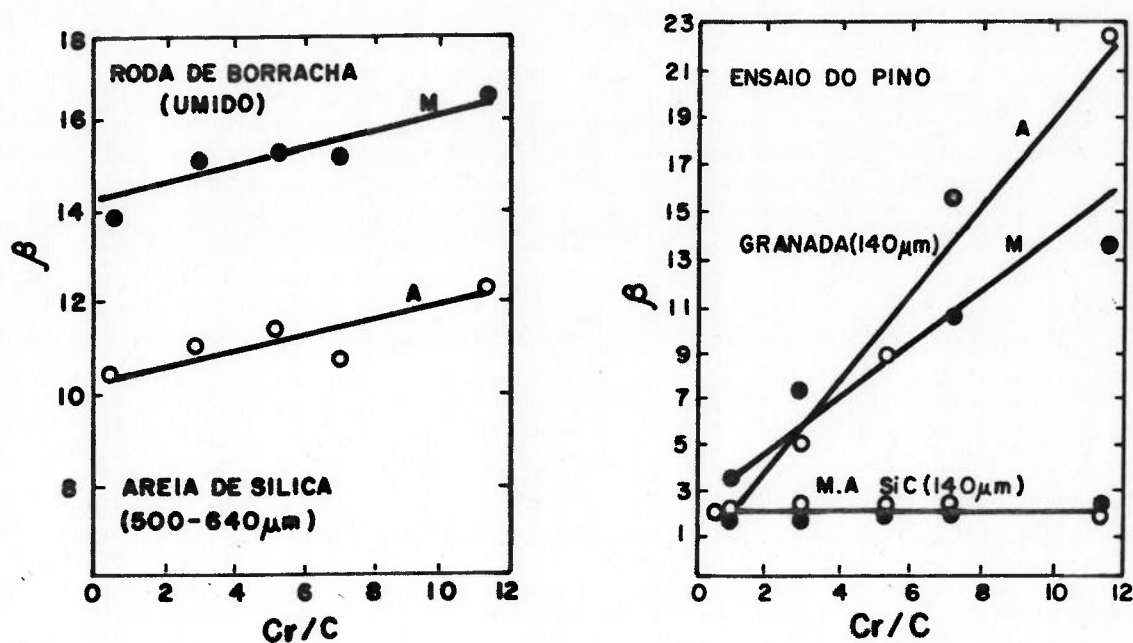


Figura 41. Resistência ao desgaste de FFBAC em função da relação %Cr/%C.(a)ensaio de roda de borracha;(b)ensaio de pino. Resultados de Fang e colaboradores.

Xing e colaboradores<sup>93</sup> estudaram o efeito da microestrutura da matriz e da Vvk na resistência ao desgaste de FFBAC contra diversos abrasivos.

Nos ensaios de pino contra lixa, constataram-se elevações acentuadas da resistência ao desgaste com o aumento da Vvk quando o abrasivo era de menor dureza que os carbonetos (granada), figura 42a, e melhorias menos

significativas para abrasivo mais duro figura 42b. Estes resultados apresentam a mesma tendência daqueles da figura 37d (resultados de Zum Gahr), à exceção do fato de a resistência ao desgaste continuar crescendo para VV<sub>k</sub> acima de 40%. Segundo os autores, isto se deve ao fato de não ter chegado a ocorrer microtrincamento

Com relação ao efeito da matriz, da mesma maneira que nos trabalhos citados anteriormente, ligas austeníticas desempenham melhor que martensíticas para resistir ao desgaste promovido por um abrasivo mais duro do que os carbonetos, figura 42b. Também mostra-se em conformidade com os demais estudos o melhor desempenho de matrizes martensíticas contra abrasivo de dureza inferior à dos carbonetos, em ligas com elevadas VV<sub>k</sub>, figura 42a. Com a diminuição da VV<sub>k</sub>, a diferença a favor das matrizes martensíticas diminui, chegando a ocorrer inversão em relação à austenítica para VV<sub>k</sub> de 10%.

Xing e colaboradores<sup>93</sup> estudaram o desgaste dos FFBAC em configuração a 3 corpos utilizando o ensaio de trilha com diversos abrasivos, figuras 42c, 42d, 42e. Nestes ensaios, a elevação da VV<sub>k</sub> provocou diminuição da resistência ao desgaste quando o abrasivo era mais duro do que os carbonetos (SiC) e aumento, com abrasivo de dureza inferior à dos carbonetos (granada), para matrizes austeníticas ou martensíticas. Os ensaios com materiais de matriz perlítica, figura 42e, evidenciam a importância da sustentação dos

carbonetos pela matriz para que eles possam atuar contra o desgaste. Como a matriz perlítica é facilmente deformada e removida por todos os abrasivos utilizados nos ensaios, a elevação da Vvk causou maiores perdas de massa.

Nos ensaios com SiC, os ferros fundidos com matriz austenítica apresentaram menores taxas de desgaste. Verifica-se, portanto um comportamento muito semelhante ao da figura 37b (resultados de Zum Gahr), ou seja, aumento do desgaste com a Vvk e melhor desempenho de matriz austenítica.

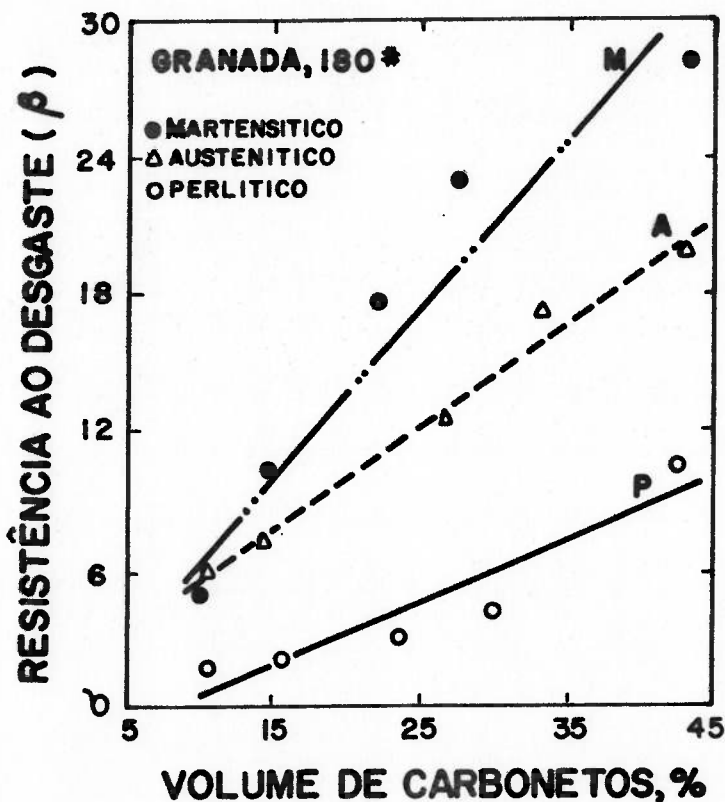


Figura 42a. Ensaio de pino; lixa granada

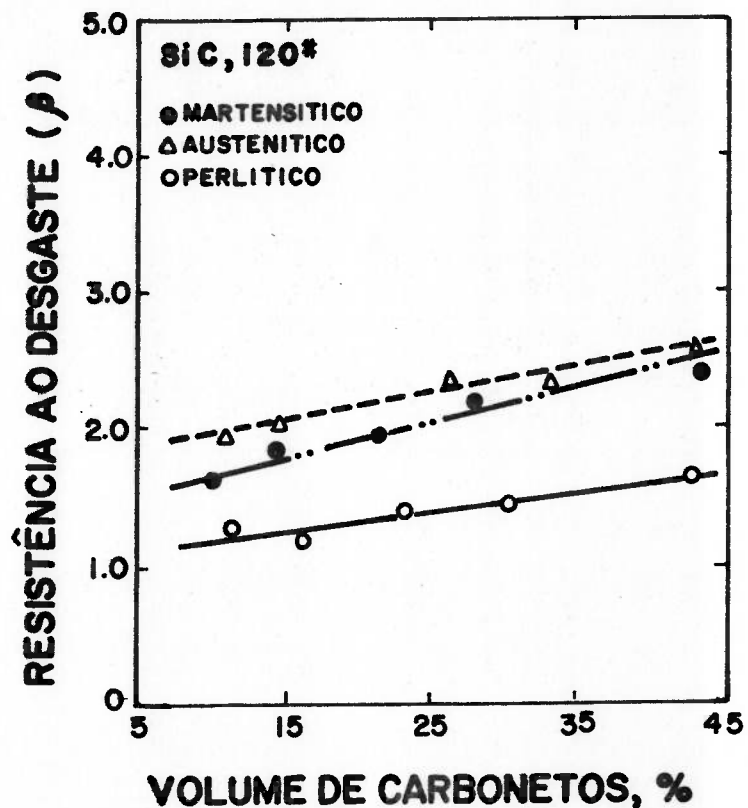


Figura 42b. Ensaio de pino; lixa de SiC



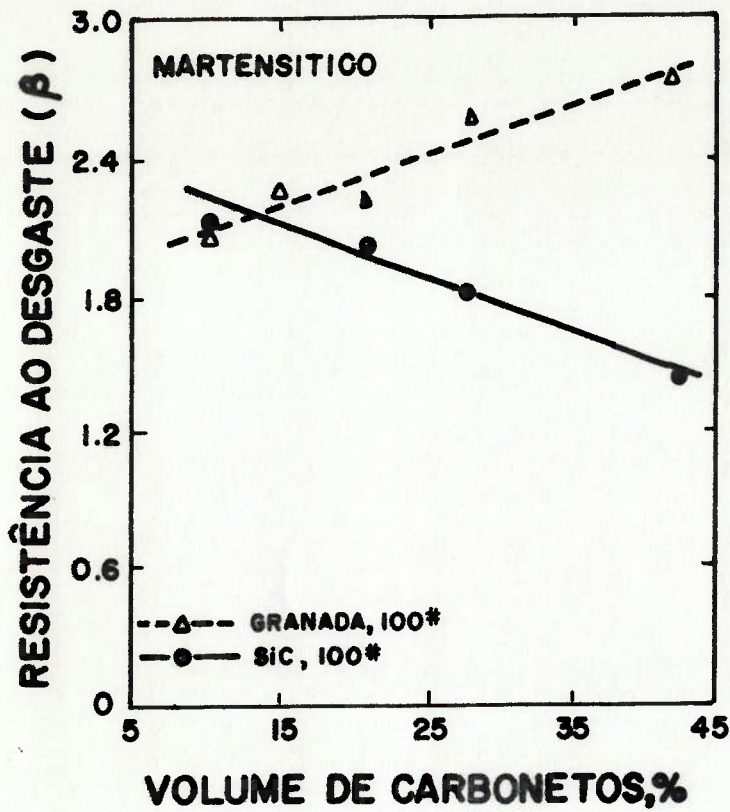


Figura 42c. Ensaio de trilha;  
matriz martensítica

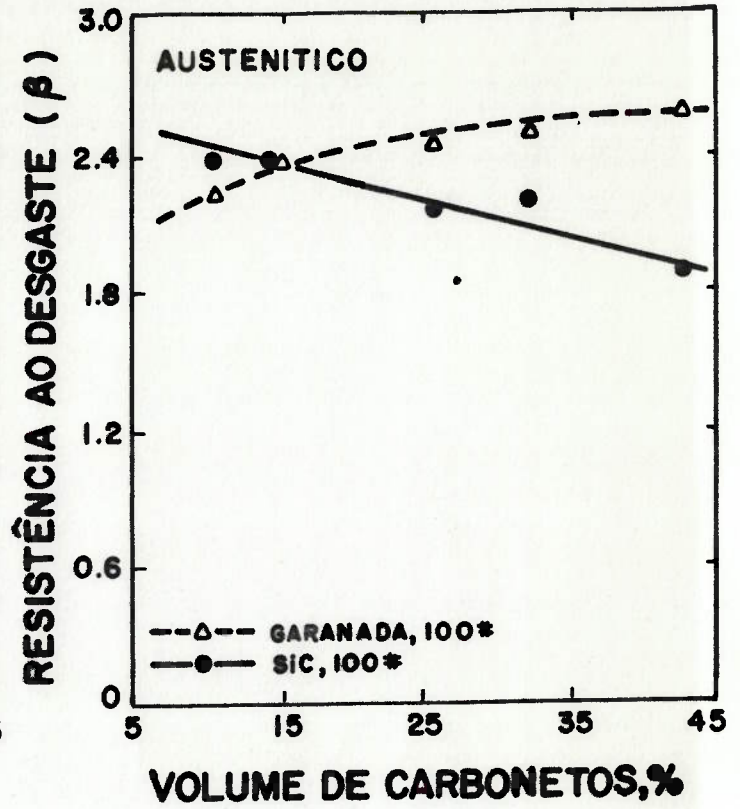


Figura 42d. Ensaio de trilha;  
matriz austenítica

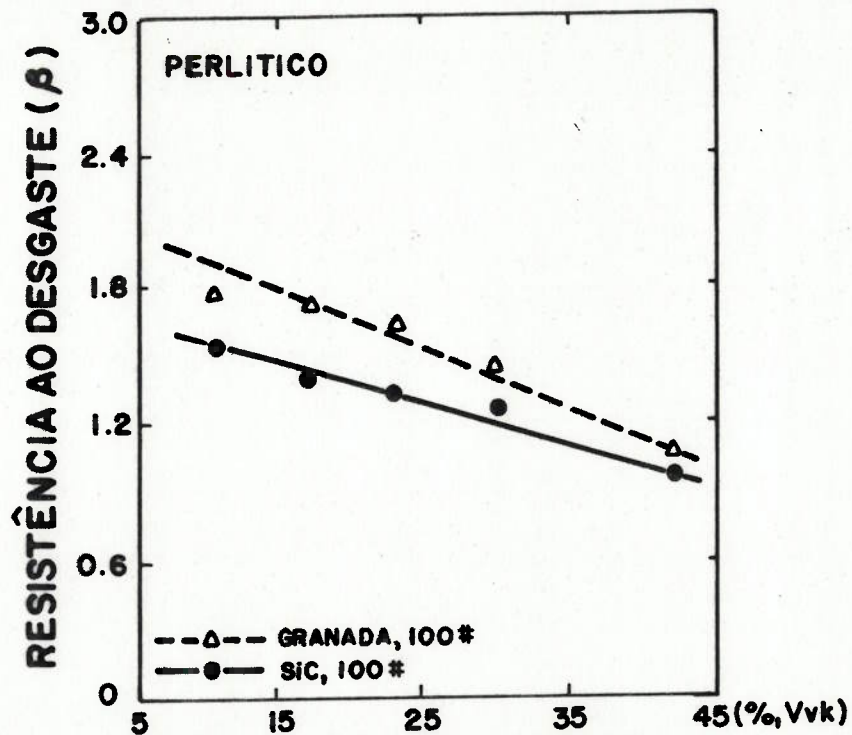


Figura 42e. Ensaio de trilha; matriz perlítica

Figura 42. Resistência ao desgaste em função da Vvk e da matriz em ensaios de pino e de trilha, com vários abrasivos. Resultados de Xing e colaboradores(93).

Nos ensaios com granada a austenita desempenha melhor nas ligas com baixas Vvk enquanto que os ferros fundidos de matriz martensítica resistiram melhor ao desgaste, comparando-se as ligas de alta Vvk. De novo, nota-se a conformidade com resultados de Zum Gahr, figura 37a.

Observando as superfícies desgastadas, Xing e colaboradores puderam estabelecer que o mecanismo de microtrincamento ocorria nos ensaios com SiC, através da penetração do abrasivo na superfície do carboneto. Observaram trincamento de carbonetos também no caso em que a matriz não garantiu a necessária sustentação (ligas perlíticas).

Fan e colaboradores<sup>73</sup> utilizaram o ensaio de trilha para verificar o efeito da porcentagem de carbono dissolvido na matriz sobre a resistência ao desgaste. A figura 43 mostra que nas condições deste ensaio a presença de austenita retida causou diminuição da resistência ao desgaste. No caso das matrizes martensíticas, a resistência ao desgaste foi crescente como aumento do carbono dissolvido. Segundo os autores as tendências dos resultados devem-se à melhor sustentação dos carbonetos pelas matrizes mais duras, além da menor penetração do abrasivo nestas microestruturas. Vale notar que as matrizes martensíticas com alto teor de carbono não apresentaram bom desempenho em testes de impacto repetido realizados em paralelo aos ensaios de desgaste.

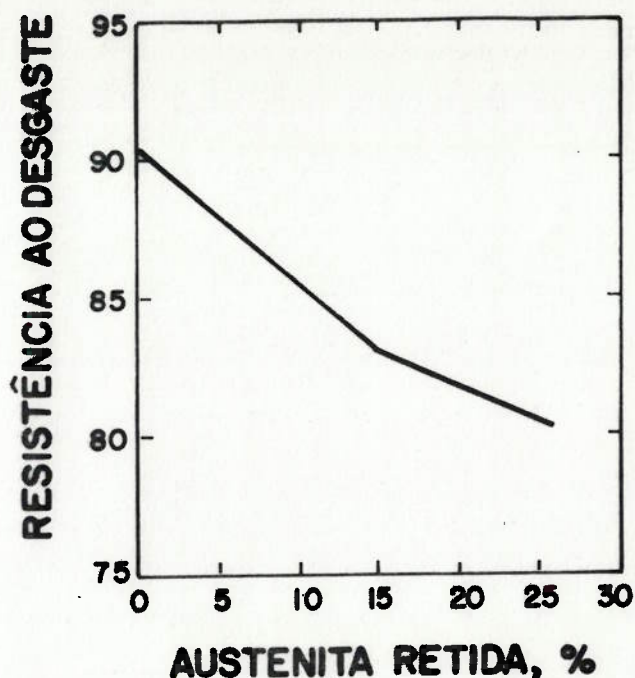


Figura 43. Resistência ao desgaste em função da porcentagem de austenita retida. Ensaio de trilha. Resultados de Fan e colaboradores(73).

O efeito do tamanho e distribuição dos carbonetos foi considerado por alguns pesquisadores<sup>9,10,31,68,93,120</sup>.

Para um FFBAC contendo 30% de carbonetos, verificou-se<sup>68</sup> uma queda acentuada da resistência ao desgaste, no ensaio de pino contra lixa de granada, com a diminuição do tamanho dos carbonetos. No estudo de Xing e colaboradores<sup>93</sup>, a resistência ao desgaste de um ferro fundido solidificado rapidamente, apresentando, portanto, estrutura de carbonetos muito refinada, também foi muito baixa, em ensaio de pino contra lixas de abrasivos de várias durezas. FFBAC fundidos em moldes de grafite também apresentaram pior desempenho, associado a microestrutura muito refinada<sup>31</sup>.

Sare<sup>120</sup> comparou o desempenho de amostras de um ferro fundido hipereutético correspondentes a regiões coquilhadas e a regiões solidificadas lentamente. No ensaio da roda de borracha, verificou melhor desempenho do material com estrutura refinada. Entretanto, neste caso, o resfriamento rápido não apenas diminuiu o tamanho dos carbonetos mas mudou sua morfologia, eliminando os carbonetos primários grosseiros observados no ferro fundido hipereutético resfriado normalmente.

Trabalho de Silence, citado por Zum Gahr<sup>68</sup>, mostra também diminuição da resistência ao desgaste em ligas à base de ferro ou níquel, cuja estrutura era refinada através de solidificação em molde de grafite. Um aspecto notável deste estudo é que nas ligas resfriadas lentamente obteve-se aumento da resistência ao desgaste com o aumento da  $V_{vk}$ , enquanto que nas ligas solidificadas rapidamente a resistência foi insensível a esta variável. Isto sugere que os carbonetos refinados estavam sendo removidos facilmente pelo abrasivo.

Resende e De Mello<sup>10</sup> estudaram FFBC solidificados com diferentes velocidades, de maneira a obter estruturas com diferentes espaçamentos entre carbonetos e diferentes tamanhos deste microconstituente. Entretanto, nos ensaios de desgaste não foi observada nenhuma correlação entre as taxas de desgaste e esses parâmetros microestruturais. Uma análise detalhada das superfícies

desgastadas permitiu verificar que a relação entre a largura dos eventos produzidos por abrasão e o espaçamento entre os carbonetos era sempre pequena. O mesmo se verificou analisando o parâmetro  $L/d$ , ou seja largura dos eventos de abrasão sobre tamanho dos carbonetos. Nessas condições, as variações microestruturais não foram suficientemente extensas para provocar alteração na taxa de desgaste.

Em outro estudo<sup>9</sup>, De Mello obteve variação do parâmetro  $L/d$  entre cerca de 0,7 e mais de 2, do que resultou um aumento proporcional da taxa de desgaste, em ensaio de ferros fundidos brancos contra alumina, numa configuração a 3 corpos. Estes resultados são mostrados na figura 44.

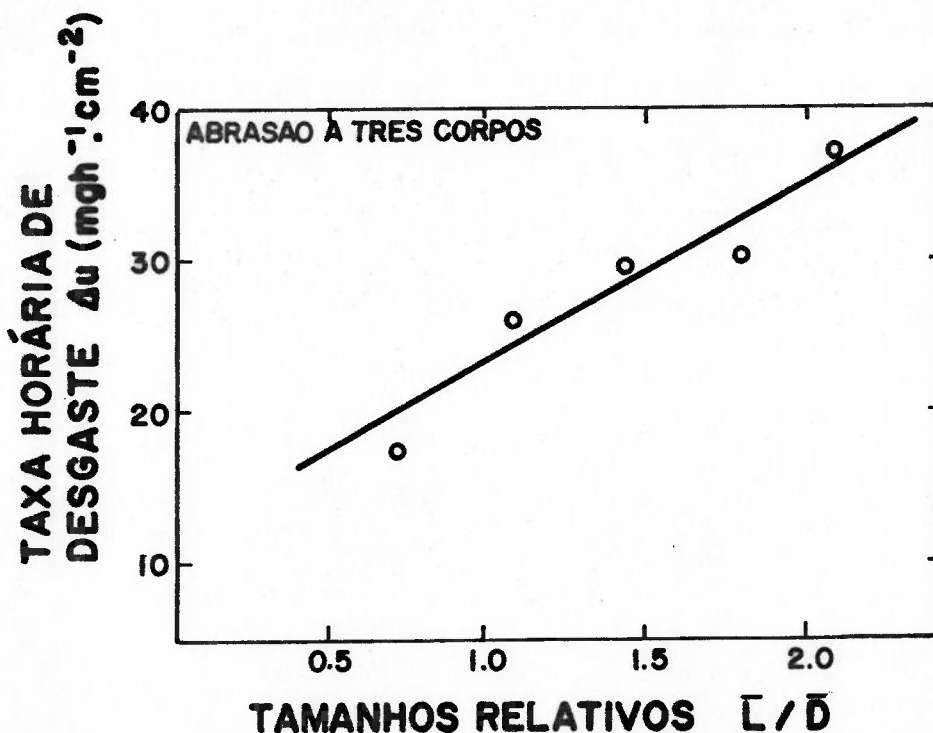


Figura 44. Variação do desgaste com a relação de tamanhos dos sulcos  $L$  e dos carbonetos  $D(9)$ .

Zum Gahr<sup>68</sup> apresenta uma estimativa aproximada da tendência de variação da resistência ao desgaste, utilizando simultaneamente os parâmetros microestruturais  $V_{vk}$ , tamanho de carboneto e caminho livre médio na matriz. O resultado é mostrado na figura 45.

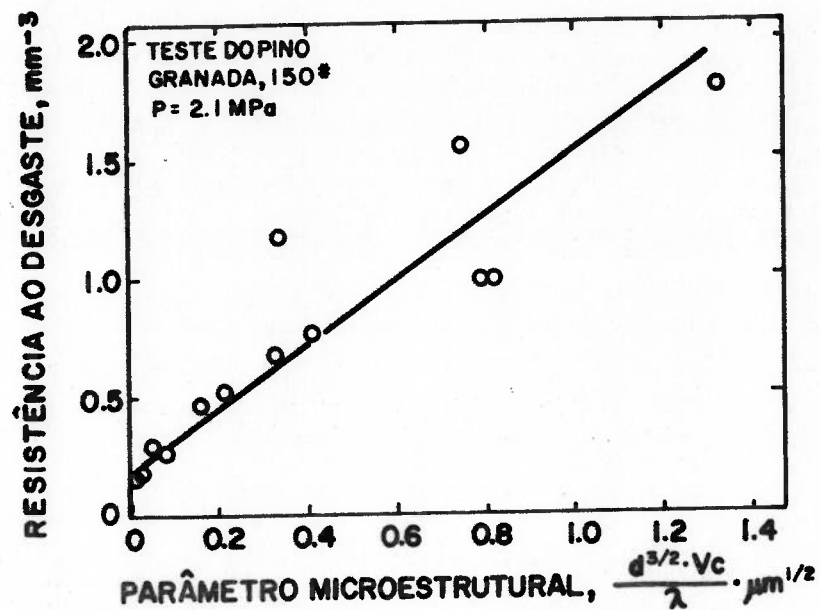


Figura 45. Resistência ao desgaste em função dos parâmetros microestruturais tamanho e fração volumétrica dos carbonetos e caminho livre médio na matriz. Ensaio de pino. Resultados de Zum-Gahr(68).

### 3.4. Ensaio de desgaste de bolas de moinho

#### 3.4.1. Considerações preliminares

Avery<sup>62</sup> considera que um bom ensaio deve atender a 3 requisitos: reprodutibilidade, capacidade de estabelecer uma hierarquia de desempenho (ranking) e validação através dos resultados em serviço. Reconhece, entretanto, que a validação em serviço é rara devido à dificuldade ou mesmo impossibilidade de conseguir resultados confiáveis e reprodutivos nos testes em serviço.

A literatura apresenta 3 abordagens, no que se refere ao estudo de materiais para corpos moedores:

a) uso de testes de laboratório, procurando estabelecer de alguma forma comparações com desempenho em serviço. Nesta categoria enquadram-se os ensaios de pino contra lixa conforme descrito por Muscara e Sinnot<sup>103</sup> e os ensaios de trilha com lama abrasiva<sup>62</sup>. Note-se que este último procura apresentar uma configuração de sistema de desgaste mais próxima da encontrada na prática: abrasão a 3 corpos, a úmido, com moagem do abrasivo, cuja dureza é inferior à dos carbonetos.

b) uso de bolas marcadas em ensaios realizados em moinhos industriais. Neste caso, incluem-se testes com bolas diferenciadas pelo diâmetro maior do que o das bolas da carga normal do moinho<sup>121</sup>, teste com bolas marcadas por atividade radioativa<sup>122-124</sup> e testes com bolas marcadas com furos e entalhes<sup>22,125,126</sup>.

c) uso de moinho de pequenas dimensões, 1 m ou menos<sup>5,34,65,125</sup>. Neste caso, consegue-se reproduzir o tipo de interação

entre corpos e meio abrasivo, à exceção de impacto. Vantagens em relação aos testes em moinhos industriais são a maior rapidez dos testes e a possibilidade de controlar melhor as variáveis e de introduzir variáveis de operação. Também neste caso, busca-se fazer a validação por comparação com resultados de ensaios em serviço. Segundo Hukki<sup>127</sup>, a taxa de desgaste de uma bola depende da distância percorrida no moinho por unidade de tempo, o que levaria o desgaste de cada bola a ser proporcional ao produto da velocidade crítica pela raiz quadrada do diâmetro do moinho.

Uma consideração preliminar importante diz respeito à lei de desgaste das bolas com o tempo. A maioria dos autores<sup>22,121,123-126</sup> considera válido o modelo segundo o qual a perda de massa ocorre proporcionalmente à superfície da bola em cada instante, o que resulta na expressão:

$$\frac{dm}{dt} = -k \cdot \phi^2$$

onde  $\phi$  é o diâmetro da bola num dado instante.

Este modelo leva a uma equação linear da diminuição do diâmetro com o tempo de moagem:

$$\phi = \phi_0 - k \cdot t$$

onde  $\phi_0$  é o diâmetro original da bola.



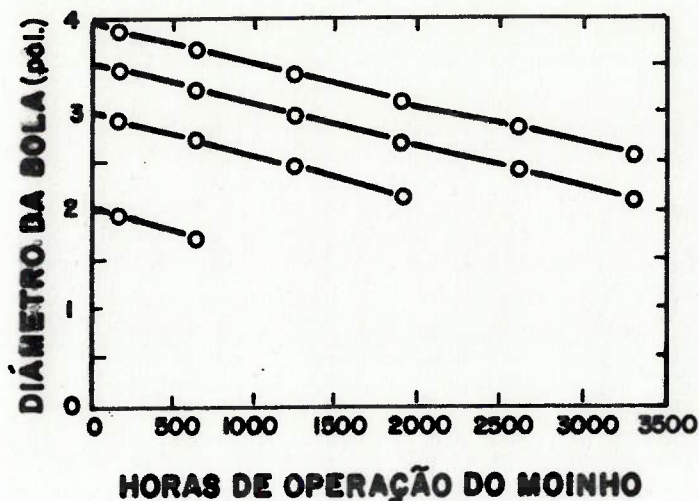
Os resultados de Norman e Loeb<sup>125</sup>, Vermeulen<sup>20</sup>, Nordquist e Moeller<sup>126</sup>, Barros e colaboradores<sup>22</sup>, entre outros, ajustam-se bem a este modelo, que se torna muito conveniente ao permitir expressar-se a qualidade de um material diretamente pelo valor da parâmetro  $k$  da equação acima. Pode-se também exprimir um resultado de ensaio em moinho em termos de massa perdida por unidade de área. A figura 46a mostra resultados experimentais de Nordquist e Moeller para bolas de diversos diâmetros.

A validade do modelo de desgaste proporcional à superfície implica que o desgaste ocorre como consequência de ações na superfície, seja exclusivamente de abrasão ou com participação de corrosão.

Davies, citado por Hukki<sup>127</sup>, propôs o modelo em que o desgaste ocorreria proporcionalmente ao volume da bola em cada instante. A validade deste modelo corresponderia a uma situação em o desgaste seria consequência da energia cinética das bolas. Alguns autores designam esta condição como desgaste por impacto. Pode-se, entretanto, visualizar situações em que o desgaste é afetado pela massa da bola sem chegar a se constituir em uma interação caracterizável como de impacto. Por exemplo, o deslizamento de uma bola sobre a carga, em regime de cascata.

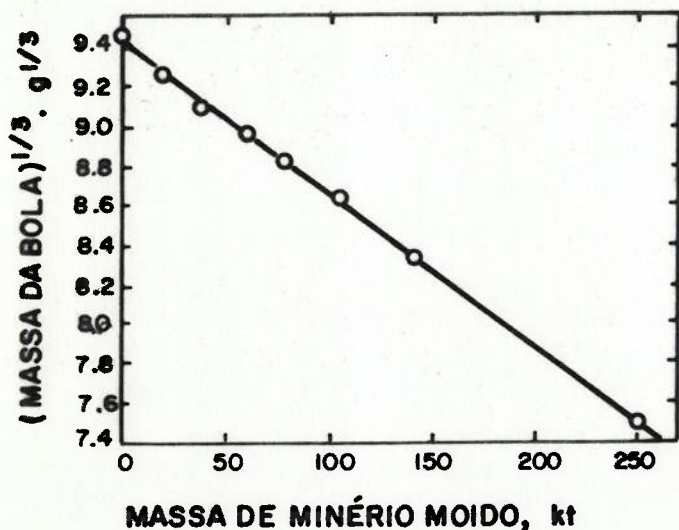
Alguns autores<sup>20,21,128,129</sup> descreveram situações práticas em que a perda de massa ocorreria proporcionalmente ao diâmetro elevado a um expoente

intermediário entre 2 e 3, revelando a atuação conjunta de mecanismos dependentes da superfície e do volume.

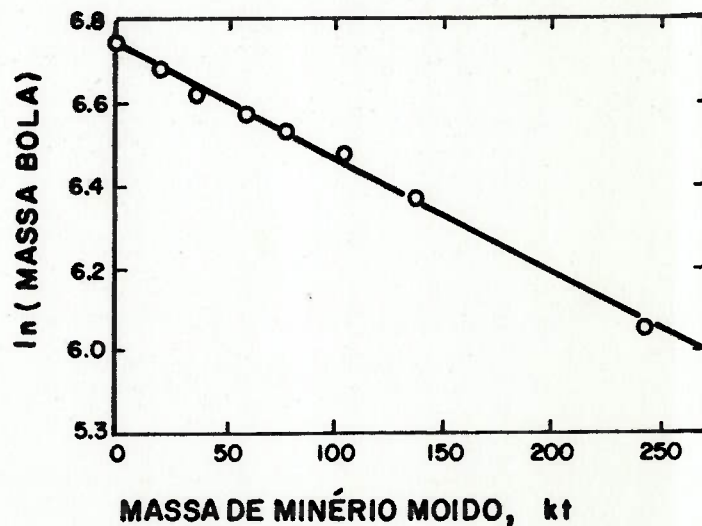


(a)

Figura 46. Diâmetro de bolas em função de tempo de operação. Resultados de Nordquist e Moeller(126).



(b)



(c)

Figuras 46b e 46c. Ajuste a dados experimentais de curvas correspondentes a desgaste proporcional a, respectivamente, superfície e volume. Resultados de Vermeullen(20).

Figura 46. Evolução do desgaste de bolas em função do tempo de operação.

Vermeulen<sup>21</sup> descreve os seguintes fatores como favorecendo uma ou outra lei de desgaste:

- velocidades elevadas do moinho, levando ao regime de catarata, favorecem o desgaste proporcional à massa das bolas; velocidades baixas (regime de cascata) favorecem desgaste proporcional à superfície.
- grandes diâmetros de moinho ou de bolas enfatizam o efeito da energia cinética e, portanto, do desgaste proporcional à massa.
- pequena carga de bolas e elevada porcentagem de sólidos favorecem desgaste proporcional à superfície.

Com base em uma grande quantidade de dados experimentais de moinhos industriais, Vermeulen e Howat<sup>20</sup> verificaram que se poderia ajustar a estes resultados curvas correspondentes a qualquer uma das duas leis de desgaste, figura 46b e 46c. Isto se deveria a uma semelhança na natureza das curvas e ao fato de as diferenças estarem dentro dos erros experimentais.

Apresentam-se e discutem-se a seguir alguns resultados da literatura.

#### **3.4.2. Resultados de ensaios de bolas**

Os resultados apresentados no Metals Handbook<sup>130</sup>, referentes a ensaios em moinho de pequeno porte, figura 47, mostram que permanecem válidas para estas condições de abrasão as tendências discutidas anteriormente, no que se refere aos efeitos da dureza relativa entre abrasivo e material e aos efeitos microestruturais. Um conjunto de resultados mostra que a

diferenciação de vários materiais é mais notável quando a dureza do abrasivo é intermediária entre as durezas das matrizes testadas (feldspato versus martensita ou perlita). Outro conjunto mostra que para materiais com durezas semelhantes a presença de carbonetos massivos pode aumentar bastante a resistência ao desgaste.

No estudo conduzido por Moore<sup>65</sup>, foram utilizados moinhos de laboratório com diâmetros de 45 ou 90 cm, para avaliar o desempenho de bolas de diversos materiais, variando-se o minério e as condições corrosivas do meio.

Os principais resultados desse estudo aparecem na figura 17. Já se comentou anteriormente a diminuição dos efeitos atribuíveis a corrosão com o aumento do diâmetro do moinho, conforme mostra a figura.

A utilização do parâmetro dureza do material/dureza do minério permitiu organizar os resultados numa sequência lógica. Quando a dureza do FFBAC era maior do que a do minério, seu desgaste era 2 a 3 vezes menor que no caso em que a dureza do minério era maior.

Neste mesmo estudo, observou-se redução da taxa de desgaste das bolas de FFBAC com o aumento da VV<sub>k</sub>, em ensaio de moagem a seco, figura 48. Nota-se, entretanto, que a VV<sub>k</sub> variou dentro de uma faixa relativamente estreita, ao mesmo tempo em que o teor de cromo aumentou de 20 para 30%. Esta variação de composição química pode afetar a dureza dos carbonetos e características da matriz,

como fração de austenita retida e capacidade de encruamento.

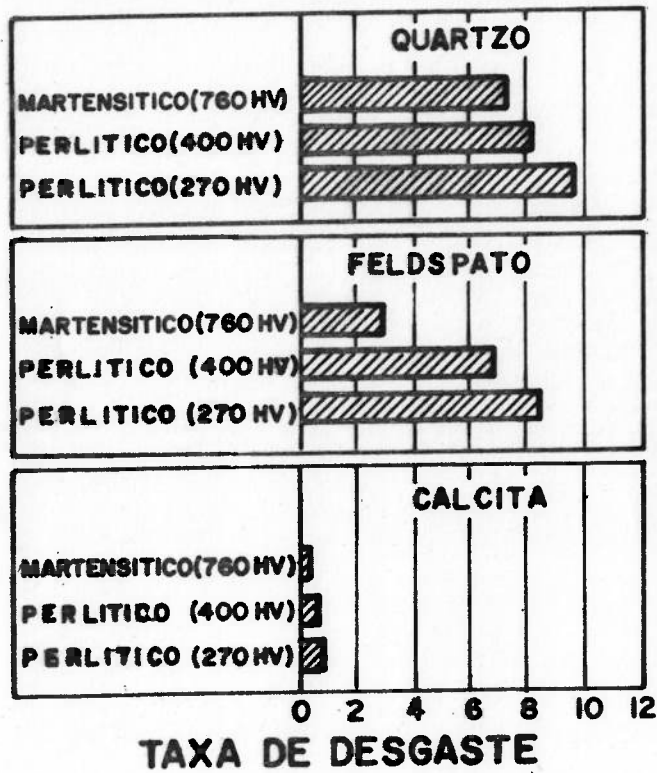


Figura 47a. Taxa de desgaste de bolas de moinho, em função da dureza do material e do tipo de abrasivo. Ensaio em moinho de laboratório.

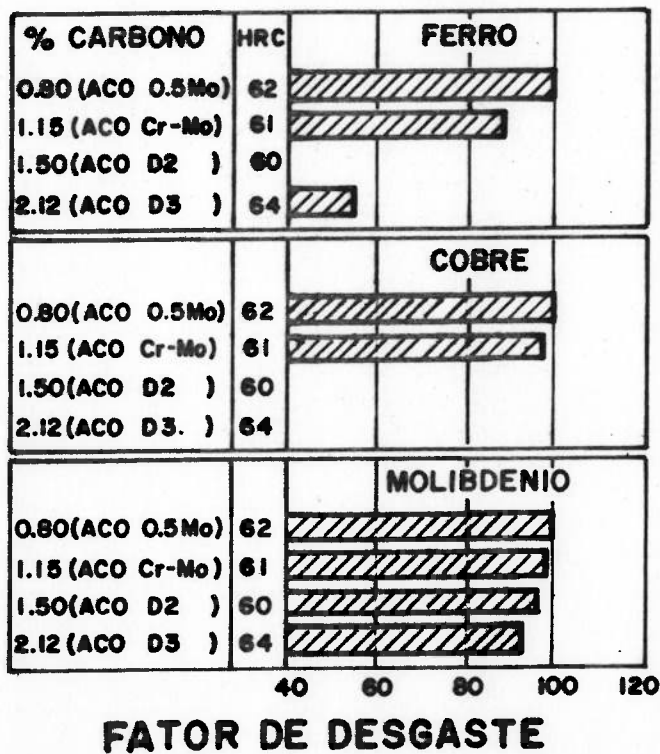


Figura 47b. Fatores de desgaste (fator maior = desgaste maior) de bolas de moinho em função do tipo do material e tipo de minério.

Figura 47. Desgaste de bolas em ensaios em moinho de laboratório. Resultados apresentados no Metals Handbook(130)

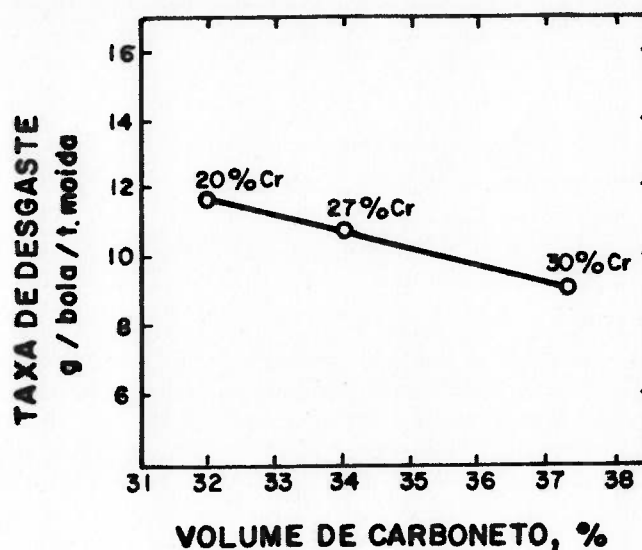


Figura 48. Taxa de desgaste de bolas de moinho em função da Vvk. Moagem a seco. Resultados de Moore(65)

Moroz e Lorenzetti<sup>131</sup> estudaram o desempenho de bolas marcadas em um moinho industrial com 3 m de diâmetro, trabalhando a 75% da velocidade crítica, durante a moagem de minério de cobre. Neste estudo, que incluiu aços com diferentes níveis de dureza, verificou-se principalmente a importância da relação dureza do material sobre dureza do abrasivo, notando-se uma queda brusca da taxa de desgaste quando a dureza das bolas excedia a do minério.

Leiva e Estay<sup>123</sup> estudaram o desgaste de bolas de aço e de FFBAC, de 50 mm de diâmetro, durante a moagem secundária de minério de cobre em um moinho com 2,7 m de diâmetro. Foi utilizada marcação radioativa dos materiais para identificação das bolas testadas. A tabela

4, abaixo, mostra os resultados obtidos. Deve-se notar que os ensaios foram efetuados em 3 grupos, correspondentes, respectivamente, a FFBAC com 2, 2,5 e 3,5% de carbono, contando-se em cada ensaio com bolas de aço forjado martensítico como padrão de referência.

Tabela 4. Ensaio de bolas em moinho (resultados de Leiva e Estay)

liga	dureza HRC	Vvk	taxa de desgaste ( $\mu\text{m}/\text{h}$ )	taxa de desgaste (relativa)
12/2	58	17	5,93	0,73
15/2	63	21	5,51	0,68
AF	-	-	8,10	1,00
12/3	54	24	8,96	0,93
15/3	64	26	6,69	0,70
AF	-	-	9,60	1,00
12/3,5	53	33	10,07	1,05
15/3,5	57	34	9,38	0,98
AF	-	-	9,61	1,00

Preliminarmente, deve-se observar a grande diferença na taxa de desgaste das bolas de referência, quando se compara o primeiro ensaio com os demais. Isto revela que do 1º para o 2º período de moagem houve mudanças nas condições de moagem, que vieram a se estabilizar durante os dois últimos períodos de ensaio. Esta observação evidencia o cuidado que se precisa ter ao analisar resultados de avaliação de materiais em condições de

serviço. Mesmo a utilização de um material de referência como no caso da pesquisa em questão pode não ser suficiente para eliminar erros de interpretação, uma vez que não se pode descartar a hipótese de as mudanças operacionais afetarem em diferentes proporções as taxas de desgaste de materiais com microestruturas diferentes.

Os resultados da tabela 4 mostram as seguintes tendências:

Nas ligas com 12% de cromo o aumento do teor de carbono causou diminuição da resistência ao desgaste. Este resultado mostra que o aumento da porcentagem de perlita na matriz foi mais importante do que o aumento da Vvk de 17 para 33%. Mostra também que o aspecto microestrutural foi mais importante do que a dureza obtida, visto que a diferença de dureza entre os ferros fundidos com 3 ou 3,5% de carbono é muito pequena.

Comparando-se duas ligas essencialmente martensíticas, 15%Cr-2%C e 15%Cr-3%C, verifica-se praticamente a mesma resistência ao desgaste, apesar da maior Vvk da liga com maior teor de carbono.

É interessante também comparar os resultados das ligas 15%Cr-3,5%C e 12%Cr-2%C. A dureza obtida nas bolas das duas ligas foi parecida, 57 e 58 HRC, e constatou-se presença de perlita em ambas as microestruturas. Os dados de caracterização metalográfica do trabalho são pouco detalhados, mas pode-se supor que a liga de menor relação %Cr/%C contém mais perlita. No que se refere à dureza, a maior Vvk da liga com 3,5%C compensou a



menor dureza da matriz, levando a uma dureza média semelhante para as duas ligas. Quanto ao desgaste, entretanto, evidenciou-se que o mecanismo predominante dependia da matriz, levando a um desgaste muito mais acentuado da liga de 3,5%C, cuja matriz continha mais perlita. Nestas condições, pode-se levantar a hipótese de que a maior VV<sub>k</sub> desta liga contribuiu para o aumento da taxa de desgaste, à medida em que o desgaste rápido da matriz pode expor os carbonetos ao mecanismo de microtrincamento.

Carpinetti Costa<sup>5</sup> utilizou um moinho de 1 m de diâmetro, moendo quartzo com granulometria inicial entre 7 e 15 mm, a seco, para ensaiar bolas marcadas de 40 ou 75 mm de diâmetro, de FFBC com várias composições químicas e microestruturas. A moagem foi efetuada em lotes com o abrasivo sendo substituído a cada hora. Em cada ensaio, compararam-se bolas com uma mesma composição química base em termos de %Cr e %C, variando-se adições de Mo e Nb.

As Tabelas 5 e 6 apresentam um resumo dos resultados da pesquisa de Carpinetti Costa.

Tabela 5. Caracterização de bolas de FFAC ensaiadas  
em moinho de 1 m - quartzo a seco.

liga	%Cr/%C	Vvk(*)		dureza		observação sobre microestrutura	
		M7C3	Nbc	HRC	microdureza da matriz		
I	2Mo	7	Ø40-21	-	61	820	possivelmente $\gamma$ elevada. devido à alta %Cr/%C
			Ø75-23		59	690	
	1Mo-1Nb		Ø40-20	0,9	60	760	
			Ø75-23		60	680	
	0,5Mo-2Nb		Ø40-18	2,3	59	740	
			Ø75-21		60	740	
II	2Mo	6	Ø40-26	-	67	800	Ø75 = perlítica
			Ø75-25		66	780	
	1Mo-1Nb		Ø40-24	0,9	66	780	
			Ø75-24		60	770	
	0,5Mo-2Nb		Ø40-22	2,2	66	870	
			Ø75-22		46	360	
III	2Mo	5	Ø40-28	-	66	810	Ø40 = 5 a 10%perlita Ø75 = perlítica
			Ø75-28		65	780	
	1Mo-1Nb		Ø40-26	1,0	68	800	
			Ø75-26		56	760	
	0,5Mo-2Nb		Ø40-26	1,9	67	690	
			Ø75-26		42	390	

(\*) estimado por  $Vvk=11,3\%C+0,5\%Cr-13,4$  e  $VvNbC \approx \%Nb$

Tabela 6. Taxas de desgaste de bolas ensaiadas em moinho abrasivo:quartzo; diâmetro do moinho: 1m

liga		matriz	TD bolas Ø40mm		TD bolas Ø75mm	
			%mi/h	µm/h**	%mi/h	µm/h
I	2Mo	T*	0,024	3,2	0,031	7,8
		A	0,020	2,7	-	-
	1Mo-1Nb	T	0,024	3,2	0,031	7,8
		A	0,020	2,7	-	-
	0,5Mo-2Nb	T	0,023	3,1	0,032	8,0
		A	0,019	2,5	-	-
II	2Mo	T	0,019	2,6	0,024	6,0
		A	0,018	2,4	-	-
	1Mo-1Nb	T	0,019	2,6	0,026	6,5
		A	0,019	2,5	-	-
	0,5Mo-2Nb	T	0,020	2,7	0,030	7,5
		A	0,018	2,4	-	-
III	2Mo	T	0,019	2,6	0,023	5,8
		A	0,018	2,4	-	-
	1Mo-1Nb	T	0,019	2,6	0,026	6,5
		A	0,019	2,5	-	-
	0,5Mo-2Nb	T	0,019	2,6	0,034	8,5
		A	0,020	2,7	-	-

(\*)T=temperada e revenida A=austenítica

(\*\*)calculada considerando: peso inicial= 261 g(Ø40) e 1723 g(Ø75)  
 $\rho$  bolas martensíticas= 7,5 g/cm<sup>3</sup>  
 $\rho$  bolas austeníticas= 7,7 g/cm<sup>3</sup>

Considerando que os testes foram feitos em condições bem controladas, reproduzindo em cada ensaio as

cargas de bola e de abrasivo, bem como as condições operacionais do moinho, é válido comparar resultados dos vários ensaios efetuados. A boa reprodutibilidade do ensaio foi verificada pela repetição dos ensaios para cada grupo de ligas e pela constância da taxa de desgaste ao longo das 80 horas de cada ensaio.

Preliminarmente, deve-se considerar que os autores observaram as superfícies desgastadas e cortes transversais das bolas, constatando que o desgaste ocorreu basicamente por corte, notando-se também a ocorrência de material deformado na borda dos sulcos provocados pelo abrasivo, não havendo evidências de microtrincamento.

De maneira geral, as variações de composição química dentro de cada série não alterou de maneira marcante as resistências ao desgaste, a não ser quando provocaram a formação de perlita.

A presença de perlita foi nitidamente responsável pelas maiores taxas de desgaste das bolas de 75mm de diâmetro com os menores teores de molibdênio das séries II e III. Mesmo nas ligas com 1% de molibdênio destas séries observa-se ainda queda da resistência ao desgaste, associada à presença de perlita.

Nas bolas de pequeno diâmetro, a temperabilidade e, portanto, o teor de molibdênio, não se constituíram em fatores relevantes.

Tanto para as bolas de 40mm quanto de 75mm, as ligas da série I apresentam menor resistência ao desgaste. Este resultado parece ser consequência da menor  $V_{vk}$  e da

menor dureza dessas ligas em relação àquelas das séries II e III. Verifica-se, entretanto, que o aumento da Vvk passando-se da série II para a série III não promoveu aumento adicional da resistência ao desgaste.

O conjunto de resultados das bolas de matriz austenítica é muito interessante. Com uma única exceção, observam-se taxas de desgaste menores nas bolas austeníticas. Além disso, a diferença a favor das bolas com este tipo de matriz tornou-se mais significativa à medida em que diminuiu a Vvk. Este resultado assemelha-se àqueles observados em testes de pinos contra lixa<sup>68</sup>, em que as matrizes austeníticas mostraram melhor desempenho do que as martensíticas, para baixas Vvk.

Finalmente, para se poder comparar as taxas de desgaste das bolas de diferentes diâmetros, os dados originais, que expressam as perdas de material em termos de porcentagem da massa inicial por hora, foram convertidos para taxa de diminuição do diâmetro por hora, que deve ser a mesma para materiais e condições equivalentes, de acordo com a lei de desgaste proporcional à superfície da bola, discutida anteriormente.

Conforme se vê na tabela 6 o desgaste das bolas de maior diâmetro foi muito mais intenso, cerca de 2,5 vezes mais rápido do que o desgaste das bolas de 40mm. Comparando-se as ligas com 2%Mo, pode-se excluir a formação de perlita como explicação para estes resultados. Restam duas possibilidades: uma seria a estrutura mais grosseira das bolas de maior diâmetro, devido à sua menor velocidade

de solidificação. O caminho livre médio para atuação do abrasivo sobre a matriz dos ferros fundidos seria maior neste caso, facilitando o desgaste. Outra possibilidade seria atribuir as maiores taxas de desgaste à maior pressão exercida por uma bola de 75 mm de diâmetro, cujo peso é cerca de 6,5 vezes maior do que o da bola de 40mm.

Entre os trabalhos realizados e divulgados no Brasil, é importante registrar aquele de Barros e colaboradores<sup>22</sup>, que apresentam resultados referentes a testes de desenvolvimento de fornecedores de corpos moedores para moinhos industriais utilizados na moagem de rocha fosfática.

Esses testes têm confirmado a validade do modelo de desgaste proporcional à superfície das bolas. Desta maneira, a qualidade dos corpos moedores pode ser expressa pela inclinação da reta  $\phi = \phi_0 - K.H$  (H=horas trabalhadas).

A figura 49 mostra resultados obtidos em diversos ensaios, podendo-se observar coeficientes de desgaste entre  $3,3 \cdot 10^{-3}$  e  $6,0 \cdot 10^{-3}$  mm/h.

Muscara e Sinnot<sup>103</sup> procuraram estabelecer as condições de ensaios de pino contra lixa que melhor reproduzissem os resultados obtidos em um ensaio de bolas marcadas, em moinho industrial. Para isto, realizaram ensaios variando a carga (15 a 130 N), o tipo de abrasivo (SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ou granada) e a granulometria do abrasivo (80 a 200  $\mu$ m).

Os pinos utilizados foram extraídos de bolas de moinho previamente ensaiadas em moinho industrial. Os

autores concluíram que os testes de pino contra lixa de alumina com granulometria 80  $\mu\text{m}$  e carga de 67N (pressão nominal de 2,1MPa) apresentaram a melhor correlação com o ensaio em moinho. A tabela 7, abaixo, apresenta resultados referentes a essa condição de ensaio.

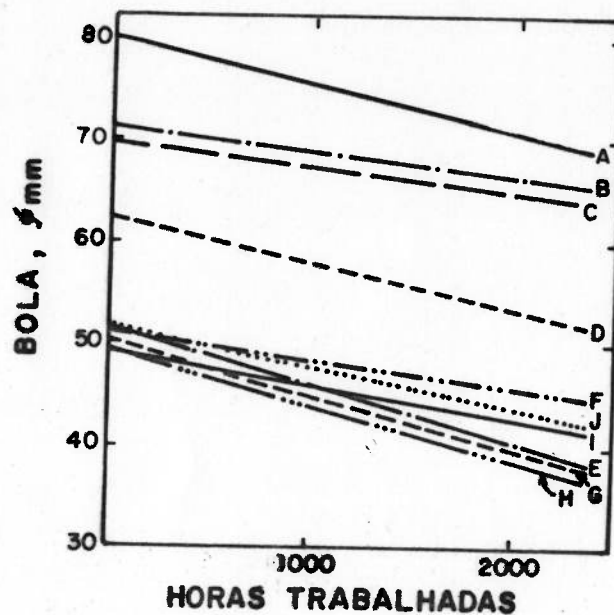


Figura 49. Diâmetro de bolas em função do tempo de operação do moinho. Ensaio de longa duração com bolas marcadas, durante moagem de rocha fosfática. Resultados de Barros e colaboradores(22).

Tabela 7. Comparação de resultados de ensaio de pino contra lixa e ensaio em moinho industrial<sup>103</sup>

material	dureza HRC	perda de massa (g)		ranking	
		pino	moinho	pino	moinho
FFBAC	66	48	404	1	1
Aço Cr-Mo, 0,9%C	63	69	445	3	2
Aço SiMo	45	103	634	5	5
Ni-Hard	62	52	486	2	3
Aço Mn	51	82	605	4	4

Provavelmente, o melhor desempenho do ferro fundido tipo Ni-Hard no ensaio de laboratório deve-se à menor intensidade das solicitações, que não revelam a natureza frágil deste material. Por outro lado, deve-se observar que o teste em moinho industrial foi feito com bolas de grande diâmetro(127mm), para facilitar sua recuperação ao final do ensaio. Isto pode ter exagerado a severidade das solicitações, introduzindo um nível de impacto não encontrado pelas bolas normalmente utilizadas no mesmo moinho.

Avery<sup>62</sup> também apresentou resultados de ensaios correlacionados a resultados obtidos em testes de bolas marcadas em moinho industrial. Também neste caso, verificou-se que o teste em moinho destacou mais intensamente o efeito da baixa tenacidade de alguns ferros fundidos do que o ensaio de trilha com lama abrasiva, utilizado por Avery.

A análise de alguns resultados da literatura relativos a ensaios de bolas de moinho, apresentada acima, parece indicar que de maneira geral pode-se aplicar a estes ensaios e a esta condição de solicitação em geral, tanto em escala de laboratório quanto em equipamentos industriais, os mesmos conceitos discutidos anteriormente neste Capítulo, referentes aos efeitos das variáveis dos materiais, dos abrasivos e da forma de interação entre eles.



#### **4. Objetivo e Procedimento Experimental**

O objetivo desta pesquisa é estudar o efeito da variação da microestrutura dos FFBAC - fração volumétrica de carbonetos e microestrutura da matriz metálica - sobre a resistência ao desgaste de bolas fundidas, durante a moagem a úmido em moinho de bolas em escala de laboratório. Verifica-se também o efeito de 3 diferentes abrasivos.

Neste capítulo apresentam-se, além dos procedimentos propriamente ditos, alguns resultados referentes à caracterização dos materiais empregados, bem como resultados de ensaios preliminares que orientaram o estabelecimento dos procedimentos definitivos.

A pesquisa constitui-se essencialmente na realização de ensaios de desgaste de bolas de moinho fundidas de ferro fundido branco de alto cromo, em um moinho de bolas de laboratório. Apresenta-se a seguir o detalhamento do procedimento experimental.

##### **4.1. Corpos de prova fundidos**

Foram utilizadas bolas fundidas, com 50 mm de diâmetro. Estas bolas são representativas de uma parcela importante daquelas utilizadas industrialmente, principalmente na moagem fina, ao mesmo tempo em que apresentam um grau de dificuldade razoável para a obtenção de amostras, como por exemplo, as metalográficas, e para a realização de medidas durante os ensaios.

As bolas foram fundidas de acordo com o modelo de fundição cujo projeto é apresentado na figura 50, obtendo-

se cachos de peças conforme se vê na figura 51. Esta maneira de fundir as bolas permitiu a obtenção de condições idênticas de resfriamento e solidificação para todas as bolas em cada molde. Foram utilizados moldes de areia aglomerada com resina de cura a frio ou com silicato de sódio curado por  $\text{CO}_2$ .

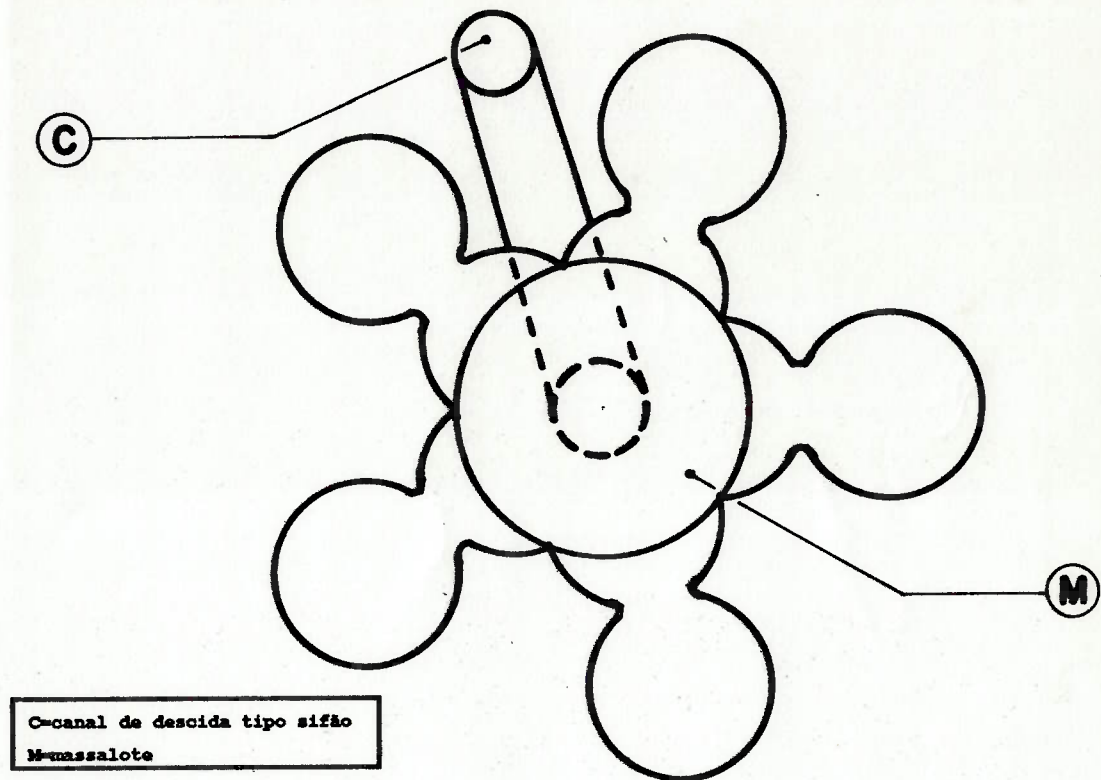


Figura 50. Esquema do modelo de fundição das bolas (vista superior).

As fusões foram efetuadas em forno de indução com capacidade de 100 kg, permitindo a elaboração de cada composição em um único lote. Uma das composições, destinada ao estudo de variações da microestrutura da matriz metálica, foi fundida em um forno elétrico a arco, com capacidade para 500 kg, para garantir a obtenção de todos os corpos de prova em um único lote.



Figura 51. Cacho de bolas fundidas

A temperatura de vazamento das ligas situou-se na faixa entre 1400 e 1500°C, levando-se em consideração que temperaturas mais baixas favorecem a formação de defeitos devidos a escórias e temperaturas mais elevadas podem causar defeitos associados a excessiva sollicitação do molde, bem como problemas com a alimentação da contração de solidificação. Em cada caso, determinou-se, preliminarmente, a temperatura de início de solidificação da liga, utilizando-se análise térmica com copos instrumentados. Procurou-se, em seguida, manter a temperatura de vazamento entre um mínimo de 100 e um máximo de 150°C acima da temperatura de início de solidificação. A tabela 8 mostra as temperaturas de vazamento utilizadas.

Tabela 8- Temperaturas de início de solidificação e de vazamento

Liga	Tsolidificação	Tvazamento
A	1380	1500
B	1332	1430
C	1260	1420
D	1254	1400
E	1260	1400
C6*		1400
Aço		1600

\*liga C, com adições de Mn, Cu e Ni.

Simultaneamente à fundição dos corpos de prova, foram vazadas amostras coquilhadas para análise química.

#### 4.2. Tratamentos térmicos

O Quadro II apresenta um resumo dos tipos de tratamentos térmicos efetuados.

Quadro II- Resumo dos tratamentos térmicos

Designação	Descrição
1	700°C;1 h, 950°C,5 h, resfriamento em ar soprado, revenido 1 h, 250°C, tratamento em nitrogênio líquido, revenido 1 h, 250°C
2	idêntico a 1, exceto por:exclusão do tratamento em nitrogênio líquido.
3	700°C,1h; 950°C,5h,resfriamento em banho de sal a 685°C, manutenção a 685°C por 50s, ar soprado, revenido 1h,250°C, tratamento em N <sub>2</sub> líquido, revenido 1 h, 250°C.
4	idêntico a 3, exceto por:manutenção a 685°C, por 80 s.
5	tratamento isotérmico a 700°C, por 1 h; resfriado em ar calmo
6	bruto de fundição(estrutura austenítica obtida pela composição química)
7	700°C,1h; 950°C,5h; resfriado em ar soprado
8	solubilização a 1150°C, 1 h; resfriamento ao ar até 950°C, manutenção a 950°C por 16 h, resfriamento em óleo, tratamento em nitrogênio líquido; revenido a 250°C, 2 h.

O tratamento preliminar a 700°C visou desestabilizar rapidamente a austenita, através da precipitação de carbonetos secundários e/ou formação de eutetóide ferrita mais carboneto.

Os tratamentos 1, 2 e 7 visaram a obtenção de matriz essencialmente martensítica. Os corpos de prova submetidos a estes tratamentos diferenciam-se pelo tratamento complementar. No caso 1, visou-se eliminar a

austenita retida eventualmente presente após a têmpera, através do tratamento com nitrogênio líquido e efetuou-se o revenido. No caso 2, suprimiu-se o tratamento sub-zero, e no caso 7 manteve-se o material bruto de têmpera. Os dois últimos casos assemelham-se mais aos tratamentos utilizados comercialmente, nos quais não se pratica habitualmente tratamento sub-zero e opta-se, conforme o caso, pela realização ou não do revenido.

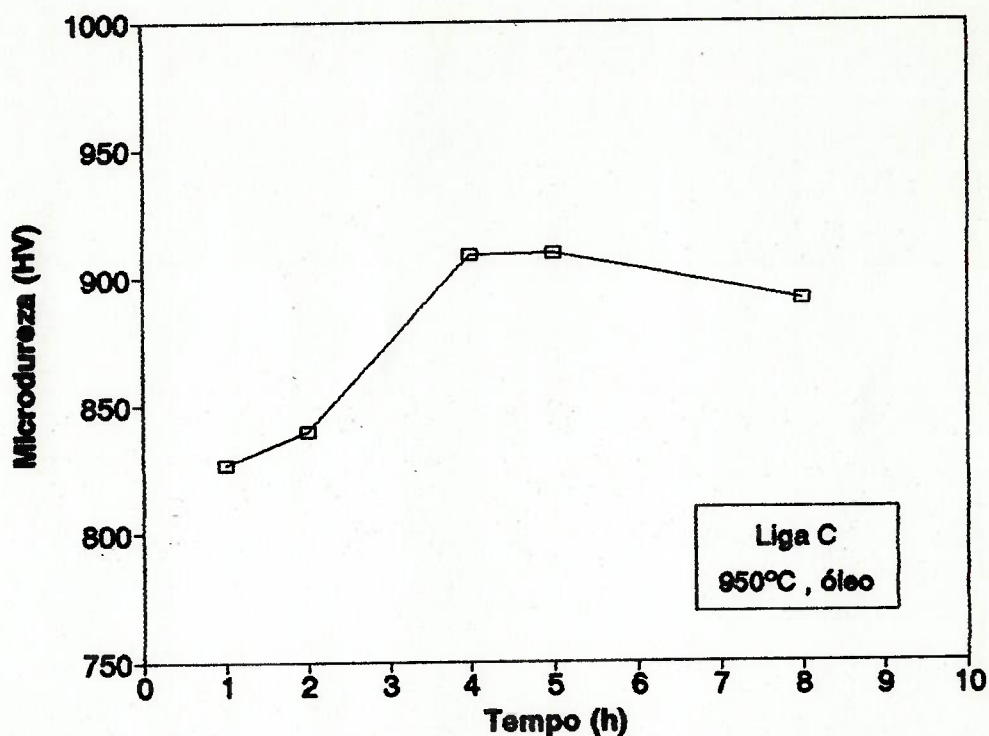


Figura 52. Microdureza em função do tempo de tratamento. Ensaio preliminar.

Nesses e em outros tratamentos, a temperatura de 950°C e o tempo de 5 horas foram estabelecidos com base em uma série de experimentos preliminares, cujos resultados são resumidos na figura 52. Considerou-se que as durezas obtidas com esta combinação de temperatura e tempo eram

indicativas de uma suficiente desestabilização da austenita.

Embora fosse desejável a utilização de têmpera em óleo, que permitiria tornar irrelevantes eventuais diferenças de temperabilidade entre as ligas, experimentos preliminares indicaram a necessidade de utilizar-se têmpera em um meio menos severo. Isto deveu--se a dois fatores: a elevada fração volumétrica de carbonetos de algumas ligas e a utilização de marcação das bolas por meio de furos, condições que levaram ao trincamento de corpos de prova resfriados em óleo. Por este motivo, as têmperas foram realizadas com ar soprado. Experiências preliminares com lotes de bolas iguais aos utilizados para produzir os corpos de prova definitivos permitiram verificar que com o equipamento de sopro de ar utilizado não ocorreram variações nas durezas obtidas em bolas amostradas em diferentes posições do lote tratado. O intervalo de valores de dureza foi de no máximo 1 ponto HRC, em vários conjuntos de bolas, não se verificando correlação das pequenas variações com variáveis do processo.

A temperatura de revenido foi selecionada com base nos resultados apresentados na figura 15. A realização de 1 hora de revenido antes do tratamento sub-zero visou minimizar o risco de ocorrência de trincamento durante este tratamento. O tratamento adicional por mais 1 hora visou revenir a martensita eventualmente formada durante o tratamento a baixa temperatura.

Os tratamentos 3, 4 e 5 tiveram como objetivo criar uma sequência de porcentagens de "perlita" na matriz. Experimentos preliminares foram efetuados para estabelecer tempos e temperatura de manutenção das bolas em banho de sal, para se obter diferentes porcentagens de eutetóide. O tratamento 5 permite a transformação completa da austenita para eutetóide. As pequenas dimensões do forno de banho de sal disponível resultaram em dificuldades experimentais para se obter sempre as porcentagens de eutetóide desejadas, conforme se discutirá mais à frente.

Experimentos preliminares com bolas de composição C mostraram que mesmo com tratamentos a 1150°C não foi possível obter microestrutura essencialmente austenítica. Optou-se, então, por elaborar uma nova liga, semelhante à C, mas com teor mais elevado de manganês e adições de níquel e cobre como estabilizantes da austenita. Desta forma obteve-se microestrutura essencialmente austenítica no estado bruto de fundição.

Os tratamentos descritos acima foram realizados em forno elétrico tipo mufla, de grandes dimensões em relação ao tamanho dos lotes de corpos de prova. As temperaturas de manutenção foram controladas mantendo-se uma bola instrumentada dentro de cada lote tratado, verificando-se variações inferiores a 5°C para mais ou para menos, em relação à temperatura nominal. A instrumentação da bola consistiu em introduzir um termopar protegido em um furo que atingia o centro da bola.

Nos tratamentos em nitrogênio líquido as bolas foram mantidas submersas por 15 minutos a partir do fim da "fervura" do líquido. Através da utilização de uma bola instrumentada, verificou-se que, nestas condições, atingia-se a temperatura de  $-196^{\circ}\text{C}$ . Experiências preliminares realizadas com uma liga com 16%Cr e 2,6%C haviam mostrado que o tratamento em nitrogênio líquido após têmpera de  $1000^{\circ}\text{C}$  produzia sistematicamente um pequeno aumento da dureza, como indica a tabela 9.

Tabela 9. Resultados de experiências preliminares de tratamento com nitrogênio líquido.

Condição	Dureza HRC	
	intervalo	média*
bruta de têmpera em óleo	65,0 a 66,0	65,6
bruta de têmpera em ar soprado	63,7 a 64,3	64,0
têmpera em óleo, subzero imediato	66,0 a 67,0	66,5
têmpera em ar, subzero imediato	64,0 a 65,0	64,8
têmpera em ar, subzero após 50h	64,3 a 65,0	64,8

\* resultados de 9 bolas, 3 impressões em cada.

A obtenção do material designado "aço-matriz" foi resultado de um "subprojeto", através do qual procurou-se obter uma microestrutura o mais assemelhada possível àquela da matriz de um FFBAC martensítico. Com base nos cortes



isotérmicos do diagrama Fe-Cr-C a 1150 e a 950°C , estabeleceu-se uma composição com 8% de cromo e 0,8% de carbono como representativa da matriz dos FFBAC utilizados nesta pesquisa; o teor de silício adotado, 1,1%, levou em consideração que este elemento não se dissolve nos carbonetos dos FFBAC, concentrando-se na matriz.

O tratamento inicial do aço consistiu em uma solubilização a alta temperatura, visando-se a posterior precipitação do excesso de carbono e cromo em temperatura mais baixa, na forma de carbonetos secundários, como os observados na matriz dos FFBAC. A tabela 10 mostra os resultados relativos à evolução da dureza do aço na última série de experiências preliminares. As microestruturas correspondentes são mostradas na figura 53.

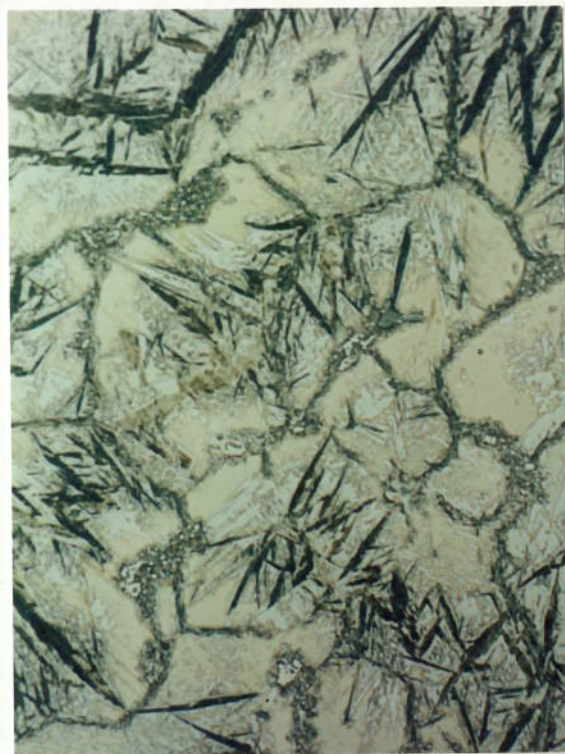
Tabela 10. Evolução da dureza do aço-matriz com o tempo de tratamento a 950°C, após solubilização a 1150°C.

Tempo de tratamento (h)	Dureza HRC
0	33
1	46
2	53
4	54
16	63*

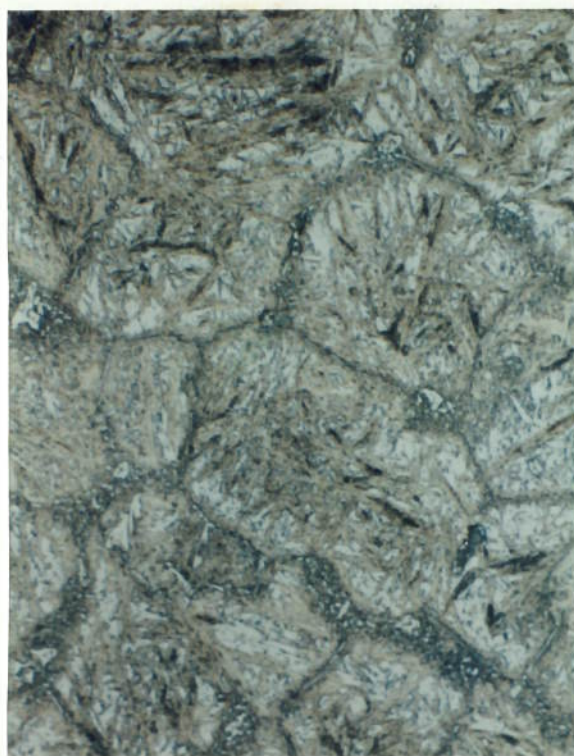
\* média de 7 amostras



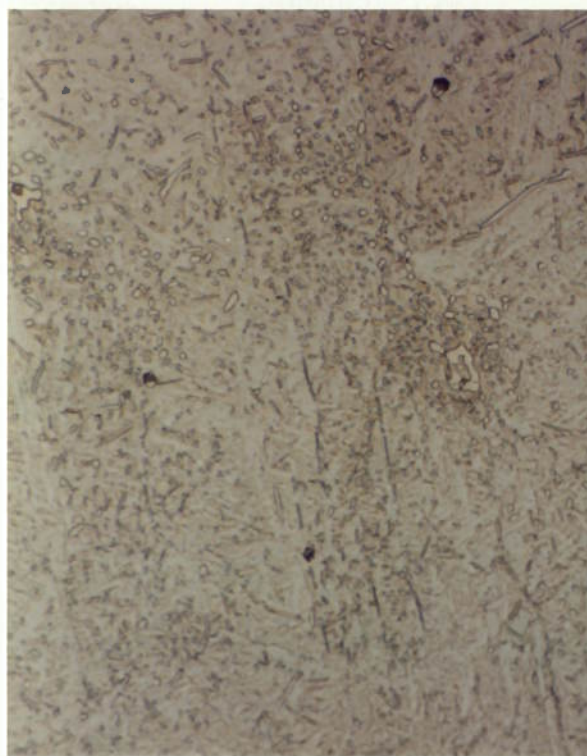
(a)



(b)



(c)



(d)

**Figura 53.** Evolução microestrutural durante o tratamento térmico do aço-matriz. (a) solubilização a 1150°C, resfriamento até 950°C, têmpera em óleo; (b) têmpera após 1 hora a 950°C; (c) têmpera após 4 horas a 950°C; (d) têmpera após 16 horas a 950°C.

Os lotes de bolas de composição A,B,D e E, todos submetidos ao tratamento térmico 1, foram suficientes para todos os ensaios de desgaste. Quanto à liga C, foram obtidos lotes únicos dos tratamentos 1, 2 e 5. Os tratamentos em banho de sal, 3 e 4, foram feitos em dois grupos: o primeiro foi utilizado nos ensaios de desgaste com hematita e com minério de fosfato, e o segundo nos ensaios de desgaste com areia de quartzo. As ligas brutas de têmpera, tratamento 7, também foram obtidas em lotes separados, relativos, respectivamente, aos ensaios com hematita ou apatita em um caso, e areia quartzosa, no outro. Também foram obtidos em lotes separados os corpos de prova de aço-matriz.

#### **4.3. Caracterização inicial dos corpos de prova**

A caracterização dos corpos de prova no estado anterior aos ensaios de desgaste consistiu em análises químicas, exames metalográficos qualitativos e quantitativos, determinação das densidades e ensaios de dureza. As análises químicas foram efetuadas por espectrometria de raios-X, com exceção das de carbono, analisadas por combustão.

Os resultados das análises químicas encontram-se na tabela 11.

Tabela 11- Resultados das análises químicas

Ligas	Composição química (%)					
	Cr	C	Si	Mn	Ni	Cu
Aço	8,0	0,80	1,10	1,30		
A	12,2	1,65	0,37	1,33		
B	15,6	2,21	0,47	1,22		
C	18,0	2,96	0,96	1,50		
D	20,0	3,34	0,38	1,12		
E	25,1	3,54	0,46	1,20		
C6	17,4	3,00	1,08	1,92	1,19	1,09

O teor de enxofre manteve-se em 0,019% em todas as ligas. O teor de fósforo manteve-se em torno de 0,040%.

As composições químicas e os tratamentos térmicos utilizados permitiram constituir duas séries de corpos de prova, uma em que se variou a fração volumétrica de carbonetos (Vvk), mantendo-se essencialmente constante a microestrutura da matriz metálica, e outra em que se variou a microestrutura da matriz metálica, mantendo-se constante a Vvk.

Preliminarmente foram efetuadas verificações da homogeneidade dos corpos de prova, observando-se a microestrutura em várias posições, tanto radialmente como ao longo de diferentes "longitudes e latitudes" das bolas, não se constatando variações significativas.

Os registros fotográficos apresentados correspondem a posições cerca de 1 mm abaixo da superfície, sendo representativos dos materiais que vieram a ser desgastados nos ensaios abrasivos.

Nestas mesmas posições foram realizadas as determinações de metalografia quantitativa. Foram efetuadas contagens das frações volumétricas de carboneto ( $V_{vk}$ ) e de eutético ( $V_{VE}$ ) e mediram-se os números de intersecções destes constituintes com uma linha,  $N_{Lk}$  e  $N_{LE}$ . Determinaram-se também as porcentagens de eutetóide ("perlita") nas diversas microestruturas.

As contagens de frações volumétricas seguiram os procedimentos da norma ASTM E 562-83<sup>132</sup>, utilizando-se uma grade de 25 pontos, sobre 60 campos.

Para as determinações de  $N_{Lk}$  e  $N_{LE}$ , utilizou-se um círculo, efetuando-se as contagens sobre 40 campos. Nas contagens de  $N_{LE}$  trabalhou-se com aumento de 200 vezes, e a circunferência do círculo era de  $1234\mu\text{m}$ . Na medição de  $N_{Lk}$ , utilizou-se aumento de 800 vezes para as ligas B, C e D, e de 400 vezes para liga A, correspondendo, respectivamente, a circunferências de 311 e  $615\mu\text{m}$ . Na liga E, contou-se o  $N_L$  relativo aos carboneto pró-eutéticos, com aumento de 200 vezes.

As densidades dos materiais foram determinadas pelo método de Arquimedes, pesando-se cada amostra dentro e fora da água. As amostras foram os pinos dos ensaios contra lixas, que sofreram limpeza em ultrassom e secagem por 30 minutos a  $140^\circ\text{C}$ . A água utilizada nas pesagens recebeu adição de 1 gota de detergente "Teepol".

Foram determinadas as durezas Rockwell C das bolas nas seguintes condições: após o tratamento térmico,

depois da realização de um desgaste preliminar ("run in"), no meio do ensaio de desgaste e no fim do ensaio de desgaste.

Nas determinações de dureza considerou-se essencial caracterizar quanto a esta propriedade as superfícies que seriam solicitadas pelos abrasivos. Assim, as medidas de dureza foram tomadas diretamente sobre as bolas, sem que fossem efetuados cortes de amostras. Com isto evitou-se também a introdução de desvios nos valores medidos, que poderiam ocorrer em consequência de cortes com discos abrasivos ("cut-off"). Em estudo anterior realizado no IPT<sup>133</sup>, verificou-se que ligas não revenidas ou com elevadas Vvk eram as mais sensíveis ao corte com disco abrasivo, observando-se quedas de 1 a 3 pontos na dureza Rockwell C em relação a medidas efetuadas em amostras não submetidas a corte.

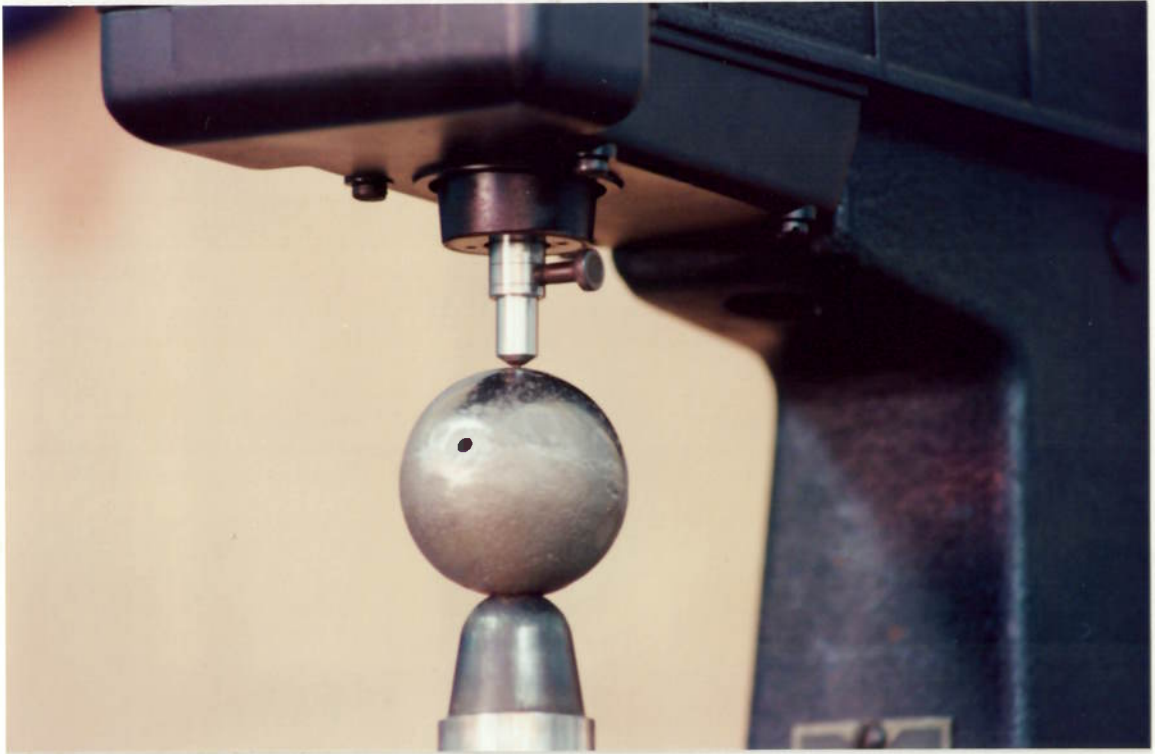
Devido às irregularidades superficiais e às alterações microestruturais na camada mais externa das bolas, típicas do processo de fundição e tratamento térmico, a medição de dureza das bolas requereu a remoção de uma espessura de material, de aproximadamente 0,5 mm. Para isto, uma seção plana de tamanho suficiente para a realização de várias impressões de dureza era preparada metalograficamente no topo de cada bola não desgastada.

Após a realização de um desgaste preliminar ("run in"), e mais ainda no decorrer dos ensaios de desgaste, as superfícies das bolas tornaram-se suficientemente regulares para se poder realizar as medidas de dureza diretamente sobre elas, sem nenhum preparo adicional. Desta maneira,

pôde-se obter valores representativos da dureza superficial, permitindo avaliar-se o efeito do encruamento provocado pela interação com os abrasivos.

Para poder realizar os ensaios de dureza diretamente sobre as bolas, utilizou-se um dispositivo de apoio adequado especificamente para esta geometria de corpo de prova. Na figura 54, vê-se o equipamento utilizado e o detalhe de um bola posicionada para o ensaio. No início de cada sessão de medidas de dureza, aferia-se o durômetro com um padrão cuja dureza nominal é de 65HRC.

Em alguns corpos de prova realizaram-se ensaios de microdureza Vickers, utilizando-se um equipamento "Tukon". Estes ensaios visaram comparar a microdureza da matriz na região imediatamente abaixo da superfície desgastada com a microdureza em regiões afastadas da superfície. Visou-se com isto verificar o grau de encruamento provocado pela ação dos abrasivos. Deve-se destacar que os valores obtidos tem significado apenas para comparação em um mesmo corpo de prova, já que foram utilizadas cargas diferentes em cada caso, para que se obtivessem impressões de tamanho compatível com as áreas de matriz disponíveis, mantendo sempre um afastamento, equivalente a cerca de 2 impressões, em relação aos carbonetos. Assim, enquanto que para a liga A foi possível utilizar uma carga de 50g, no caso da liga C foi necessário utilizar cargas menores, até de 10g.



**Figura 54.**  
Medição de dureza da  
superfície da bola e  
detalhe.



Conforme se verifica na norma de ensaio de microdureza<sup>134</sup>, cargas baixas resultam em valores de dureza mais baixos, principalmente no caso de materiais de elevada dureza, limitando-se portanto seu uso a comparações, sem significado absoluto.

A preparação metalográfica dos corpos de prova para ensaios de microdureza foi especialmente cuidadosa, visando evitar encruamento que poderia mascarar os resultados.

Para efeito de comparação, incluiu-se entre as amostras para microdureza algumas bolas retiradas do uso em moinhos industriais.

Alguns corpos de prova foram analisados em microsonda eletrônica para se verificar as composições químicas dos microconstituintes. Foram analisadas regiões de carbonetos primários e regiões da matriz, procurando-se obter medidas tanto em regiões contendo carbonetos secundários quanto em regiões isentas deste microconstituente.

Um conjunto de amostras representativas dos materiais estudados foram examinados quanto às frações de austenita retida, através de difratometria de raios-X.

#### **4.4. Caracterização dos abrasivos**

Foram utilizados como abrasivos: minério de ferro, minério de fosfato e areia quartzosa.

O minério de ferro, designado simplesmente Hematita no decorrer deste trabalho, foi fornecido pela Samarco Mineração S.A., sendo proveniente da mina de

Germano. Este minério constitui a alimentação da remoagem, sendo destinado à produção de pelotas. Sua composição é essencialmente de óxido de ferro, hematita, apresentando como contaminantes sílica livre e argila. A Tabela 12 apresenta o resultado de uma análise de classificação densitária, por faixa granulométrica, que permite distinguir, em cada granulometria os componentes densos- basicamente hematita- e leves -sílica e argilas. Verifica-se, nesta análise, a presença predominante dos contaminantes nas faixas mais grossas.

Tabela 12- Classificação densitária por faixa granulométrica - minério de ferro.

Faixa granulométrica (mesh Tyler)	% Peso	% leves (d < 2.8)	% pesados (d > 2.8)
+ 28#	0,56	77,40	22,60
-28# +35#	0,97	55,57	42,43
-35# +48#	1,22	41,67	58,33
-48# +65#	1,95	21,57	78,43
-65# +100#	5,74	6,99	93,01
-100# +150#	8,80	2,28	97,72
-150# +200#	15,16	0,84	99,16
-200# +270#	15,85	---	100,00
-270# +325#	15,68	---	100,00
-325# +400#	14,62	---	100,00
-400#	19,45	---	100,00
TOTAL	100,00	2,65	97,35

O minério de fosfato ou rocha fosfática, designado como "Apatita" ao longo deste trabalho, foi fornecido pela Fosfértil - Fertilizantes Fosfatados S.A., sendo proveniente da mina de Tapira. O material fornecido provém da alimentação da remoagem. A composição mineralógica típica, informada pela empresa é apresentada na Tabela 13.

Tabela 13- Composição mineralógica do minério de fosfato  
- mina de Tapira

Mineral	Peso (%)
Apatita	19
Anatásio	2
Perovskita	10
Opacos	5
Magnetita	18
Agregados	2
Calcita	3
Piroxênio	14
Mica-Argila	20
Serpentina	1
Sílex	5

A granulometria de liberação da apatita corresponde à malha de 65 mesh.

A areia quartzosa, designada simplesmente "sílica" ou "quartzo", foi fornecida pela mineração Jundu, de Descalvado(SP), sendo uma areia de fundição "fina" típica, correspondente à classificação de módulo AFS 90/100. É constituída essencialmente de quartzo, com menos de 1% de impurezas.

Para realização dos períodos de "run in", utilizou-se uma areia "grossa", fornecida pela Divisão de Construção Civil do IPT, onde é utilizada na composição de areias padronizadas para ensaios de concreto (Areia Normal Brasileira).

Foram realizadas análises granulométricas dos abrasivos, nas seguintes condições: alimentação e produto de moagem (saída do moinho). Os resultados aparecem na Tabela 14 e na figura 55.

Tabela 14- Análise granulométrica dos abrasivos.

Malha		"run-in"		Apatita		Hematita		Quartzo	
#	µm	A*	P.M.*	A*	P.M.*	A*	P.M.**	A*	P.M.**
4	4,8	-	-	-	-	-	-	-	-
6	3,4	-	-	2,84	1,77	-	-	-	-
8	2,4	-	-	8,88	5,10	-	-	-	-
10	1,7	-	-	12,62	6,84	-	-	-	-
14	1,2	1,54	-	25,49	11,73	-	-	-	-
16	1,0	-	-	-	-	0,08	-	-	-
20	0,84	34,01	4,91	36,68	15,75	0,23	-	-	-
28	0,60	48,34	5,41	-	-	-	-	-	-
35	0,42	72,82	32,15	54,24	25,73	1,34	-	1,59	0,28
48	0,30	82,25	45,93	59,03	30,74	2,48	0,46	5,08	1,23
65	0,21	88,11	60,66	64,97	40,20	4,31	1,00	17,45	5,23
100	0,150	90,36	75,74	71,54	55,75	9,20	3,62	67,87	40,43
150	0,105	96,36	83,81	76,11	67,64	17,20	11,42	93,97	72,18
200	0,075	98,91	88,70	79,91	75,92	31,59	27,31	99,26	86,51
270	0,053	99,65	92,27	83,39	81,91	48,34	49,11	100,00	92,47
325	0,044	100,00	100,00	100,00	-	71,71	67,15	-	-
400	0,037	-	-	-	83,49	84,18	73,29	-	93,26
<400	<0,037	-	-	-	100,00	100,00	100,00	-	100,00

A = Alimentação do moinho

(\*) média de 2 determinações

P.M. = Produto de moagem

(\*\*) média de 3 determinações

(-) peneira não utilizada na análise granulométrica

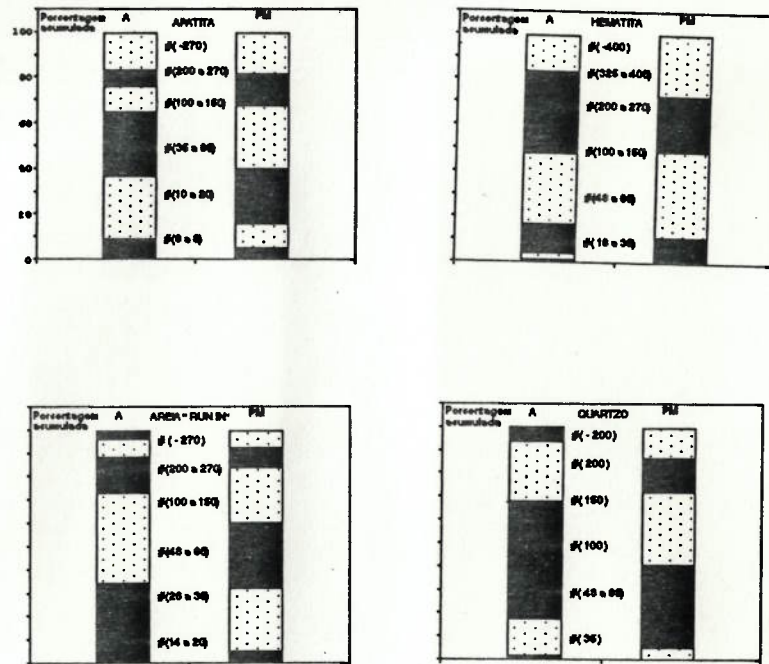
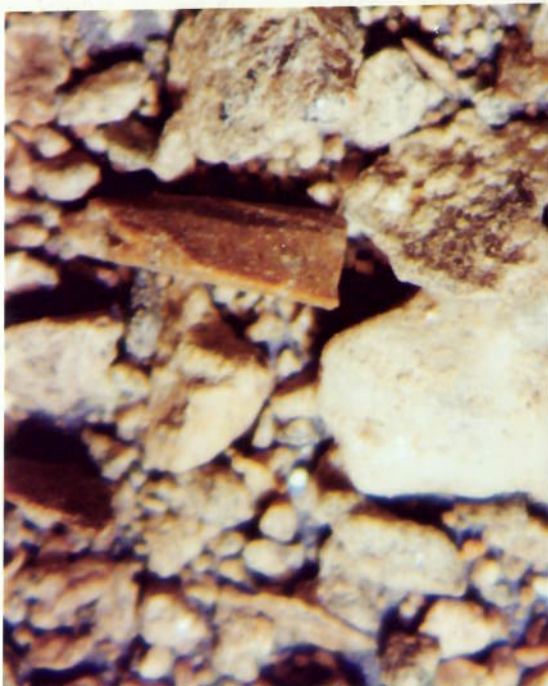
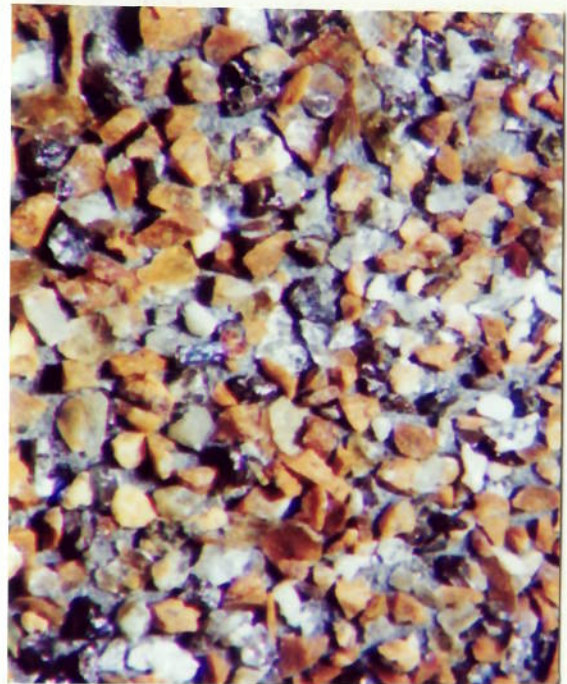


Figura 55. Gráficos de distribuição granulométrica dos abrasivos

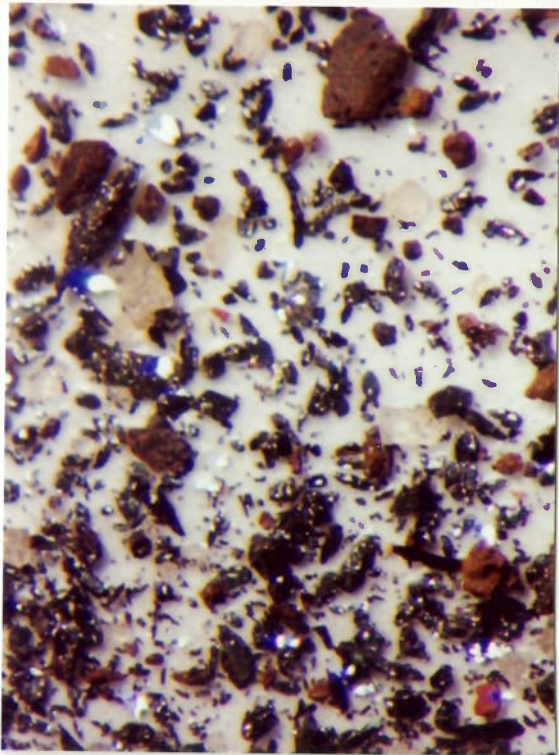
O aspecto típico dos grãos dos abrasivos pode ser observado na figura 56.



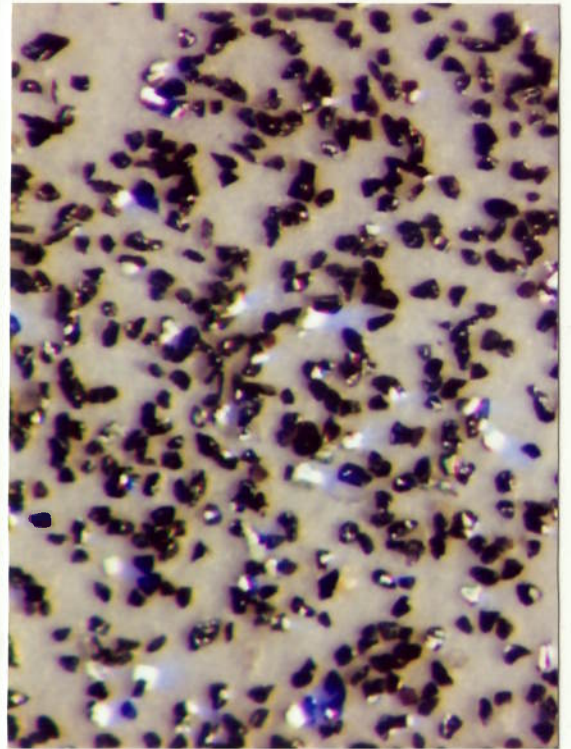
(a)



(b)



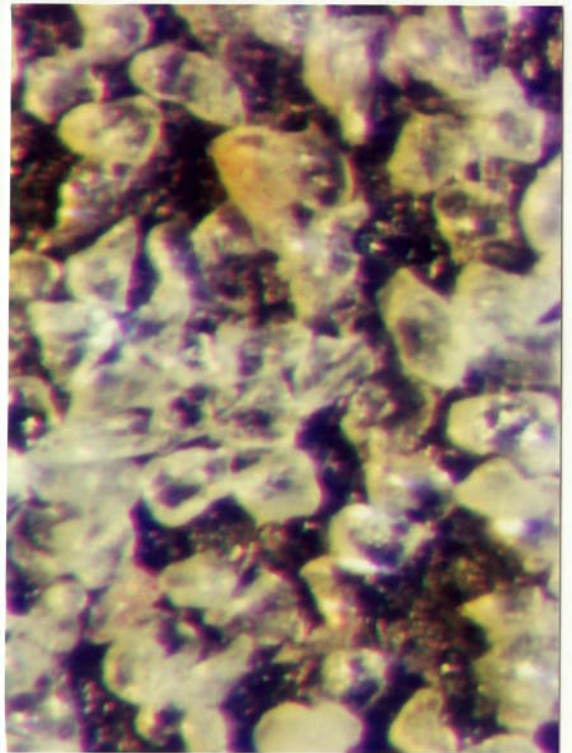
(c)



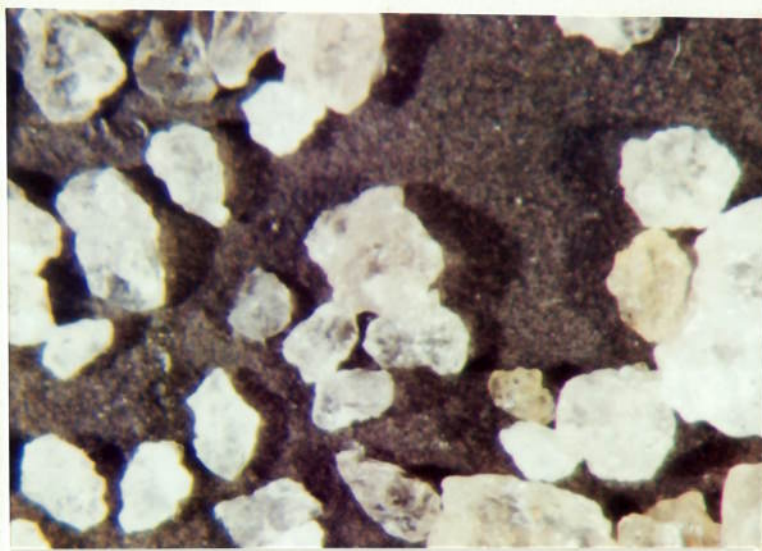
(d)



(e)



(f)



(g)

Figura 56. Aspecto típico dos grãos dos abrasivos. (a) Apatita-alimentação; (b) Apatita-produto de moagem; (c) Hematita-alimentação; (d) Hematita-produto de moagem; (e) Quartzó--alimentação; (f) Quartzó-produto de moagem; (g) "run-in"-produto de moagem.

Determinou-se o "work index",  $W_i$ , do minério de fosfato. A granulometria inicial dos demais abrasivos não era adequada para a realização desta medida, obtendo-se apenas valores de literatura. Também da literatura foram obtidos valores para as durezas típicas destes materiais. A Tabela 15 apresenta os valores encontrados.

Tabela 15- Características dos abrasivos,  $W_i$  e dureza

Minério	$W_i$ (kwh/sht)	Dureza HV	Referência
Apatita	13,6	300(*)	Avery(104)
Hematita	12,4	400 a 600	Avery(104)
Quartzó	14,4	1000	Prasad e Kosel(135)

(\*) A rocha fosfática é composta de vários minerais, a maioria de menor dureza que a apatita, como argilas e silicatos. Com dureza maior encontra-se a magnetita (400 a 600HV) e sílex, este presente em pequena quantidade.

#### 4.5. Ensaio de desgaste em moinho de bolas

Utilizou-se moagem a úmido, contínua, em moinho de laboratório, ensaiando-se simultaneamente bolas das 12 diferentes condições metalúrgicas. Para isto, utilizaram-se bolas identificadas por códigos de furos, em lotes de 12 bolas de cada tipo. Algumas exceções são indicadas nas tabelas de resultados.

Este tipo de ensaio apresenta boa reprodutibilidade, e, potencialmente, boa transferibilidade dos resultados para condições de utilização em escala industrial. Por outro lado, consome muito tempo e materiais, em comparação com testes de bancada como pino contra lixa, trilha e roda de borracha.

Os ensaios foram efetuados em moinho de bolas de laboratório, marca Denver. Esse moinho possui uma câmara de moagem de 40cm de diâmetro por 40cm de comprimento, com revestimento liso, de chapa de aço. Sua capacidade de processamento é de aproximadamente 70 kg/h.

Durante os ensaios, a carga, incluindo polpa e corpos moedores, ocupava cerca de 40% do volume do moinho.

A operação foi em regime contínuo, a úmido, com velocidade de 53 rpm, correspondente a 70% da velocidade crítica.

A carga inicial de bolas foi constituída de:

- 27 kg de bolas de 25 mm de diâmetro (aproximadamente 400 bolas)
- 27 kg de bolas de 35 mm de diâmetro (aproximadamente 160 bolas)



- 71 kg de bolas de 50 mm de diâmetro (144 bolas)

As bolas de 25 mm e de 35 mm foram fundidas em ferro fundido branco de alto cromo, mas não foram caracterizadas detalhadamente, por não serem objeto do ensaio.

As 144 bolas de 50 mm de diâmetro eram constituídas por grupos de 12 bolas, correspondentes às 12 condições metalúrgicas estudadas.

Para poder ensaiar simultaneamente todas as bolas utilizou-se um código com 1, 2 ou 3 furos, em disposições geométricas facilmente identificáveis. Os furos eram de 3 mm de diâmetro e 4 mm de profundidade, introduzindo uma perturbação mínima no ensaio.

Utilizou-se uma carga nova de bolas de 50 mm de diâmetro para cada abrasivo estudado.

A escolha dos abrasivos baseou-se nos seguintes fatores:

- disponibilidade e interesse econômico, já que a colaboração de empresas foi fundamental para se obter as grandes quantidades de materiais representativos de condições industriais de moagem;
- espectro amplo de propriedades dos abrasivos, pois desejava-se estudar condições de abrasividade bem diferenciadas
- metodologia: a inclusão da areia de quartzo visou estudar, de maneira isolada, o efeito do mineral mais

frequentemente encontrado como contaminante abrasivo em muitos casos práticos.

Em todos os ensaios efetuou-se um período preliminar de moagem, designado geralmente como "run in" na literatura de ensaios de desgaste. Este desgaste preliminar é essencial para se conseguir:

- remover heterogeneidades superficiais decorrentes dos processos de fundição e tratamento térmico;
- remover a estrutura coquilhada presente em bolas de algumas composições.

Com relação ao segundo item, foram medidas regiões coquilhadas estendendo-se até cerca de 200  $\mu\text{m}$  a partir da superfície, para algumas composições. Do ponto de vista da metodologia do ensaio, considerou-se importante remover esta região, visto que em condições de uso industrial de bolas fundidas a região coquilhada responde por uma parcela muito pequena da vida útil da bola, que se prolonga por meses. Pode-se afirmar que praticamente todo o desgaste nestas condições ocorre na região de solidificação colunar. Já em um ensaio de laboratório, restrito a no máximo algumas centenas de horas de moagem, uma parcela grande, eventualmente majoritária, do desgaste ocorreria na região coquilhada. Isto comprometeria a transferibilidade dos resultados.

Com base no exposto acima, adotou-se como meta do "run in" a remoção da região coquilhada. Como critério complementar, considerou-se que o "run in" estaria completado ao atingir-se uma taxa de desgaste estável,

para cada liga ensaiada, o que acontece após a remoção das heterogeneidades superficiais.

Realizou-se um acompanhamento detalhado do "run in" que precedeu o primeiro ensaio de desgaste (Hematita). Durante a moagem com areia grossa, foram realizadas pesagens das bolas após vários tempos de moagem. Resultados típicos são mostrados no gráfico da figura 57. Verificou-se que, após um rápido desgaste inicial, a velocidade de desgaste estabilizou-se.

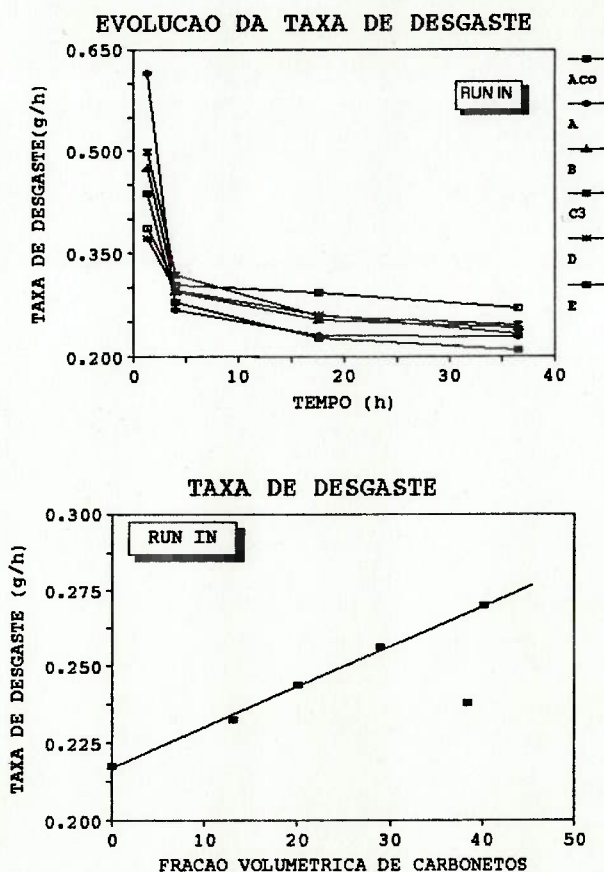


Figura 57. Taxas de desgaste durante o "run-in".  
(a) evolução durante o "run-in"; (b) taxa final, série Vvk

Os "run in" estenderam-se por 40 horas antes do ensaio com hematita, 55 horas antes do ensaio com apatita, e 30 horas antes do ensaio com quartzo.

A figura 58 mostra bolas antes e depois do "run in", podendo-se observar a suavização da rugosidade superficial. Para cada abrasivo ensaiado, retirou-se uma bola de cada tipo logo após o "run in", para caracterizá-las. O ensaio prosseguiu com 11 bolas de cada tipo. O mesmo procedimento foi repetido no meio dos ensaios, restando ao final 10 bolas de cada tipo.

Nos ensaios de moagem, utilizou-se o sistema de alimentação, controle de granulometria e recirculação esquematizado na figura 59. A figura 60 mostra a área de trabalho e os equipamentos utilizados, em funcionamento.



Figura 58a. Aspecto superficial das bolas antes e depois do "run-in".



Figura 58b. Grupo de bolas prontas para o início do ensaio.

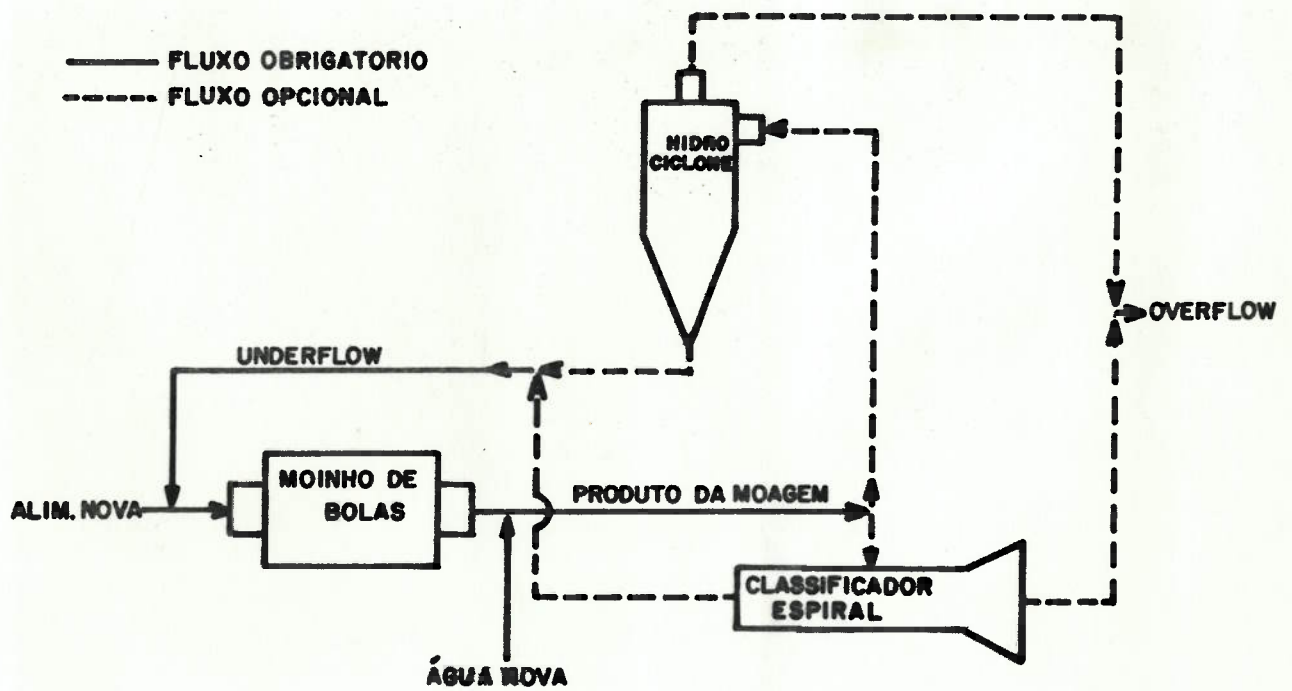


Figura 59. Esquema do sistema de alimentação, controle e recirculação dos abrasivos durante a moagem.

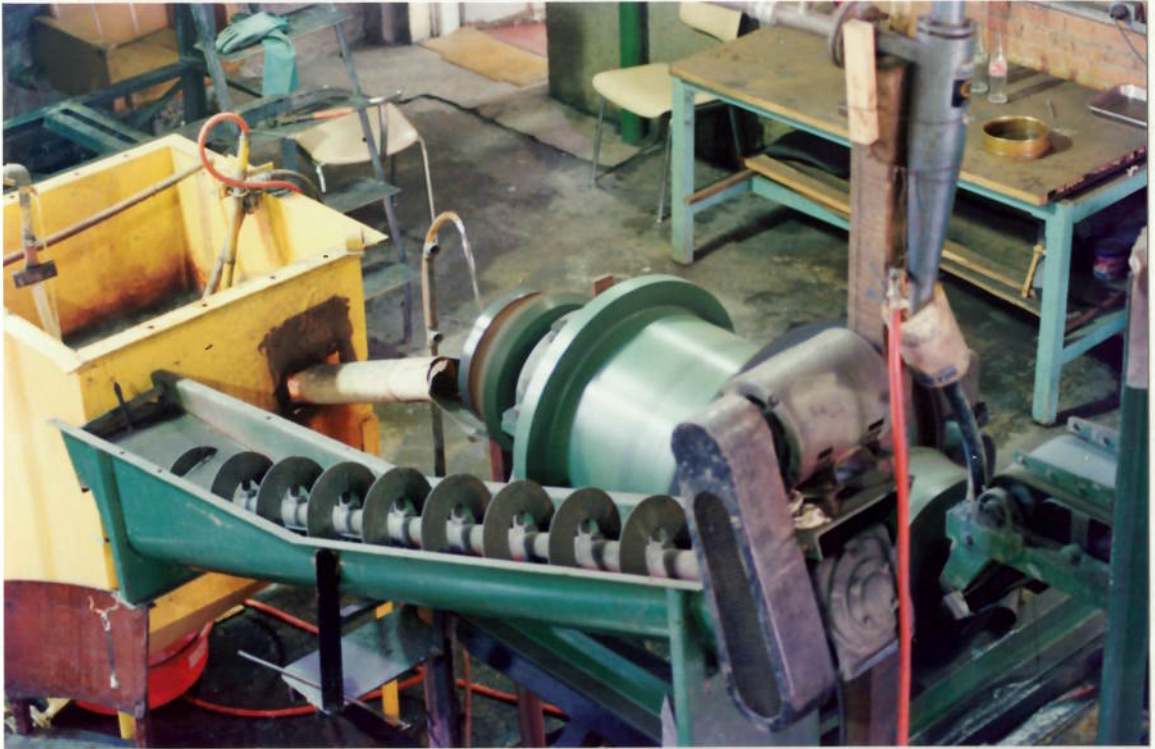


Figura 60.  
Equipamento de moagem

Um ciclo típico de ensaio de moagem compreendia:

- pesagem individual das bolas (10 a 12 de cada tipo) em balança eletrônica, com precisão até centésimos de grama;
- recarregamento das bolas no moinho e estabilização do sistema de alimentação, classificação e recirculação de minério;
- operação por dois dias, ininterruptamente;
- parada do moinho e remoção das bolas;
- lavagem das bolas em água corrente, seguindo-se limpeza em ultra-som, com acetona;
- secagem;
- pesagem, etc.

As condições específicas para cada minério foram:

Minério de ferro:

- tempo de "run in" (com areia grossa) : 40 h
- taxa de alimentação do minério novo : 70 kg/h
- %sólido da alimentação (novo+"under flow"): 60%
- malha de moagem : 325 mesh
- tempo total de moagem : 179 h
- quantidade moída : 15 t
- pH da polpa na saída do moinho : 7,2

Minério de fosfato

- tempo de "run in" (com areia grossa) : 55 h
- taxa de alimentação do minério novo : 50 kg/h
- %sólido da alimentação (novo+"under flow"): 60%
- malha de moagem : 65 mesh
- tempo total de moagem : 171 h

- quantidade moída : 10 t
- pH da polpa na saída do moinho : 6,5

Areia quartzosa 90/100 AFS

- tempo de "run in" (com areia grossa) : 30 h
- taxa de alimentação de areia nova : 70 kg/h
- %sólido da alimentação : 60%
- malha de moagem : 325 mesh
- tempo total de moagem : 207 h
- quantidade : 15 t
- pH da polpa na saída do moinho : 6,0

Visando-se verificar a ocorrência de corrosão, realizou-se um experiência preliminar em que bolas representativas de todas as condições estudadas foram utilizadas em dois períodos de moagem de talco, nas mesmas condições de operação do moinho dos demais ensaios deste trabalho. No primeiro período, o talco apresentava granulometria mais grosseira, resultado de britagem. No segundo período, a alimentação do moinho foi feita com o talco moído no primeiro período, sendo muito mais fino. Com estes ensaios, visou-se verificar se ocorriam perdas significativas de massa das bolas, mesmo durante a moagem de um material de baixíssima abrasividade, como o talco. Estas perdas, se ocorressem, poderiam ser atribuídas a corrosão.

No primeiro período, com o talco mais grosso, observaram-se taxas de desgaste muito baixas, entre 0 e 12mg/h. Na remoagem, não se conseguiu detectar perdas de



massa. Estes resultados mostram que ao praticamente anular-se a abrasividade do mineral moído não ocorria perda de massa, o que pode ser tomado como uma indicação de que perdas por corrosão não foram significativas nas condições de operação do moinho utilizado. A diferença de resultado entre a moagem e a remoagem reforça esta conclusão.

#### **4.6. Ensaio de pino contra lixa**

A realização de ensaios de pino contra lixa teve como objetivo manter um parâmetro de comparação dos materiais estudados em relação a uma série de estudos realizados recentemente no Brasil. Além disso, a comparação de resultados entre os dois tipos de ensaio, moinho e pino contra lixa, pode contribuir para se discutir a adequação desses ensaios de fácil execução para se prever ou estimar o comportamento dos materiais nas condições de moagem.

Os ensaios de pino contra lixa foram realizados no Laboratório de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Uberlândia. As características e parâmetros de operação do equipamento utilizado estão descritos na literatura<sup>126</sup>.

Para realização dos ensaios, pinos com 6,2 mm de diâmetro foram extraídos por eletroerosão de bolas previamente ensaiadas no moinho de bolas. Para garantir o perfeito assentamento, na vertical, da base do pino sobre a lixa, os pinos sofreram previamente retífica de acabamento que garantiu a planicidade da base e a ortogonalidade em relação ao eixo longitudinal.

Foram feitas duas séries de ensaios, utilizando-se os parâmetros detalhados a seguir:

**1a Série:**

- Abrasivo : SiC
- Granulometria : grana 80 (169 a 241 $\mu$ m)
- Carga : 19,65N
- Distância percorrida p/amostra : 330 cm
- Diâmetro da amostra : 6,2 mm
- Rotação do disco e da amostra : 25 rpm

**2a Série:**

- Abrasivo : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>
- Granulometria : grana 400 (20 a 50 $\mu$ m)
- Carga : 9,85N
- Distância percorrida p/amostra : 330 cm
- Diâmetro da amostra : 6,2 mm
- Rotação do disco e da amostra : 25 rpm

Cada resultado de "pin test" corresponde a 6 a 8 repetições do ensaio, cuja rotina é descrita a seguir:

- a. limpeza do pino em ultra-som, com acetona, por 2 minutos, seguindo-se secagem em ar comprimido.
- b. pesagem do pino em balança de precisão, até 10<sup>-4</sup> gramas.
- c. montagem de uma lixa nova sobre o disco.

d. fixação do pino no porta-amostra e acionamento da máquina.

Os ensaios com lixa de SiC foram feitos em primeiro lugar. Antes de iniciar o ensaio com alumina, foram efetuadas duas passagens do pino por uma lixa de alumina, com carga de 19,65 N, , como "run in" para eliminar efeitos deixados pelo abrasivo do ensaio anterior.

#### **4.7. Observações dos materiais após o desgaste**

Três tipos de observação foram efetuados sobre os corpos de prova ensaiados ao desgaste em moinho :

- metalografia por microscopia óptica do perfil de desgaste;
- microscopia eletrônica de varredura (MEV) de regiões polidas sobre as superfícies desgastadas;
- MEV das superfícies desgastadas.

Com base nos resultados dos ensaios de desgaste e nas características microestruturais das ligas, selecionou-se um grupo de corpos de prova para observação dos perfis de desgaste. O grupo selecionado abrangeu bolas ensaiadas com diferentes abrasivos e materiais com os menores e maiores Vvk, bem como cada um dos tipos de matriz metálica.

De cada bola, obteve-se uma amostra cortada ortogonalmente à superfície. As amostras assim obtidas foram embutidas em "baquelite" de alta dureza, para facilitar a preservação do perfil original, durante o preparo metalográfico.

Após o preparo metalográfico, os corpos de prova foram atacados com reagente de Villela, sendo então observados em banco metalográfico "Neophot", com aumentos até 1600 X, registrando-se fotograficamente os eventos que se considerou representativos dos mecanismos de desgaste atuantes.

Com o mesmo critério acima descrito, selecionaram-se bolas para observação no MEV. Neste caso, a preparação dos corpos de prova consistiu em efetuar-se polimento em pasta de diamante de 3 $\mu$ m diretamente sobre a superfície de desgaste das bolas. Desta forma criou-se uma pequena região, preparada metalograficamente, com cerca de 3 mm de diâmetro, imediatamente abaixo da superfície de desgaste e preservando as consequências da passagem do abrasivo. Foram efetuadas algumas análises por microsonda, visando-se identificar resíduos dos abrasivos.

A observação no MEV das superfícies de desgaste visou sobretudo verificar evidências do tipo de interação entre abrasivo e superfície metálica que ocorria no geral, bem como variações ocorridas em casos específicos, devidas às diferentes microestruturas.

## 5. Resultados

### 5.1. Caracterização metalográfica quantitativa

A Tabela 16 apresenta os resultados de metalografia quantitativa, relativos à estrutura de solidificação das ligas.

Tabela 16- Resultados de metalografia quantitativa.

LIGA	Vvk (%)	Vve (%)	$N_{LK}$ ( $\text{mm}^{-1}$ )	$N_{LCE}$ ( $\text{mm}^{-1}$ )
A	13,10	26,27	48	22
B	20,09	44,00	64	22
C	28,92	57,80	80	18
C6	29,17	60,96	77	21
D	38,30	-	132	4
E	40,77	-	4,1*	-

Vvk= fração volumétrica de carbonetos

VvE= fração volumétrica de eutético

$N_{LK}$ = número de intersecções de áreas de carboneto por unidade de comprimento

$N_{LCE}$ = número de intersecções de áreas de eutético por unidade de comprimento

\*carbonetos pró-eutéticos

A tabela 17 apresenta parâmetros microestruturais derivados daqueles apresentados na tabela anterior.

Tabela 17 - Parâmetros microestruturais derivados

Liga	Vvm (%)	VvD (%)	$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	$\lambda^{-1}$ ( $\text{mm}^{-1}$ )	$N_{LKE}$ ( $\text{mm}^{-1}$ )	d ( $\mu\text{m}$ )	dCE ( $\mu\text{m}$ )
A	86,90	73,73	18,1	55,2	183	2,7	11,8
B	79,91	56,00	12,5	80,0	145	3,1	20
C	71,08	42,20	8,9	112	138	3,6	32
C6	70,83	39,04	9,2	109	126	3,8	29
D	61,70	0	4,7	213	132	2,9	250
E	59,23	0	-	-	-	-	-

Vvm = 1 - Vvk (= fração volumétrica de matriz)

VvD = 1 - VvE (= fração volumétrica de dendritas)

$\lambda$  = (1 - Vvk)/ $N_{LK}$  (= caminho livre médio na matriz)

$N_{LKE}$  =  $N_{LK}/Vve$  (= número de intersecções de áreas de carbonetos por unidade de comprimento, nas regiões eutéticas).

d = Vvk/ $N_{LK}$  (= tamanho médio das intersecções de carboneto)

dCE = VVE/ $N_{LCE}$  (= tamanho médio dos interceptos de células eutéticas)

As ligas A,B,D,E e o aço-matriz não apresentaram perlita na microestrutura. As ligas da série C apresentaram perlita ou eutetóide de ferrita mais carbonetos esféricos, produzidos intencionalmente - tratamentos térmicos 3,4 e 5 -, ou , em pequenas quantidades, como consequência da menor temperabilidade desta liga. Esta menor temperabilidade decorreu de uma relação %Cr/%C ligeiramente mais baixa e de um teor de silício mais elevado.

A Tabela 18 apresenta os resultados de determinações de frações volumétricas de perlita. Os materiais são designados pela letra C, correspondente à composição química, acrescida do número que designa o tratamento térmico, conforme descrito no Quadro II. Nos casos em que lotes de tratamento térmico separados foram produzidos, acrescentou-se a designação HA ou Q, conforme os materiais tenham sido destinados aos ensaios de desgaste com Hematita ou Apatita, num caso, ou Quartzo, no outro.

Tabela 18- Porcentagem de perlita nas ligas da série C

Liga	%Perlita
C1	3,6±1
C2	1,7±0,5
C3HA	1,9±0,5
C3Q	3,4±1,0
C4HA	3,5±1,0
C4Q	7,7±1,7
C5	100
C7HA	1,7±0,5
C7Q	1,7±0,5

Microestruturas típicas das ligas estudadas são apresentadas nas figuras 61, 62 e 63. Na seqüência de micrografias da figura 61 observa-se a variação das frações

volumétricas de carboneto e de eutético. Na figura 62 vê-se o aspecto típico das matrizes austenítica e perlítica.

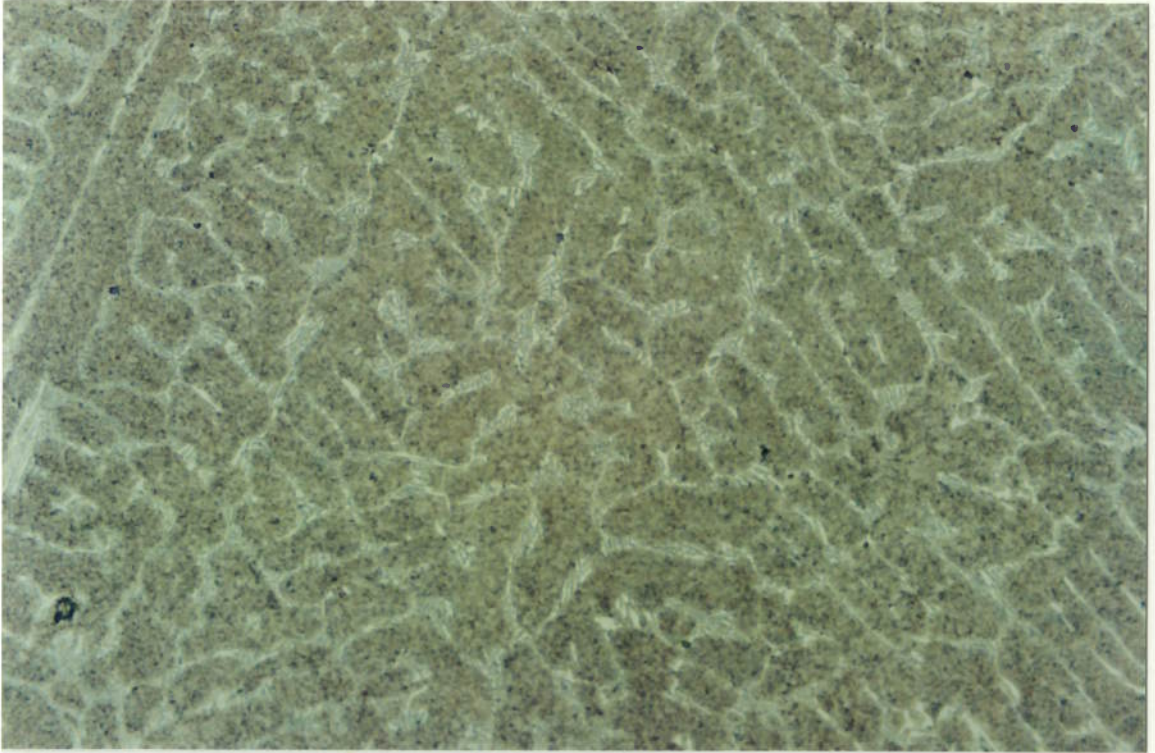


Fig.61(a). Liga A,200x

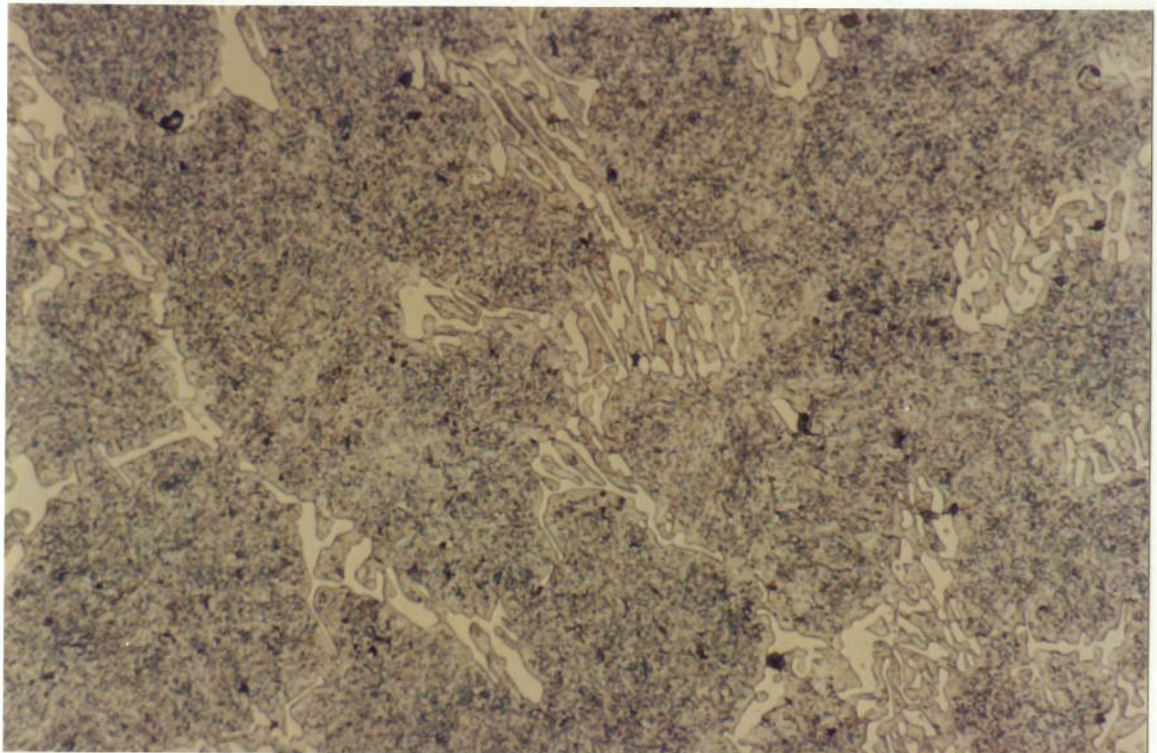


Fig.61(b). Liga A,1000x

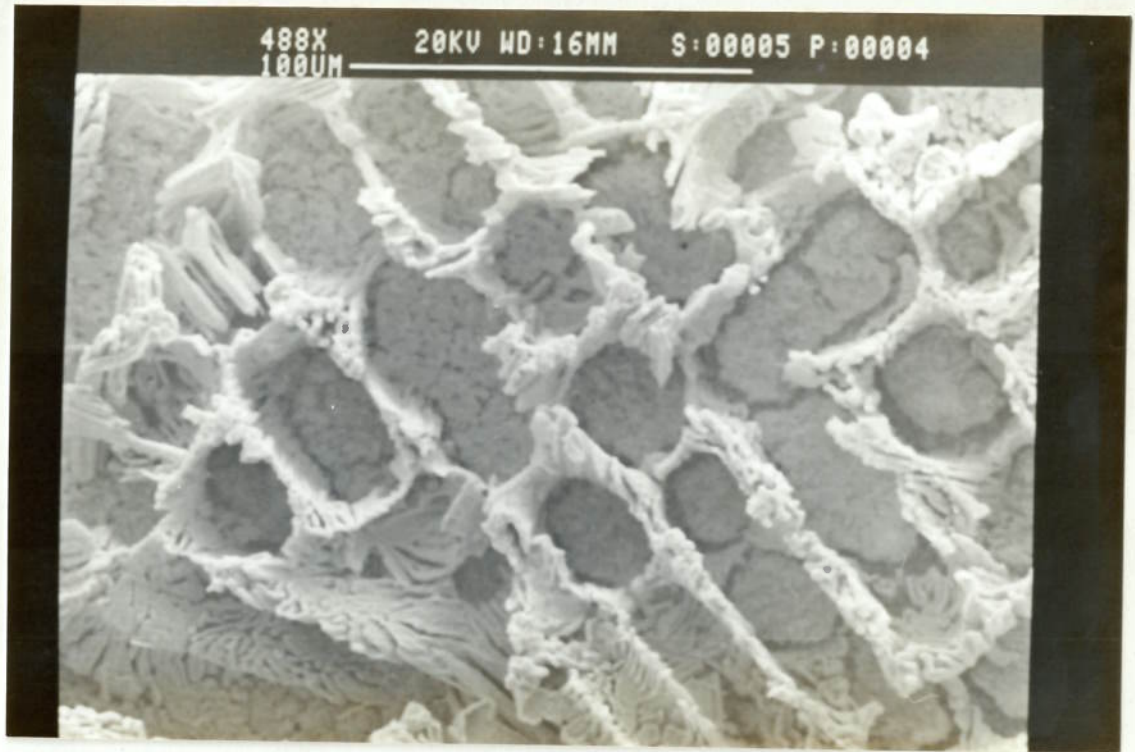


Fig.61(c). Liga A. Ataque profundo para remoção da matriz. MEV.



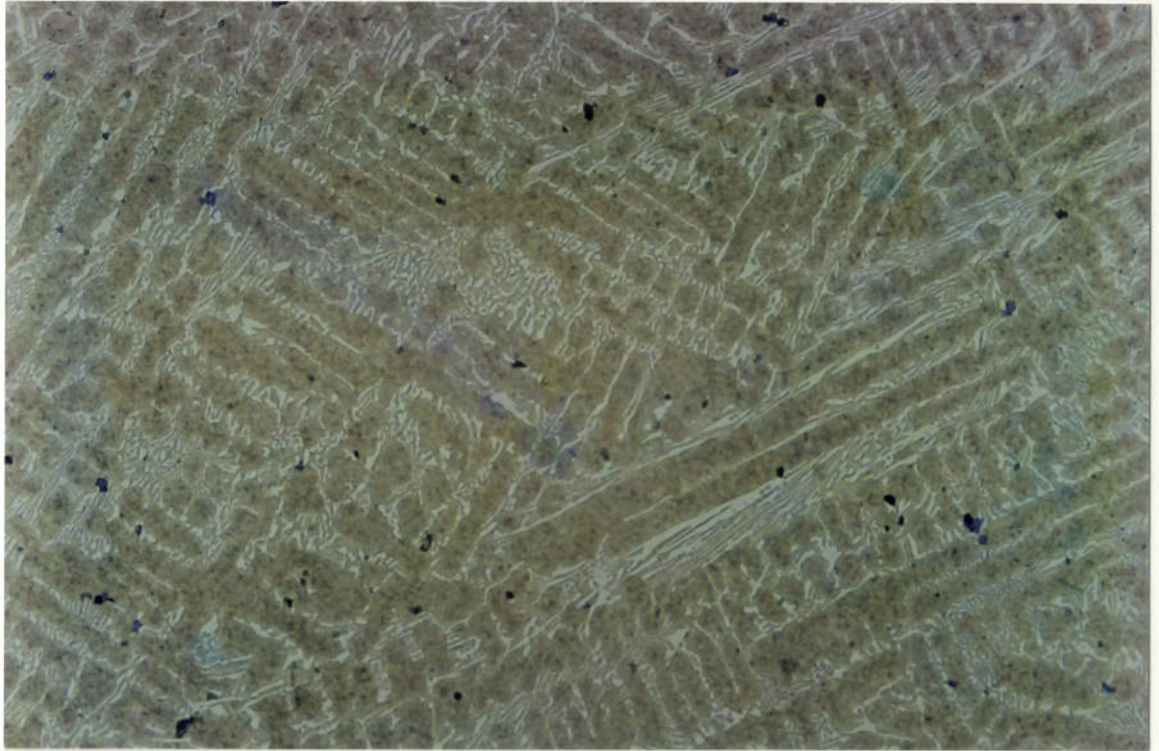


Fig.61(d). Liga B,200x

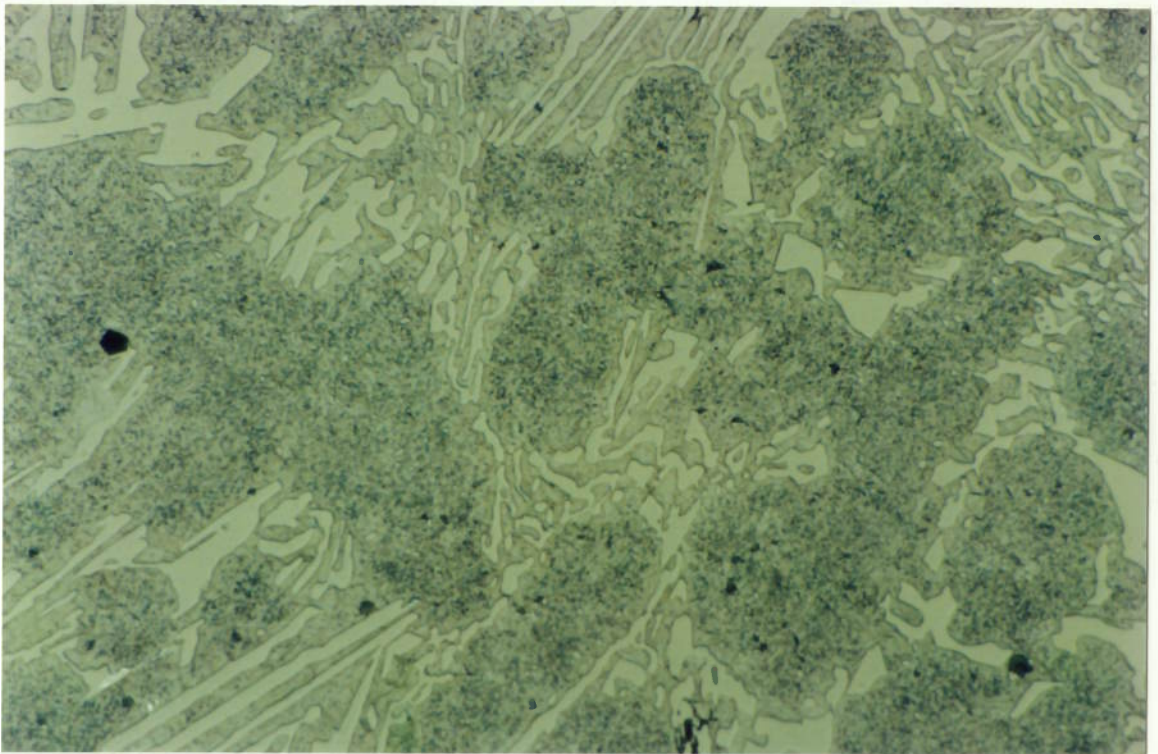


Fig.61(e). Liga B,1000x

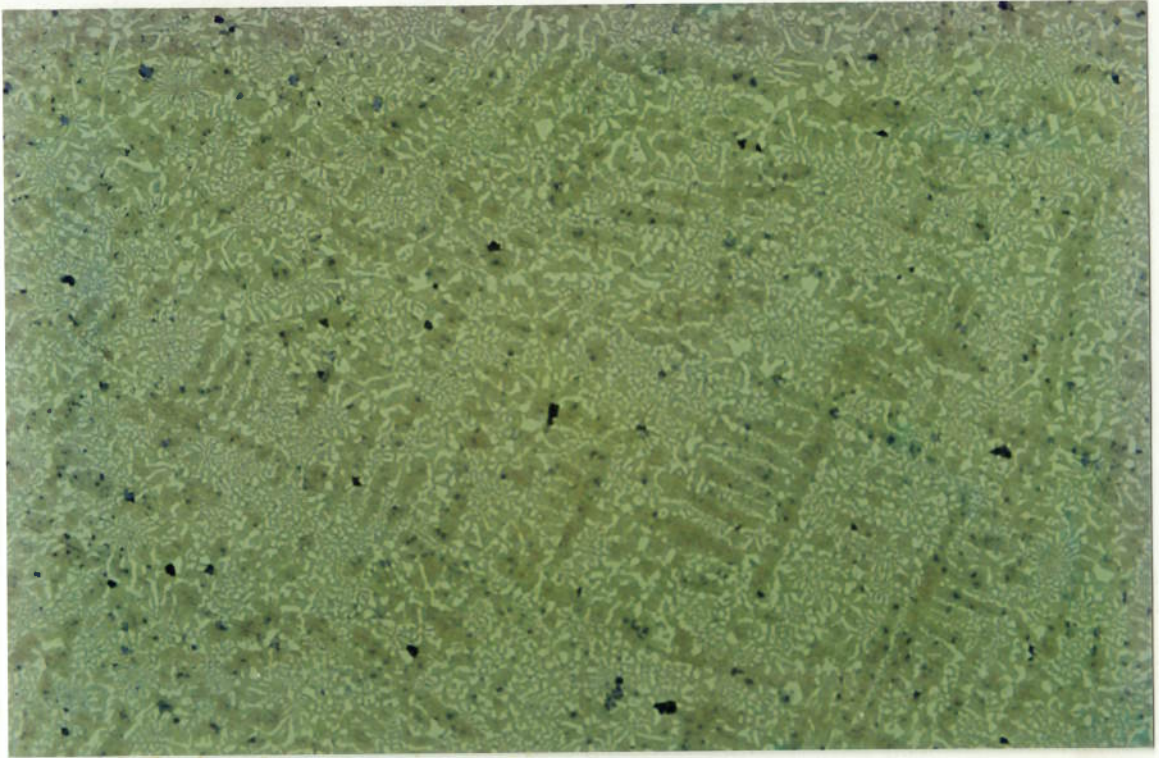


Fig.61(f). Liga C,200x

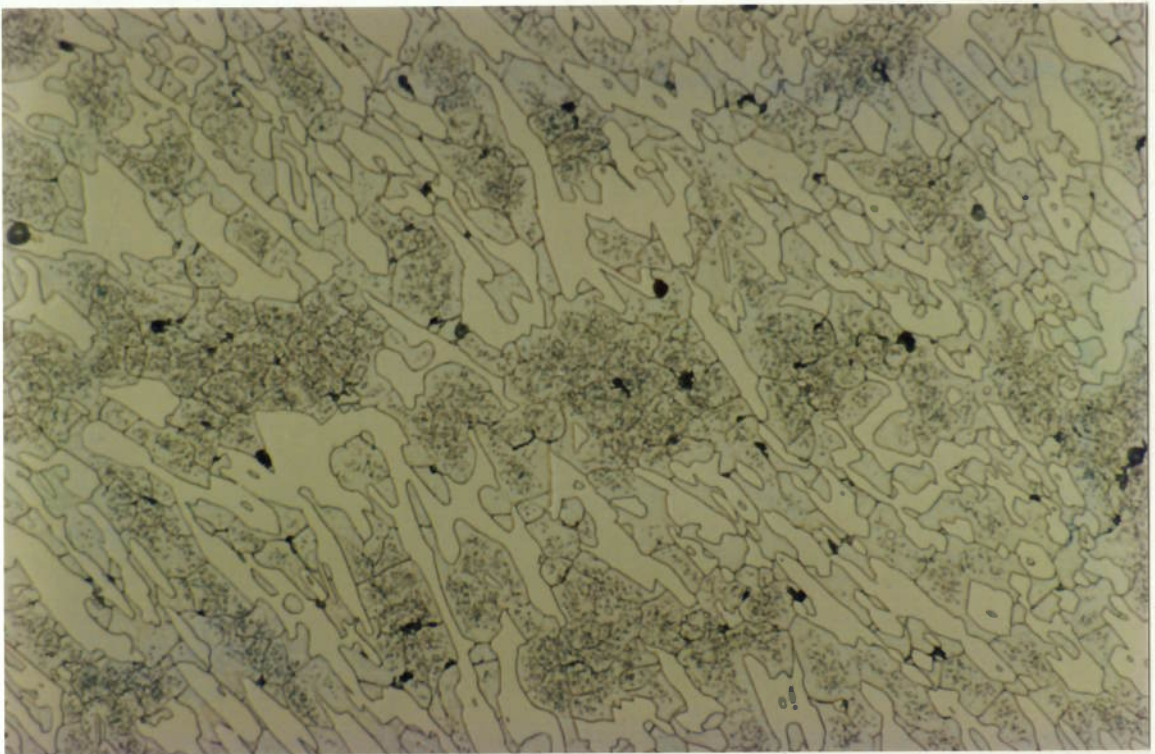


Fig.61(g). Liga C,1000x

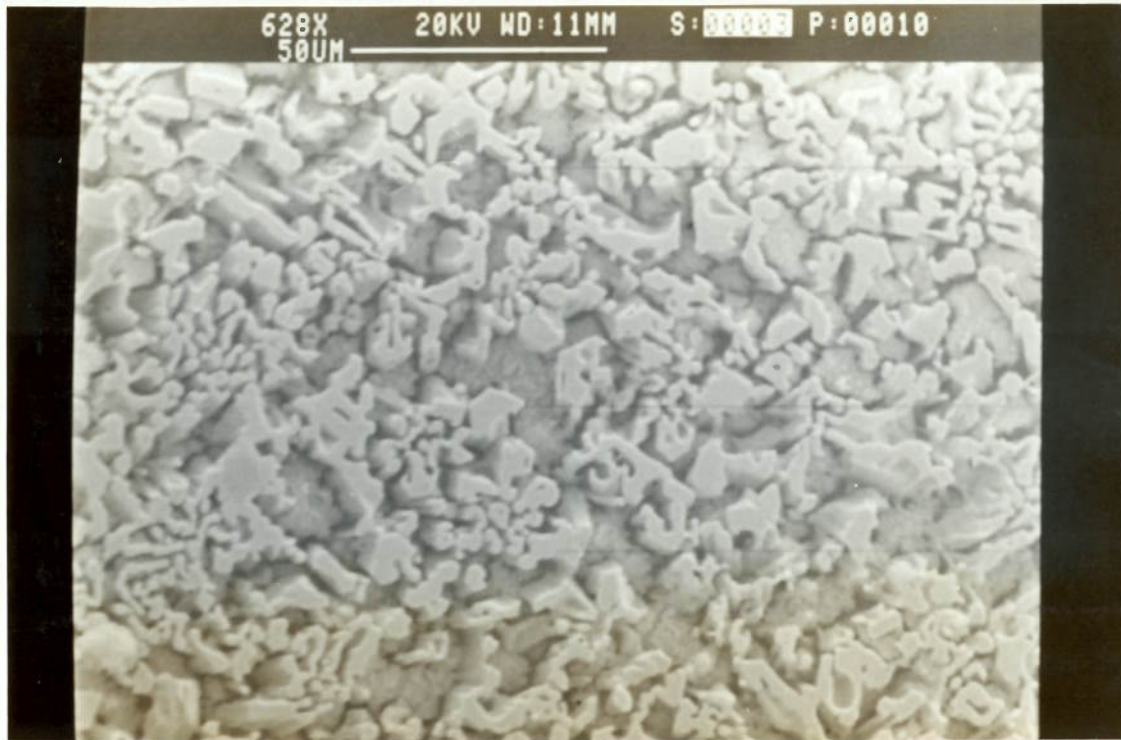


Fig.61(h). Liga C. Ataque profundo para remoção da matriz. MEV.

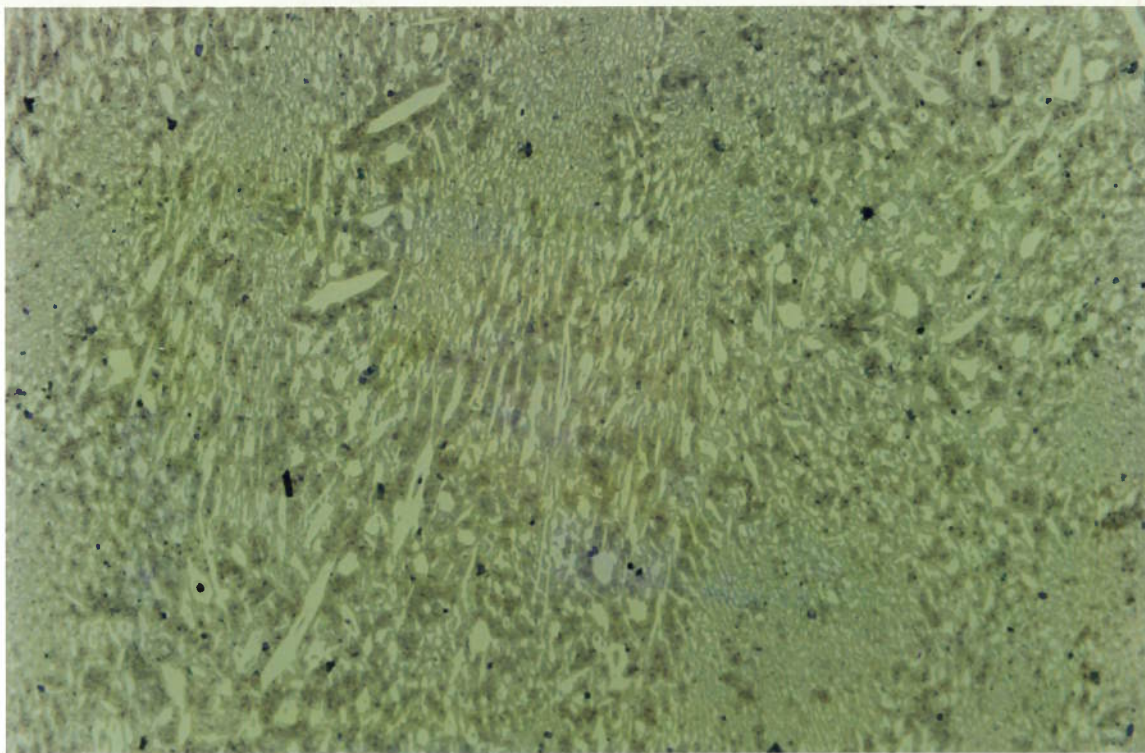


Fig.61(i). Liga D,200x

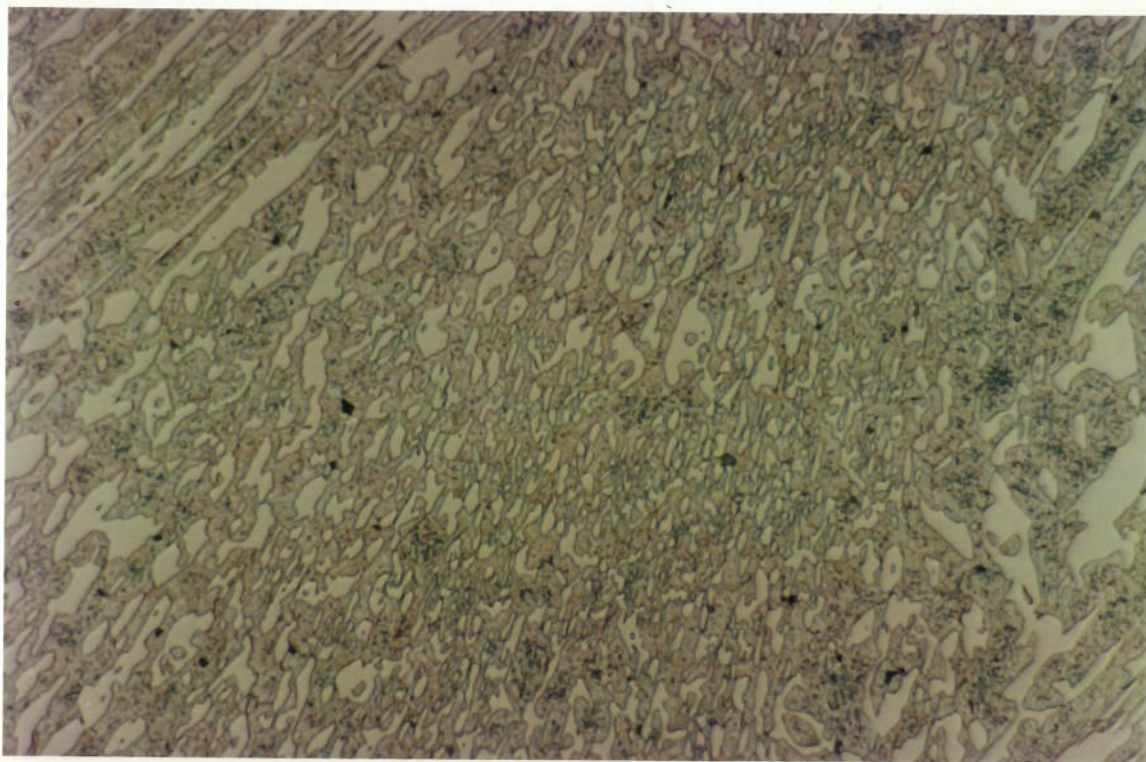


Fig.61(j). Liga D,1000x

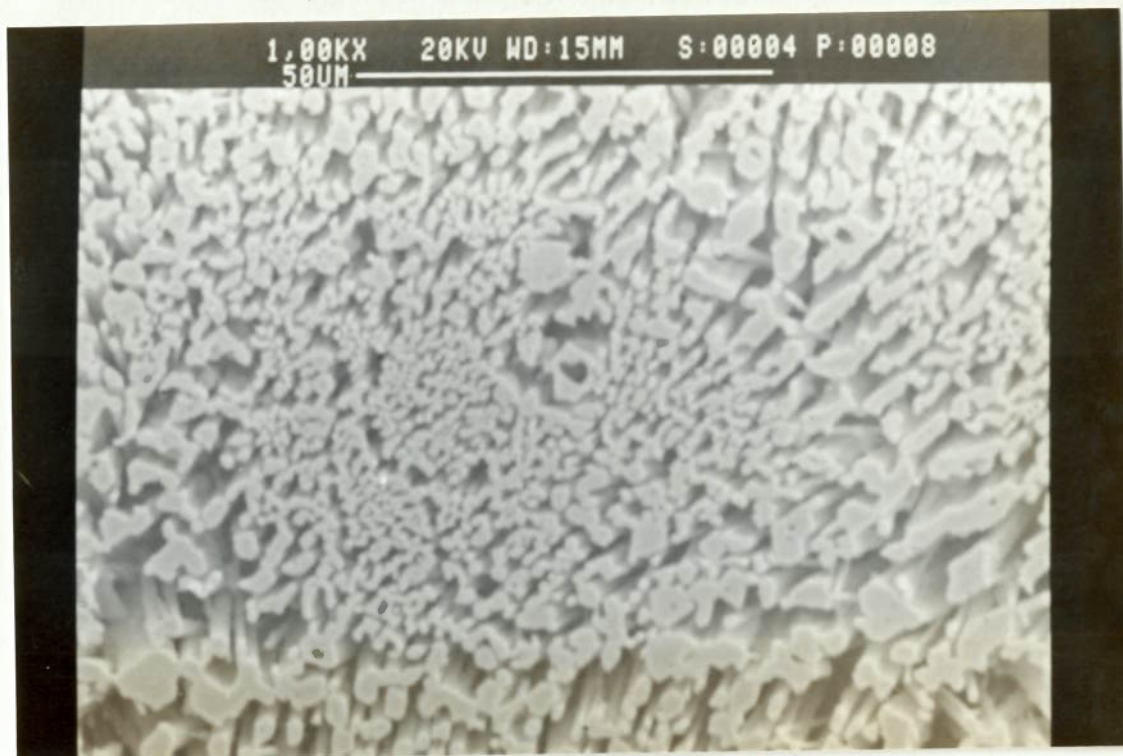


Fig.61(k).

Liga D. Ataque profundo para remoção da matriz. MEV.

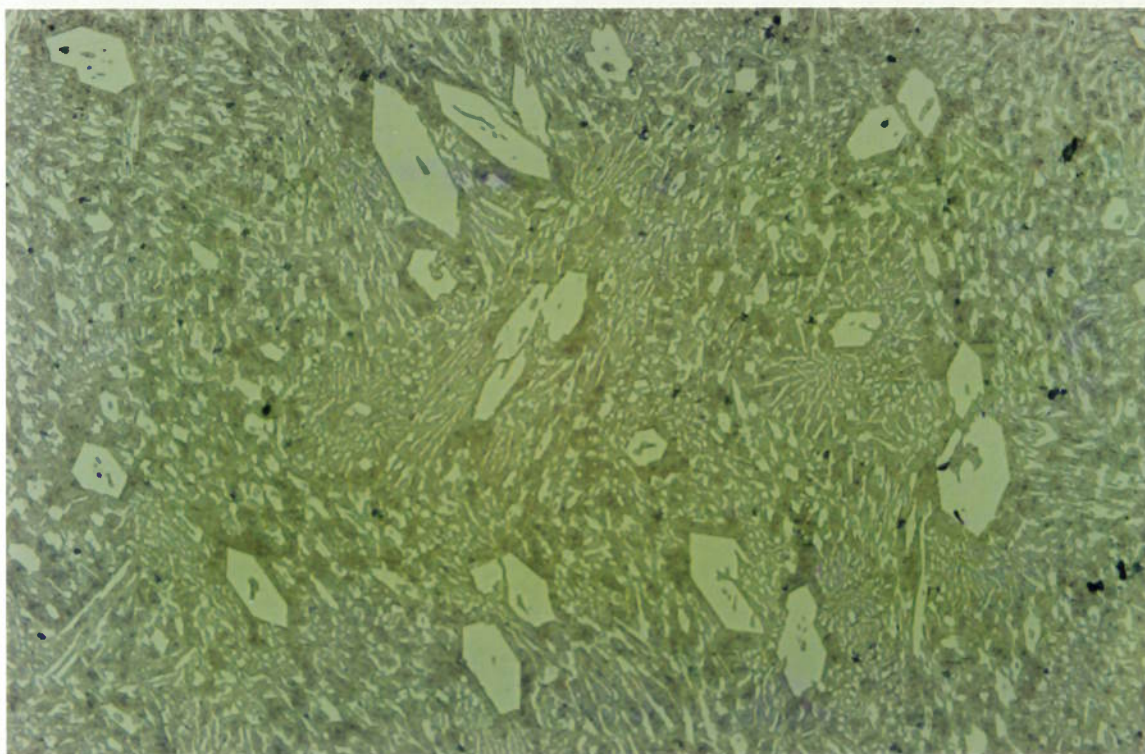


Fig.61(l). Liga E,200x

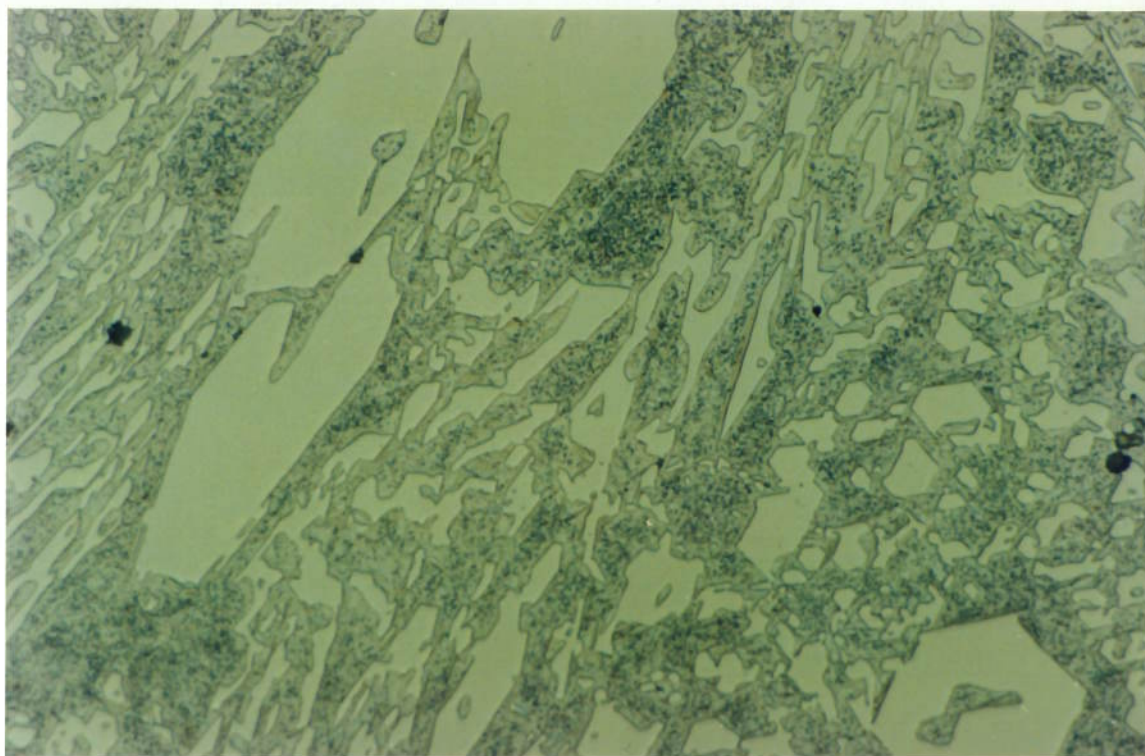


Fig.61(m). Liga E,1000x



Fig.61(n). Liga E. Ataque profundo para remoção da matriz. MEV.

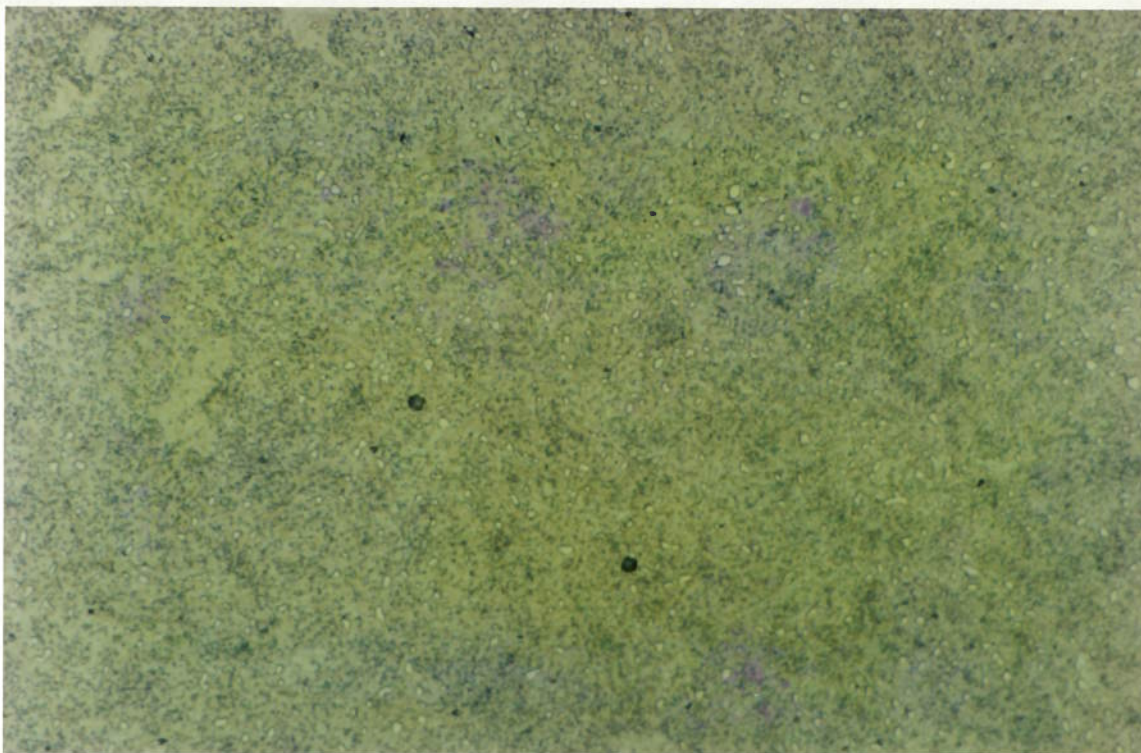


Fig.61(o).Aço-matriz,1000x

Figura 61. Micrografias dos materiais da série Vvk.

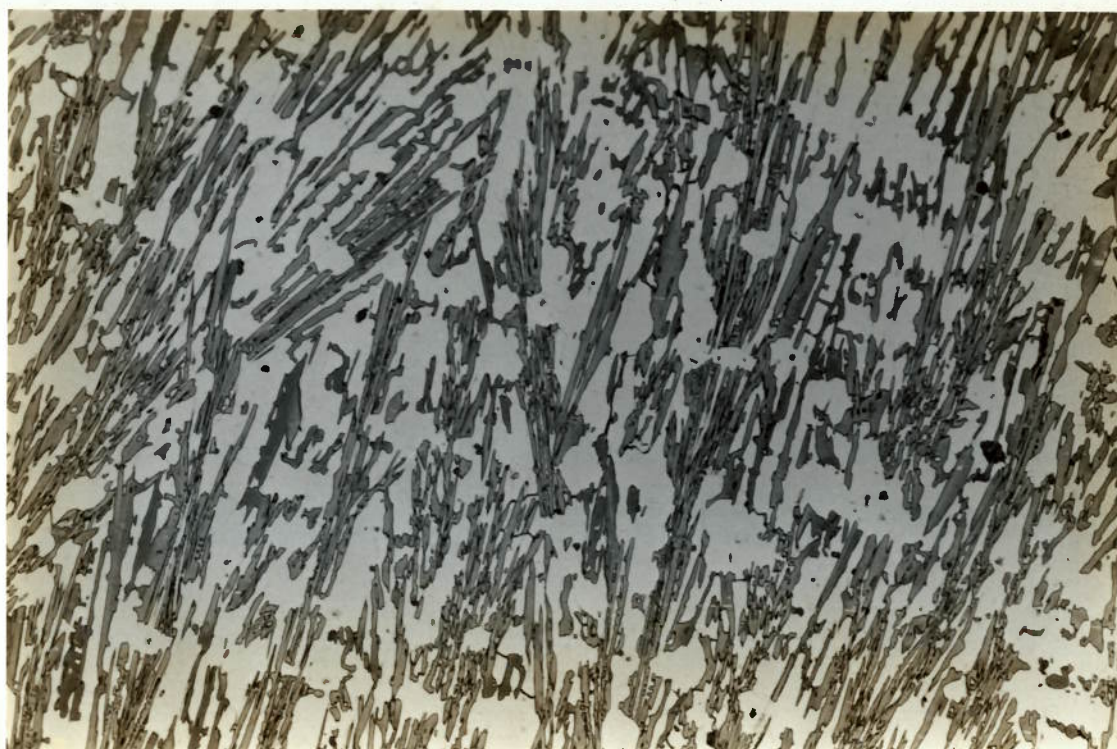


Fig.62(a).Liga austenítica(C6), 400x





Fig.62(b). Liga austenítica(C6),1000x

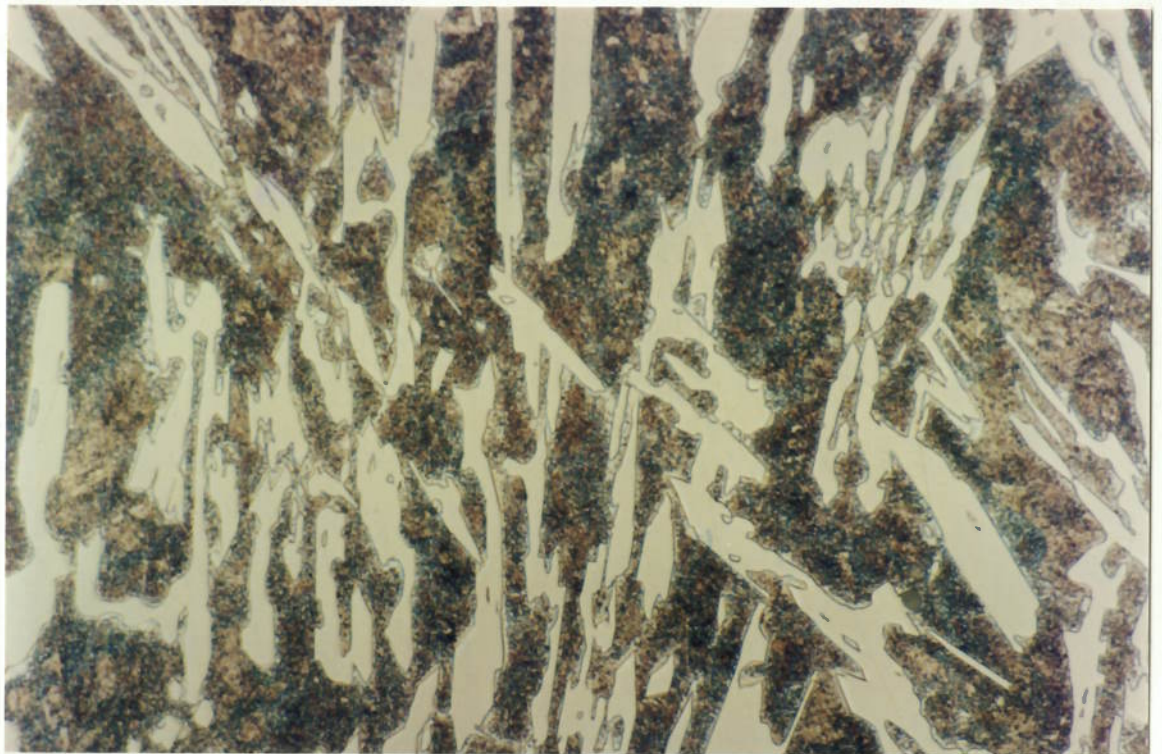


Fig.62(c). Liga ferrítica(C5),1000x.

Figura 62. Microestruturas das ligas: (a)(b)austenítica(C6) e (c)ferrítica(C5)

Finalmente na figura 63 apresentam-se amostras representativas dos diferentes níveis de perlita.

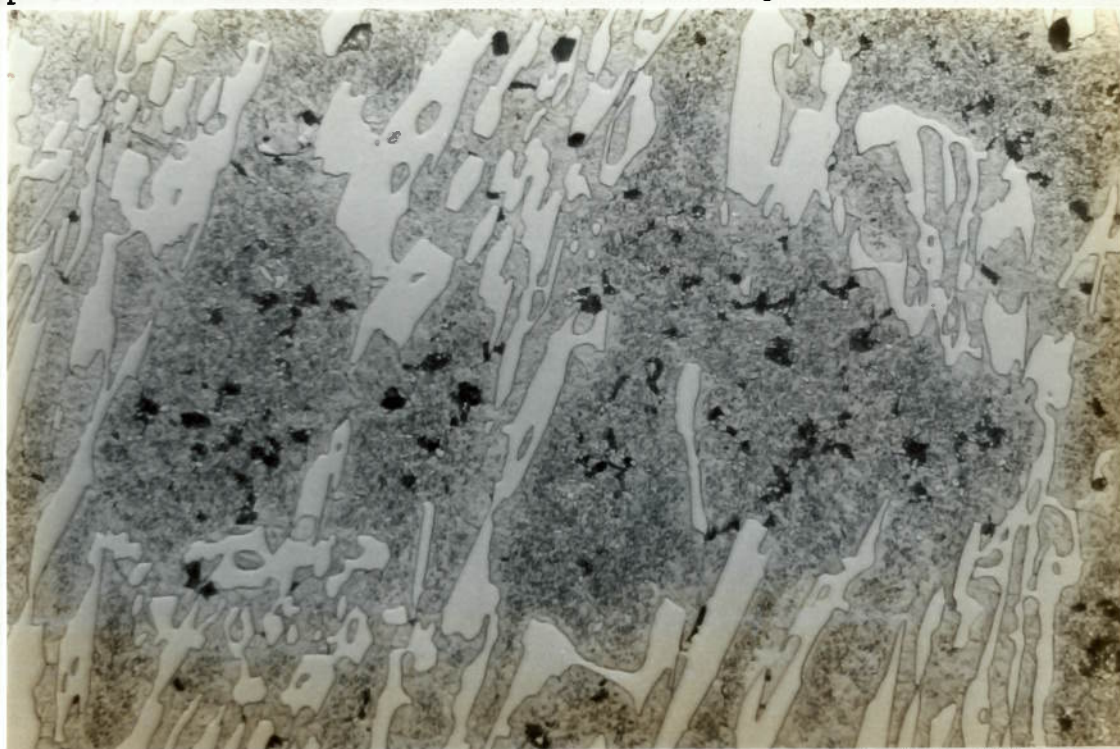


Fig.63(a),  $< 2\%$ , 1000x

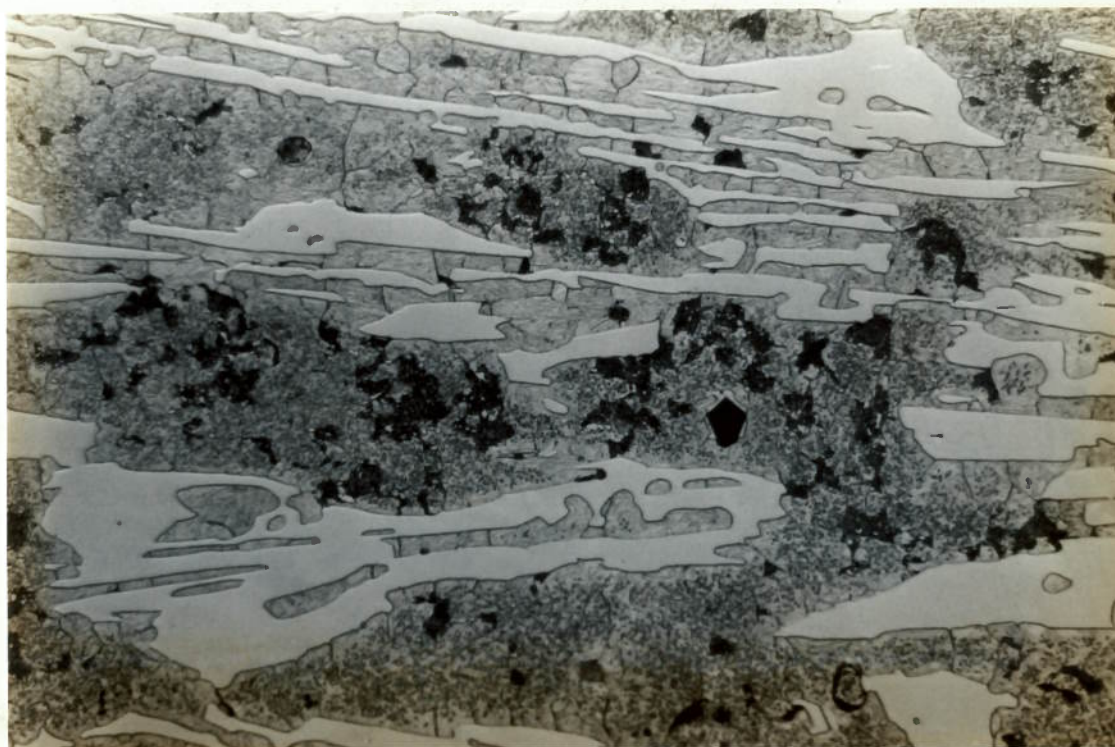


Fig.63(b), 7%, 1000x

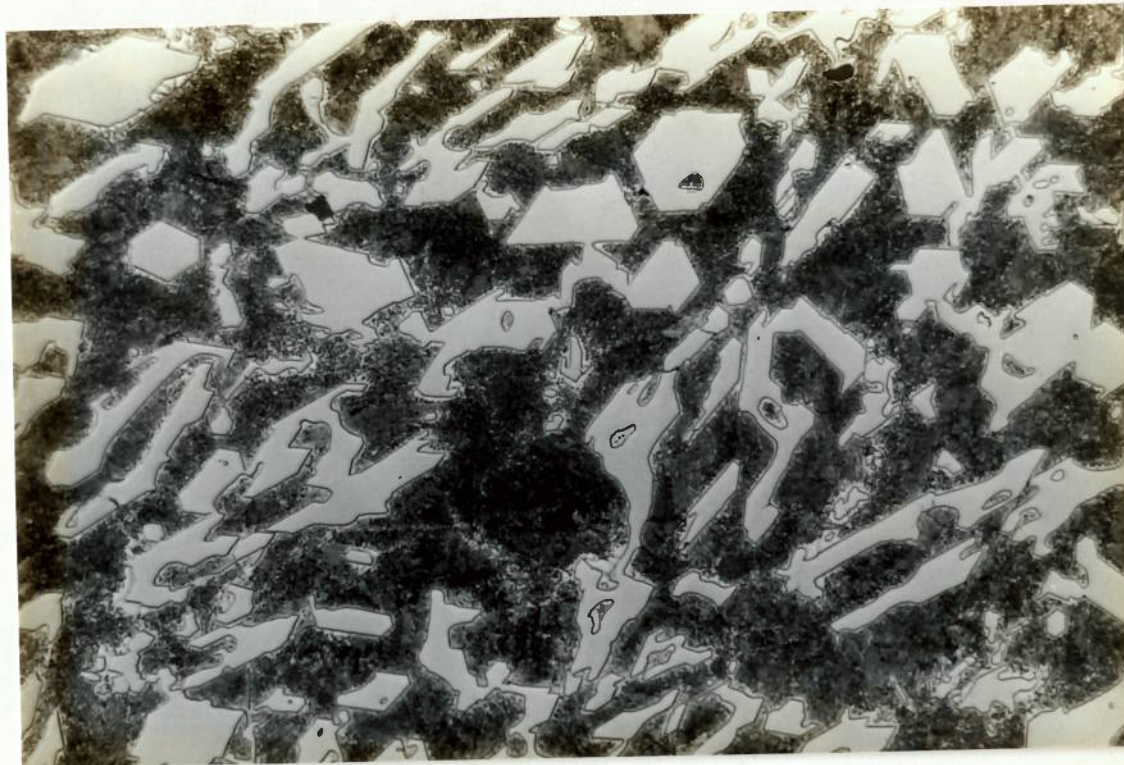


Fig.63(c), 100%, 1000x

Figura 63. Microestruturas da liga C com diferentes porcentagens de perлита.(a)<2,0%; (b)7,0%; (c)100%.

Os resultados de determinação de austenita retida são apresentados na tabela 19.

Tabela 19- Medidas de austenita retida

Amostra	Austenita retida*, %
Aço	0,2
A	2,4
C2	0,4
C3	0,4
C7	0
C6**	79

\* média da medida em 3 posições ortogonais da amostra

\*\*por metalografia quantitativa(21% de martensita)

## 5.2. Análise por micro-sonda eletrônica

A tabela 20 apresenta os resultados de análises por micro-sonda, efetuados em regiões específicas dos corpos de prova.

Tabela 20- Resultados de análises por micro-sonda.

Liga	Região de análise	Composição química					Observação
		C*	Fe	Cr	Si	Mn	
Aço matriz	região c/carbonetos(k <sub>g</sub> )	0,82	87,72	8,91	1,06	1,41	
	região s/carbonetos(k <sub>g</sub> )	0,82	90,23	6,56	1,06	1,29	
A	periferia,baixo aumento	1,55	84,56	14,88	0,52	1,30	
	matriz típica	0,80	88,46	8,84	0,50	1,31	
	carboneto primário(k <sub>p</sub> )						
	na periferia	8,74	43,94	49,79	0,07	1,76	(Fe <sub>3</sub> Cr <sub>4</sub> )C <sub>3</sub>
C1	matriz típica	0,80	83,16	12,57	1,43	1,82	
	matriz sem (k <sub>g</sub> ),centro de C.E.	0,80	88,45	7,04	1,64	1,80	
	matriz sem (k <sub>g</sub> ),próxima a um k <sub>p</sub>	0,80	85,33	10,42	1,53	1,67	
	k <sub>p</sub> ,periferia de C.E.	8,74	41,17	48,08	0,07	1,99	(Fe <sub>3</sub> Cr <sub>4</sub> )C <sub>3</sub>
	k <sub>p</sub> ,centro de C.E.	8,74	39,79	49,61	0,12	1,81	(Fe <sub>3</sub> Cr <sub>4</sub> )C <sub>3</sub>

\*% de C acertado com dados de literatura

## 5.3- Densidades

Os valores de densidade são apresentados na tabela 21.

Tabela 21. Densidades das ligas

Liga	densidade g/cm <sup>3</sup>
aço matriz	7,64
A	7,61
B	7,55
C	7,48
D	7,50
E	7,47
C6	7,57

#### 5.4. Dureza e microdureza

As Tabelas 22(a), (b) e (c) apresentam os resultados de medidas de dureza Rockwell C, efetuadas na superfície das bolas, relativos aos ensaios com, respectivamente, Hematita, Apatita e Quartzo.

Tabela 22a. Resultados de dureza Rockwell C na superfície das bolas - ensaio com Hematita.

LIGA	dureza(HRC)			
	inicial <sup>A</sup>	pos run-in <sup>B</sup>	meio do ensaio <sup>C</sup>	fim do ensaio <sup>D</sup>
Aço	56,9 (0,7*)	62,9 (1,4)	61,9 (0,9)	63,2 (0,7)
A	59,6 (0,6)	58,3 (1,6)	61,9 (1,3)	60,9 (1,2)
B	60,6 (0,4)	61,0 (1,8)	62,7 (1,2)	64,7 (0,9)
D	65,1 (0,5)	65,0 (1,3)	66,1 (1,6)	65,8 (3,1)
E	62,6 (1,9)	62,2 (1,5)	63,6 (1,1)	63,0 (1,2)
C1	63,6 (0,4)	62,5 (2,2)	65,6 (0,7)	65,3 (1,0)
C2	63,0 (0,3)	62,6 (2,2)	65,9 (2,1)	65,9 (0,9)
C3HA	64,5 (0,8)	64,4 (1,0)	66,9 (3,5)	65,6 (2,0)
C4HA	62,3 (0,3)	61,8 (1,5)	62,7 (1,5)	64,7 (1,1)
C5	43,2 (0,2)	45,6 (2,1)	45,7 (0,8)	45,6 (1,2)
C6	46,7 (0,8)	57,1 (2,7)	60,2 (1,0)	59,5 (1,5)
C7HA	63,9 (0,3)	62,2 (0,9)	63,9 (1,2)	63,0 (1,0)

(\*)= desvio padrão

A = 1 bola - 5 impressões

B = 3 bolas - 5 impressões (cada)

C = 2 bolas - 5 impressões (cada)

D = 2 bolas - 5 impressões (cada)

Tabela 22b. Resultados de dureza Rockwell C na superfície das bolas - ensaio com Apatita.

LIGA	dureza (HRC)			
	inicial <sup>A</sup>	pos run-in <sup>E</sup>	meio do ensaio <sup>F</sup>	fim do ensaio <sup>G</sup>
Aço	56,9 (0,7*)	62,3 (0,9)	64,0 (1,2)	63,6 (1,1)
A	59,6 (0,6)	57,0 (0,9)	60,5 (1,7)	60,9 (1,0)
B	60,6 (0,4)	61,0 (2,1)	62,1 (0,5)	64,3 (1,8)
D	65,1 (0,5)	64,7 (0,6)	65,3 (1,2)	66,9 (1,5)
E	62,6 (1,9)	62,5 (1,2)	63,6 (0,7)	63,5 (1,0)
C1	63,6 (0,4)	62,8 (0,5)	65,5 (0,6)	65,9 (1,4)
C2	63,0 (0,3)	62,8 (1,4)	65,5 (0,5)	66,6 (1,1)
C3HA	64,5 (0,8)	65,8 (1,2)	65,8 (1,0)	67,7 (1,2)
C4HA	62,3 (0,3)	64,3 (1,9)	64,6 (1,0)	64,9 (1,1)
C5	43,2 (0,2)	44,6 (1,3)	45,3 (1,6)	46,6 (1,2)
C6	46,7 (0,8)	55,8 (2,2)	59,7 (1,5)	60,8 (1,3)
C7HA	63,9 (0,3)	63,0 (0,4)	63,9 (0,8)	64,4 (1,4)

E = 1 bola

F = 1 bola

G = 2 bolas

Tabela 22c. Resultados de dureza Rockwell C na superfície das bolas - ensaio com Quartzzo.

LIGA	dureza (HRC)			
	inicial <sup>A</sup>	pós run-in <sup>H</sup>	meio do ensaio <sup>I</sup>	fim do ensaio <sup>J</sup>
Aço	60,4 (1,2*)	64,6 (1,0)	64,1 (0,9)	63,2 (0,6)
A	59,6 (0,6)	58,3 (1,9)	55,4 (1,2)	59,8 (0,9)
B	60,6 (0,4)	63,1 (1,4)	62,6 (0,3)	61,9 (0,9)
D	65,1 (0,5)	65,1 (1,6)	66,1 (1,0)	64,9 (0,8)
E	62,6 (1,9)	63,3 (1,1)	60,9 (1,0)	60,9 (1,0)
C1	63,6 (0,4)	65,1 (1,2)	64,8 (1,6)	62,3 (1,6)
C2	63,0 (0,3)	65,0 (1,9)	64,5 (0,9)	63,7 (1,0)
C3Q	62,0 (0,5)	64,0 (0,8)	62,1 (1,2)	60,6 (0,7)
C4Q	60,6 (0,6)	61,1 (1,2)	60,3 (1,1)	59,8 (1,4)
C5	43,2 (0,2)	45,4 (2,2)	45,5 (0,8)	44,0 (1,2)
C6	46,7 (0,8)	58,8 (1,5)	55,4 (1,2)	55,2 (0,8)
C7Q	65,4 (0,9)	66,1 (1,6)	65,7 (0,4)	63,5 (0,7)

H = 1 bola

I = 1 bola

J = 2 bolas

A tabela 23 apresenta resultados de microdureza, comparativas entre regiões próximas e distantes da superfície.

Tabela 23. Resultados comparativos de microdureza a 5 $\mu$ m e 90 $\mu$ m da superfície.

Liga	Abrasivo	Carga(g)	Microdureza Vickers (valores comparativos)	
			a 5 $\mu$ m da superfície	a 90 $\mu$ m da superfície
A	Apatita	50	560	600
A	Quartzo	50	660	680
C1	Apatita	10	510	500
C1	Quartzo	25	600	600
C2	Apatita	10	550	520
C2	Quartzo	10	500	470
C6	Apatita	25	440	370
C6	Quartzo	25	420	320
C7	Apatita	10	470	470
C7	Quartzo	25	700	690
FOSFÉRTIL 18Cr martensítica	Apatita	25	570	560
FOSFÉRTIL 18Cr austenítica	Apatita	50	670	570
Itabira 18Cr martensítica	Cimento	50	700	690

Visando-se obter valores que pudessem ser utilizados na discussão dos mecanismos de desgaste, novas medidas de microdureza foram efetuadas, sempre em áreas que permitissem a utilização da carga de 50 g. Foram, então obtidos os seguintes resultados, tabela 24:

Tabela 24. Valores de microdureza dos vários tipos de matriz(carga de 50 g).

MATRIZ	MICRODUREZA
perlítica	350
austenítica	440
martensítica (C3)	820
martensítica (C2)	760
martensítica (C7)	730
martensítica (A)	750
martensítica (Aço)	800



### 5.5. Resultados dos ensaios de desgaste em moinho

Os resultados das pesagens individuais de cada bola ao longo da realização dos ensaios são apresentados no Anexo 1.

Observe-se que foi possível acompanhar a vida de cada bola porque as massas removidas em cada período de ensaio eram inferiores às diferenças iniciais de massa de uma bola para outra.

As tabelas 25, 26 e 27 apresentam os valores médios de perda de massa de cada tipo de bola acumulados ao longo dos ensaios com, respectivamente, Apatita, Hematita e Quartzo.

Tabela 25. Perdas de massa médias acumuladas MOAGEM DE APATITA

Liga	Perdas de massa acumuladas, g					N(final)
	horas					
	11,25	35,67	80,67	126,67	170,92	
Aço	0,68	2,28	5,88	9,52	13,31	10
A	0,83	2,90	6,88	10,74	14,57	10
B	0,49	1,90	4,79	7,62	10,66	10
D	0,34	1,29	3,26	5,10	7,16	10
E	0,45	1,80	4,48	7,19	10,27	10
C1	0,44	1,66	4,06	6,38	9,00	10
C2	0,42	1,59	3,91	6,13	8,70	10
C3	0,39	1,37	3,34	5,21	7,28	3
C4	0,48	1,93	4,53	7,23	10,36	4
C5	1,32	5,67	13,71	22,0	31,46	2
C6	0,66	2,66	6,45	10,14	14,29	10
C7	0,47	1,98	4,64	7,41	10,57	3

Tabela 26. Perdas de massa médias acumuladas MOAGEM COM  
HEMATITA

Liga	Perdas de massa acumuladas, g					
	horas					
	21,17	65,67	111,0	144,92	182,42	N(final)
Aço	2,15	6,61	11,28	14,52	18,77	10
A	2,35	7,08	11,95	15,33	19,56	10
B	1,98	6,10	10,37	13,46	17,26	10
D	1,62	4,84	8,14	10,62	13,57	10
E	2,03	6,25	10,59	13,93	17,93	10
C1	2,17	6,54	10,91	14,18	18,00	10
C2	2,12	6,40	10,70	13,91	17,76	10
C3	1,89	5,76	9,60	12,52	15,97	10
C4	2,30	7,02	11,76	15,32	19,54	10
C5	4,16	12,72	21,15	27,27	34,62	10
C6	2,49	7,80	12,94	16,73	21,23	10
C7	2,52	7,68	12,83	16,69	21,34	10

Tabela 27. Perdas de massa médias acumuladas MOAGEM COM

## QUARTZO

Liga	Perdas de massa acumuladas, g				N(final)
	horas				
	24,0	114,17	160,92	206,92	
Aço	4,59	21,86	30,88	39,34	10
A	5,13	24,18	33,79	42,55	10
B	5,24	24,89	34,19	43,44	10
D	4,99	23,72	33,35	42,12	10
E	6,06	28,77	39,25	50,59	7
C1	5,45	25,65	36,08	45,60	10
C2	5,24	25,25	35,20	44,60	10
C3	6,15	29,05	40,91	51,81	9
C4	6,53	30,43	42,75	54,03	9
C5	7,77	36,11	50,72	64,16	10
C6	6,06	27,88	38,87	48,87	10
C7	5,19	24,36	34,17	43,09	10

Os resultados das tabelas 25, 26 e 27 são apresentados na forma de gráficos nas figuras 64, 65 e 66, respectivamente. As perdas finais acumuladas, correspondentes à última coluna de resultados das tabelas, são também apresentadas nos gráficos das figuras 67, 68 e 69, nos quais foram incluídos os respectivos intervalos de confiança em relação ao valor médio de perda de massa das bolas ensaiadas em cada caso.

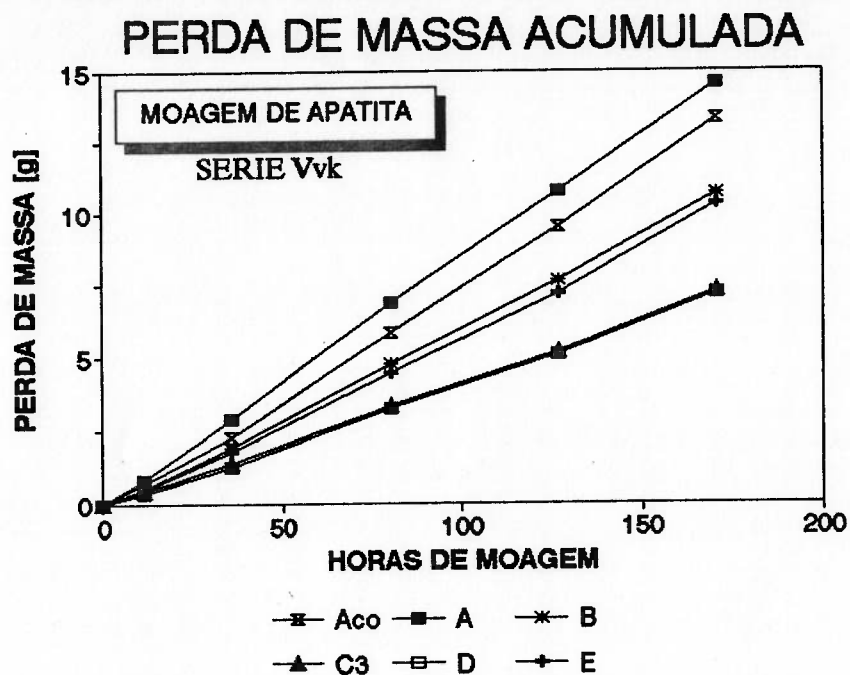


Fig. 64a

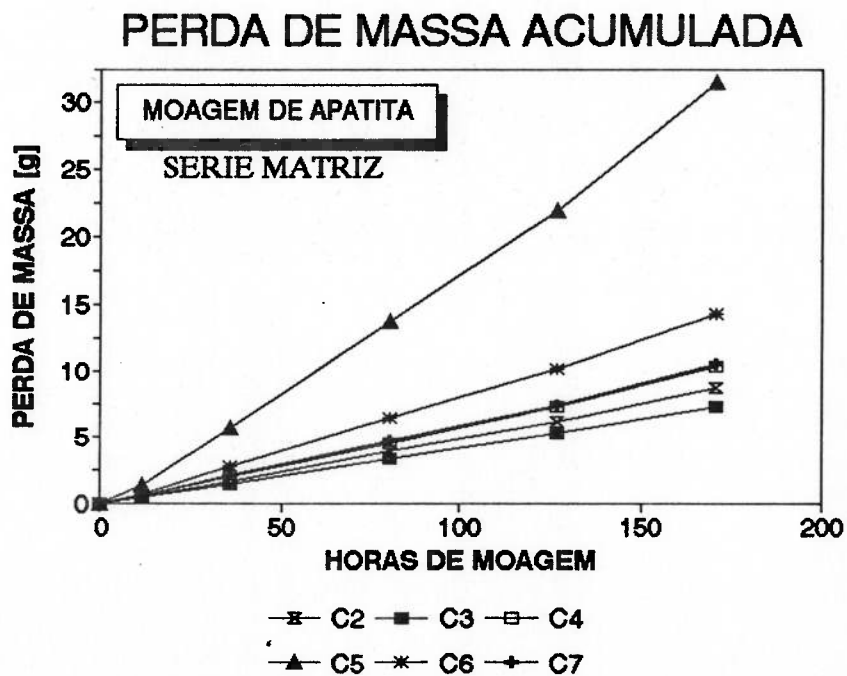


Fig. 64b.

Figura 64. Perda de massa acumulada na moagem de Apatita  
 a) série Vvk  
 b) série matriz

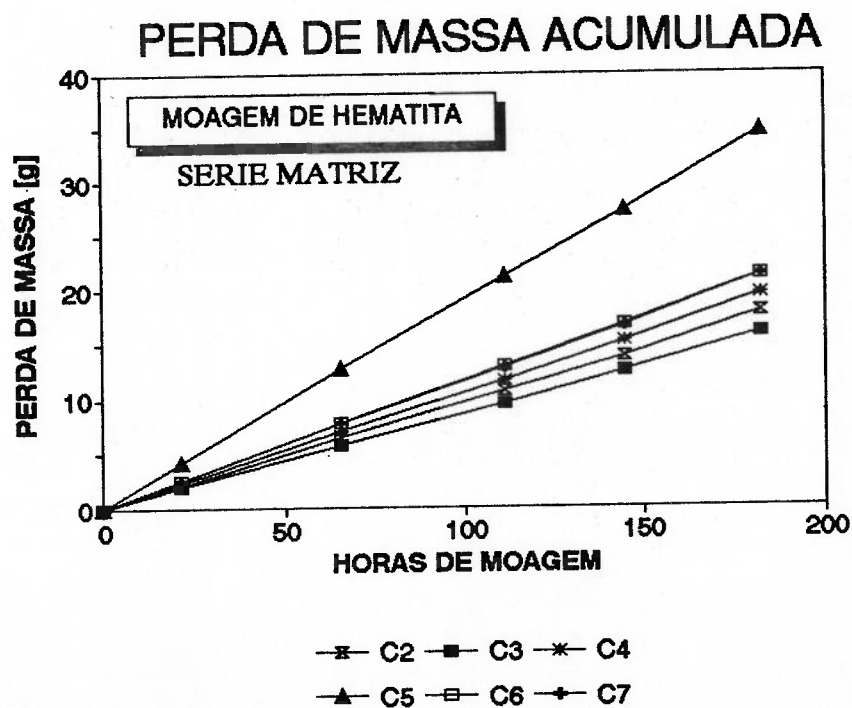
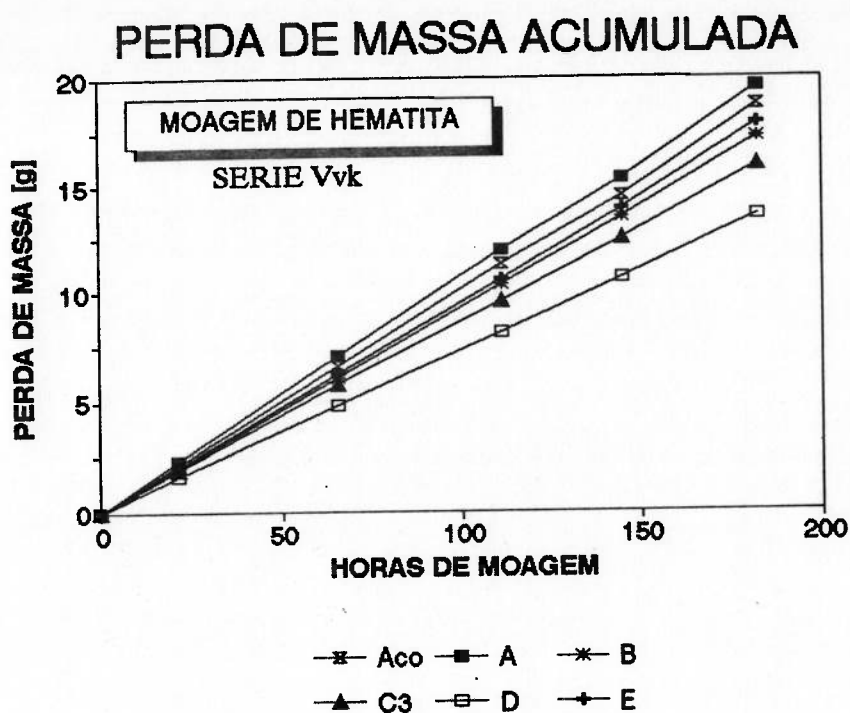


Figura 65. Perda de massa acumulada na moagem de Hematita  
 a) série Vvk  
 b) série matriz

## PERDA DE MASSA ACUMULADA

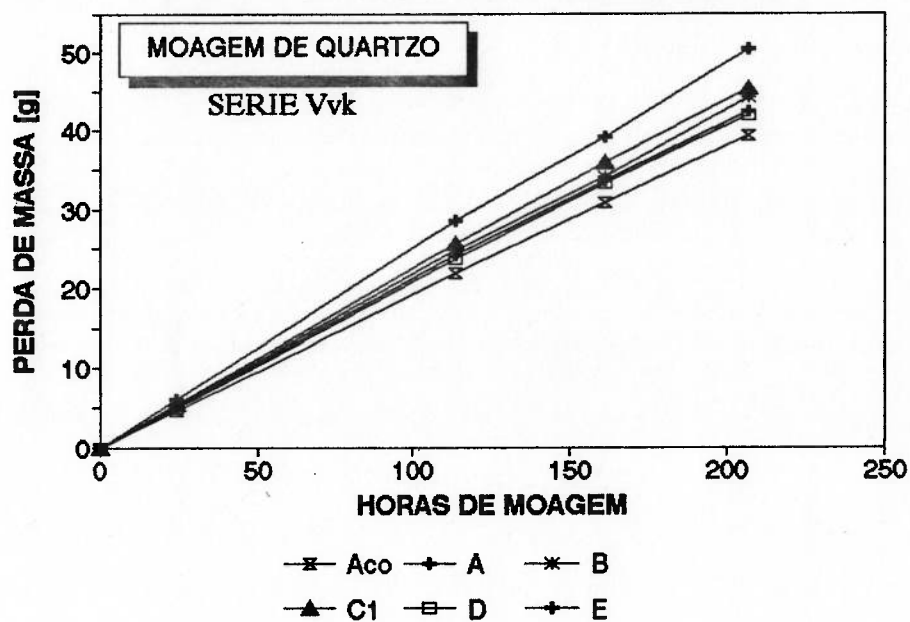


Fig. 66a

## PERDA DE MASSA ACUMULADA

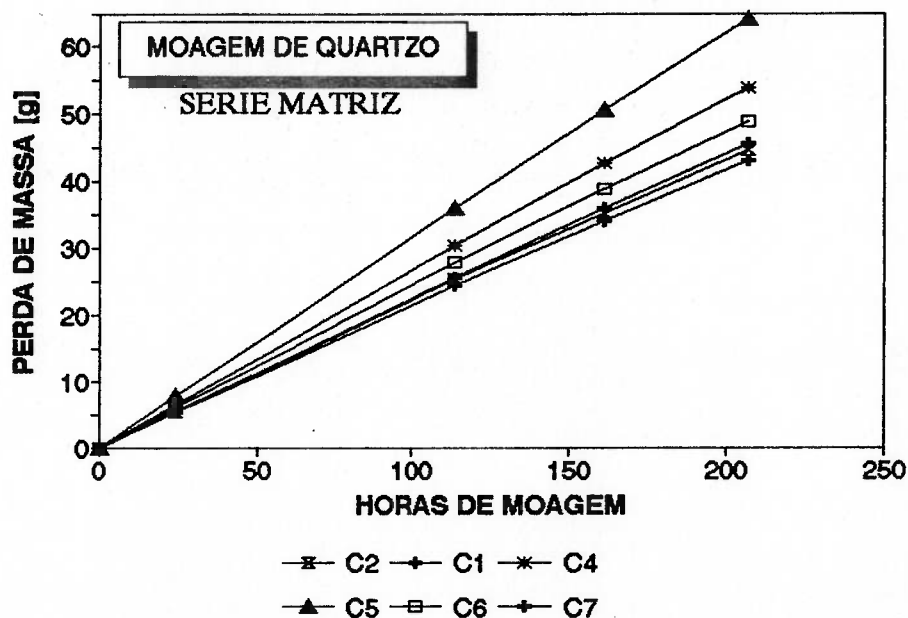


Fig. 66b.

Figura 66. Perda de massa acumulada na moagem de Quartzo.  
a) série Vvk  
b) série matriz

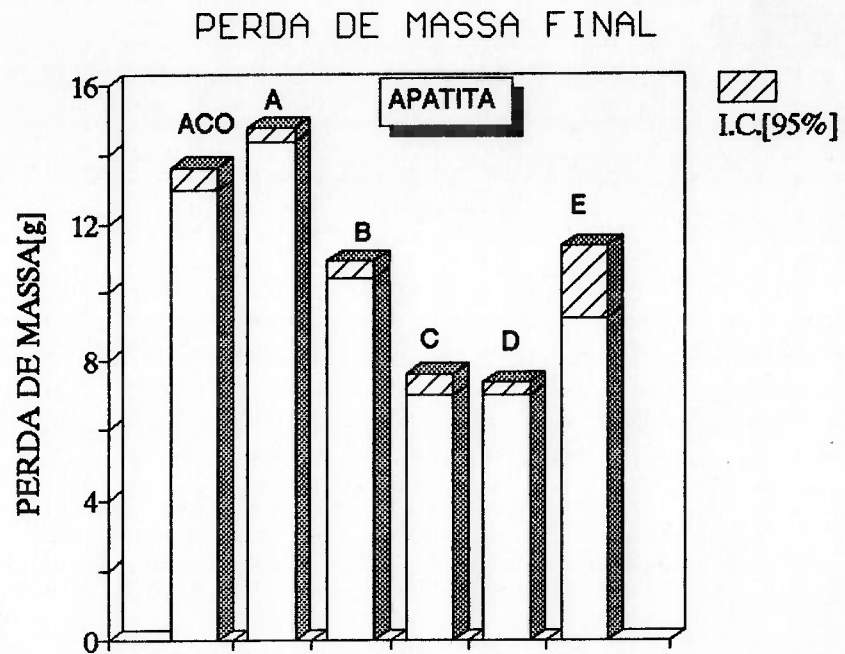


Fig. 67a

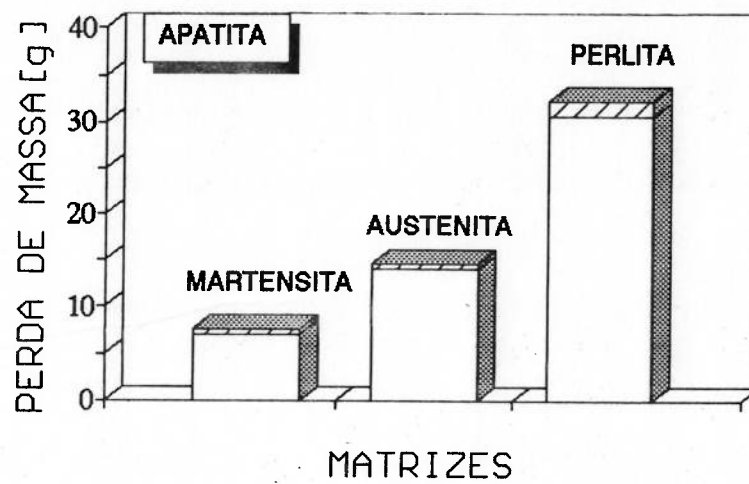


Fig. 67b

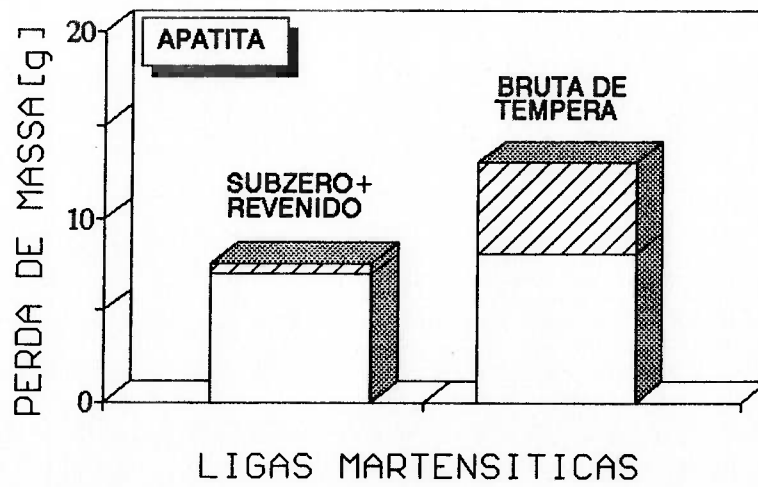


Fig. 67c

Figura 67. Perda de massa final com intervalo de confiança(Apatita): (a)série Vvk; (b)matrizes; (c)ligas martensíticas

## PERDA DE MASSA FINAL

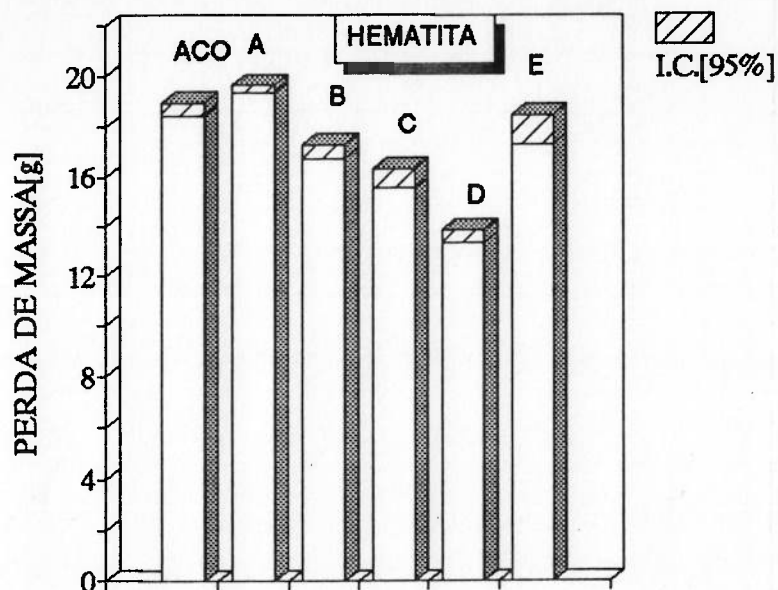
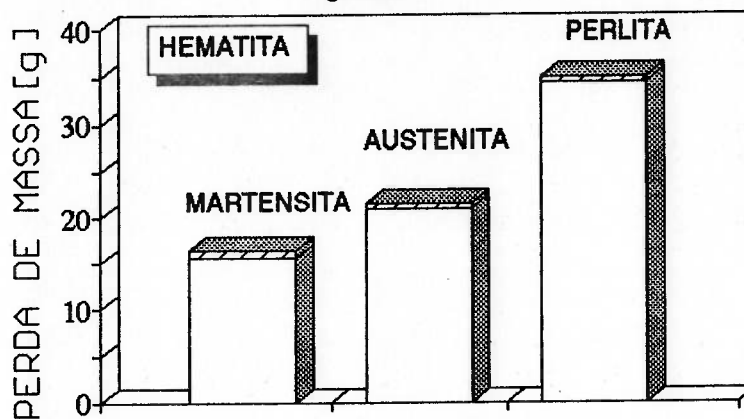
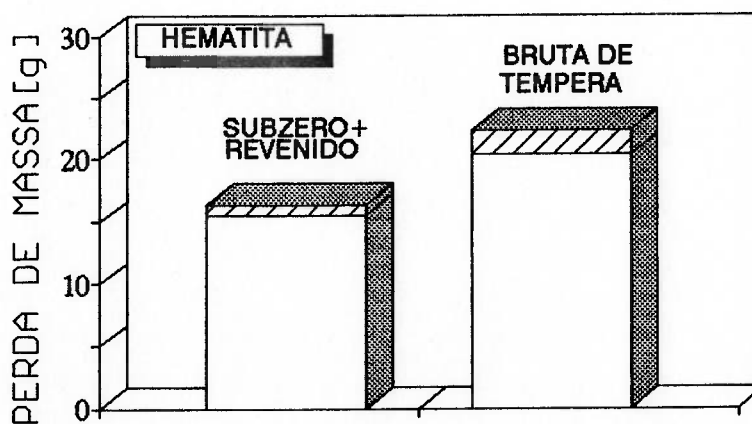


Fig. 68a



## MATRIZES

Fig. 68b



## LIGAS MARTENSITICAS

Fig. 68c

Figura 68. Perda de massa final com intervalo de confiança (Hematita): (a) série Vvk; (b) matrizes; (c) ligas martensíticas



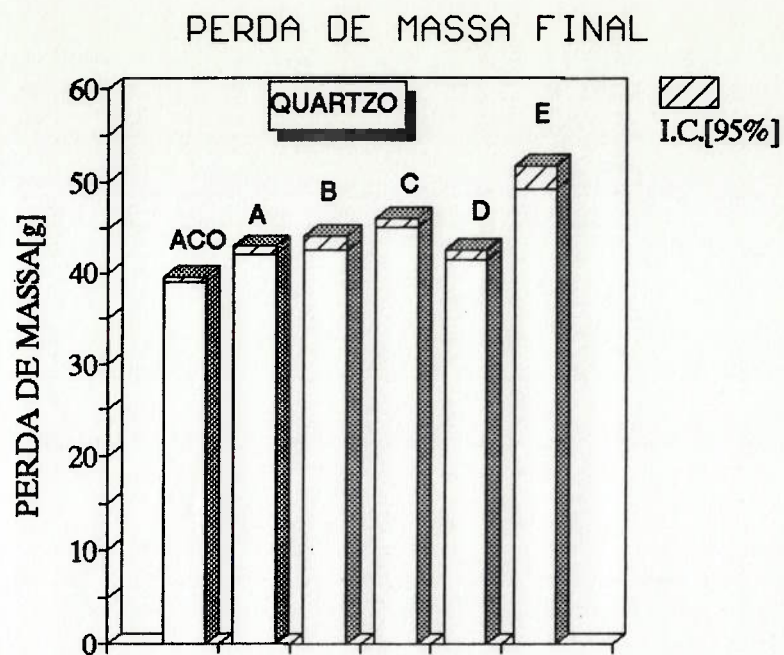


Fig. 69a

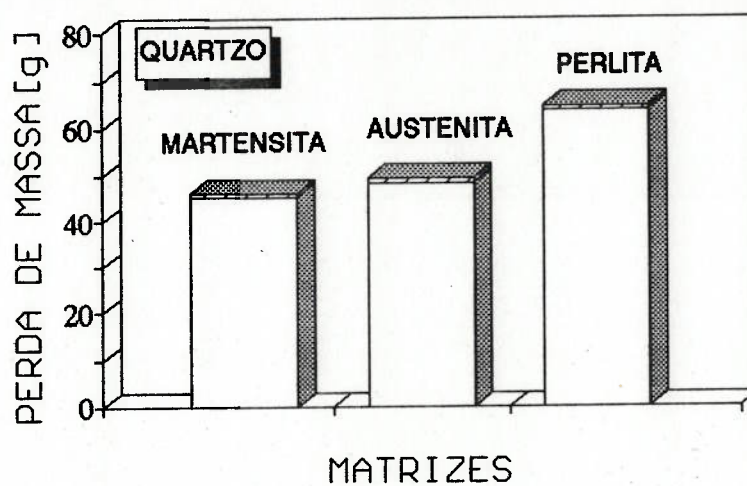


Fig. 69b

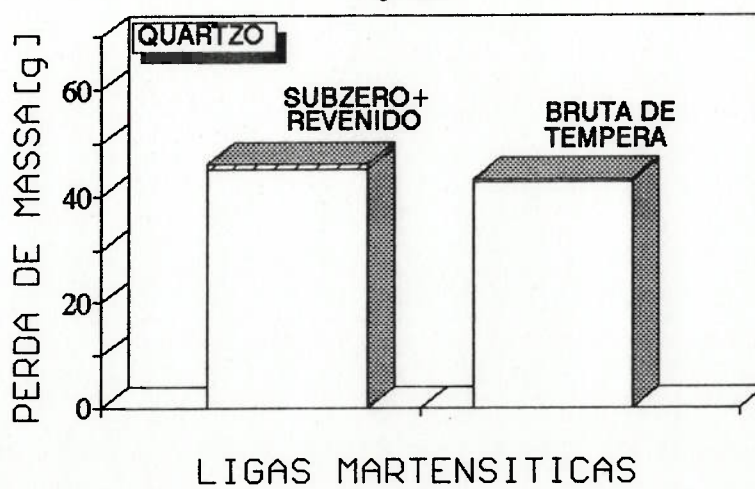


Fig. 69c

Figura 69. Perda de massa final com intervalo de confiança(Quartzo): (a)série Vvk; (b)matrizes; (c)ligas martensíticas

### 5.6. Resultados de desgaste em ensaios de pino contra lixa

Os resultados dos ensaios de pino contra lixa são apresentados na Tabela 28. Seguindo o procedimento de trabalhos anteriores<sup>1,12</sup> estes resultados aparecem na forma do parâmetro W, que é um adimensional obtido da fórmula:

$$W = \frac{P}{\rho A L},$$

onde:

P = perda de massa no ensaio (g)

$\rho$  = massa específica da amostra (g/cm<sup>3</sup>)

A = área de contato aparente (cm<sup>2</sup>)

L = distância percorrida pelo pino sobre o abrasivo (cm)

Tabela 28 - Resultados de ensaios de pino contra lixa

Materiais	SiC, 80#	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 400#
	W.10 <sup>-6</sup>	W.10 <sup>-6</sup>
Aço	9,41	3,63
A	9,43	2,27
B	9,48	2,19
C2	9,19	1,80
C3	9,30	1,76
C4	9,39	1,83
C5	11,45	2,19
C6	8,65	1,64
C7	8,90	1,72
D	9,25	1,54
E	9,52	1,65

## 6. Discussão dos resultados

### 6.1. Caracterização microestrutural dos materiais ensaiados

Os resultados das tabelas 16 e 17, bem como as figuras 61 a 63 mostram que os materiais estudados apresentaram variações bem nítidas tanto na microestrutura de solidificação quanto na microestrutura resultante dos tratamentos térmicos.

As frações volumétricas de carbonetos eutéticos dos FFBAC variaram desde 13 até 41%, encontrando-se ligas hipoeutéticas, eutética e hipereutética. Verifica-se, que o tamanho médio dos carbonetos, expresso pelo parâmetro  $d_k$ , variou pouco no conjunto dos resultados, entre um mínimo de 2,7 e um máximo de 3,8  $\mu\text{m}$ . Variações mais importantes foram constatadas nos parâmetros caminho livre médio,  $\lambda$ , e tamanho das células eutéticas, que mostraram uma faixa relativamente ampla de valores. Será interessante, portanto, discutir, mais à frente, os resultados de desgaste em função destes parâmetros microestruturais.

Conforme se verifica na figura 61 o aço-matriz apresenta uma razoável semelhança com a matriz típica dos FFBAC, apesar de uma precipitação de carbonetos secundários mais intensa e com partículas maiores do que as observadas nos ferros fundidos. Esta diferença deve-se ao maior teor de carbono, resultante de carburação no tratamento a 1150°C.

No que se refere à "série matriz", baseada na composição C, uma sequência bem nítida de comportamentos ao desgaste pôde ser estudada, através das ligas martensítica,

austenítica e perlítica. As variações mais sutis, originárias dos diferentes tratamentos pós-têmpera e das diferentes porcentagens de perlita, parecem também ter produzido consequências sistemáticas no comportamento ao desgaste, como se verá adiante.

A liga C6 mostrou-se caracteristicamente "austenítica", não só no aspecto micrográfico, como, sobretudo, no que se refere às durezas e microdurezas antes e após ensaio de desgaste. A propósito, durante os ensaios estas bolas não necessitaram marcação com furos, já que puderam ser separadas utilizando-se um imã. Verificou-se, entretanto, a formação de um halo de martensita em torno dos carbonetos. A formação destas regiões martensíticas deve-se, com certeza, aos menores teores de cromo e de carbono, bem como maiores teores de silício, no material adjacente aos carbonetos, conforme mostra a figura 2. Nestas regiões, apesar das adições de elementos de liga austenitizantes, a temperatura  $M_s$  é mais elevada.

Conforme se relatou no capítulo de procedimentos experimentais, a opção pelo emprego de elementos de liga para se obter matriz austenítica foi feita depois de se verificar em experimentos preliminares que a matriz obtida com tratamento a  $1150^{\circ}\text{C}$  continha uma fração muito elevada de martensita. Cabe, entretanto, considerar que, uma vez que se garanta uma composição base e uma fração volumétrica de carbonetos razoavelmente constantes, a alteração provocada pela introdução dos elementos de liga utilizados não é, necessariamente, mais crítica do que aquela que se

produz ao efetuar o tratamento em temperaturas muito elevadas. Isto porque a função deste tratamento é exatamente modificar a composição química da matriz, nela introduzindo elevados teores de cromo e carbono, conforme se discutiu no capítulo 2 e se mostra na figura 3c.

De um ponto de vista prático, caso a aplicação tecnológica de FFAC com matriz austenítica mostre-se vantajosa, é provável que sua obtenção via adição de elementos de liga seja mais fácil, reproduzível e econômica.

Embora a comparação de resultados fique parcialmente prejudicada, nos casos em que as matrizes austeníticas foram obtidas pelos diferentes métodos acima discutidos, a discussão dos resultados de ensaios de pino contra lixa, apresentada mais à frente, mostrará que podem ser obtidos resultados qualitativamente semelhantes nos dois casos.

A liga C5 mostrou-se caracteristicamente "perlítica". O microconstituente formado nesta liga provavelmente seria melhor denominado, genericamente, como eutetóide, já que não foi possível caracterizar sua morfologia interna. Ligas austenitizadas e resfriadas lentamente, bem como ligas brutas de fundição certamente podem apresentar o eutetóide com morfologia lamelar, como mostra a literatura<sup>41,49</sup>. A liga C5, entretanto, foi obtida por tratamento isotérmico do material originalmente bruto de fundição, em temperatura próxima ao nariz da curva de transformação eutetóide. Nestas condições, é provável que o constituinte formado seja uma espécie de "esferoidita", ou

seja um eutetóide constituído de ferrita mais carbonetos esféricos. A literatura sugere que uma microestrutura de esferoidita tenha uma resistência ao desgaste ainda menor do que a da perlita<sup>31</sup>. Neste trabalho mantém-se a denominação usual de "perlita", ressaltando que normalmente este constituinte é considerado um defeito da microestrutura dos FFBAC, devido a insuficiente temperabilidade.

Conforme foi discutido preliminarmente no capítulo de procedimentos experimentais, a utilização de resfriamento em ar soprado, como meio de têmpera, permitiu a formação de alguma perlita nas ligas temperadas. Por outro lado, os tratamentos em banho de sal que visaram a formação de perlita em maiores quantidades resultaram em porcentagens deste constituinte abaixo do desejado. Isto não impediu, entretanto, que se pudesse verificar seu importante efeito na resistência ao desgaste dos materiais estudados.

Deve-se ressaltar que a medição de pequenas porcentagens de perlita em meio a uma estrutura constituída essencialmente por martensita revenida é bastante trabalhosa. Em primeiro lugar, os ataques metalográficos podem facilmente mascarar a presença deste microconstituente, confundindo-o com a martensita e/ou com carbonetos secundários. Em segundo lugar, muitas ocorrências são de tamanho pequeno, confundindo-se, por exemplo, com inclusões e contornos de grão, além de poderem ser de dimensões inferiores às das linhas da grade de

contagem. Desta forma, é possível que, no caso de ligas cujas curvas de resfriamento na têmpera tangenciem o nariz da curva de transformação, haja uma certa subestimação do valor real da fração volumétrica de perlita.

Na discussão de resultados de desgaste, de maneira geral será possível filtrar o "ruído" causado pela presença de pequenas porcentagens de perlita.

Com relação às ligas martensíticas, a medição de austenita retida por difração de raios-X, tabela 19, não permitiu distinguir diferenças entre as ligas submetidas ou não ao tratamento em nitrogênio líquido. Sabe-se que a forte textura devida à estrutura de solidificação dos FFBC dificulta a medição exata de pequenos teores de austenita retida. Dos resultados obtidos pode-se concluir com certeza apenas que os valores são muito baixos em todos os casos. Considerando o processo de produção dos corpos de prova, pode-se propor que mesmo as ligas não submetidas ao tratamento sub-zero já apresentavam baixas porcentagens de austenita retida, devido ao pré-tratamento a 700°C, bem como ao tratamento em temperatura relativamente baixa e longo tempo de manutenção. A fração volumétrica de austenita retida obtida por Kliauga<sup>12</sup> para um ferro fundido com 20%Cr e 2,6%C, tratado a 950°C por cinco horas, foi de apenas 4%, sem a realização de tratamento subzero. Já Sinatora<sup>1</sup> obteve 11%, em liga 12%Cr-2%C, tratada a 950°C por 3 horas.

Em estudo recente, Sinatora<sup>137</sup> verificou que um pré-tratamento a 700°C da liga 12%Cr-2%C-0,5%Mn levou à

obtenção de corpos-de-prova isentos de austenita retida, após austenitização a 950°C por 5 horas. O mesmo material quanto tratado a 950°C diretamente a partir de estrutura bruta de fundição austenítica, apresentava austenita retida em quantidades consideráveis.

Finalmente, é oportuno comentar que na metodologia da pesquisa realizada o tratamento em nitrogênio líquido visou antes de mais nada "zerar" eventuais diferenças na quantidade de austenita retida dos ferros fundidos de diferentes composições que compõem a série Vvk, de maneira a poder atribuir a evolução do comportamento ao desgaste destas ligas exclusivamente às diferentes Vvk, sem interferências de diferenças na matriz metálica. A introdução de uma liga sem tratamento sub-zero e uma bruta de têmpera visou permitir comparações com materiais produzidos conforme a prática industrial.

Em resumo, as microestruturas obtidas permitirão a discussão de resultados de desgaste de acordo com várias séries de materiais, assim constituídas:

- a) **série Vvk**, compreendendo o aço-matriz e ligas A, B, C, D e E, todas temperadas, tratadas em nitrogênio líquido e revenidas.
- b) **série de matrizes básicas**, compreendendo a liga de composição base C, com microestruturas martensítica, austenítica ou perlítica.



- c) **série de matrizes martensíticas**, compreendendo a comparação de diferentes condições de tratamento pós-têmpera: subzero e revenido e bruto de têmpera (ao não apresentar quantidade detectável de austenita retida, a liga C2 não se distingue efetivamente da C1 ou C3).
- d) **série de porcentagens de perlita**, compreendendo ligas de composição base C, com 3 níveis de perlita.

## 6.2. Discussão dos resultados de dureza

Os valores de dureza dos ferros fundidos antes dos ensaios de desgaste refletem a natureza das matrizes, bem como a variação da Vvk. Podem-se constatar, de imediato, as baixas durezas iniciais dos corpos de prova com matriz austenítica ou perlítica. O efeito da Vvk é melhor visualizado graficamente, conforme se vê na figura 70. A queda da dureza da liga hipereutética reflete a fragilidade deste tipo de microestrutura, que tende a apresentar microtrincamentos durante o próprio ensaio de dureza. Será visto adiante que este comportamento manifesta-se também no desempenho ao desgaste destes materiais.

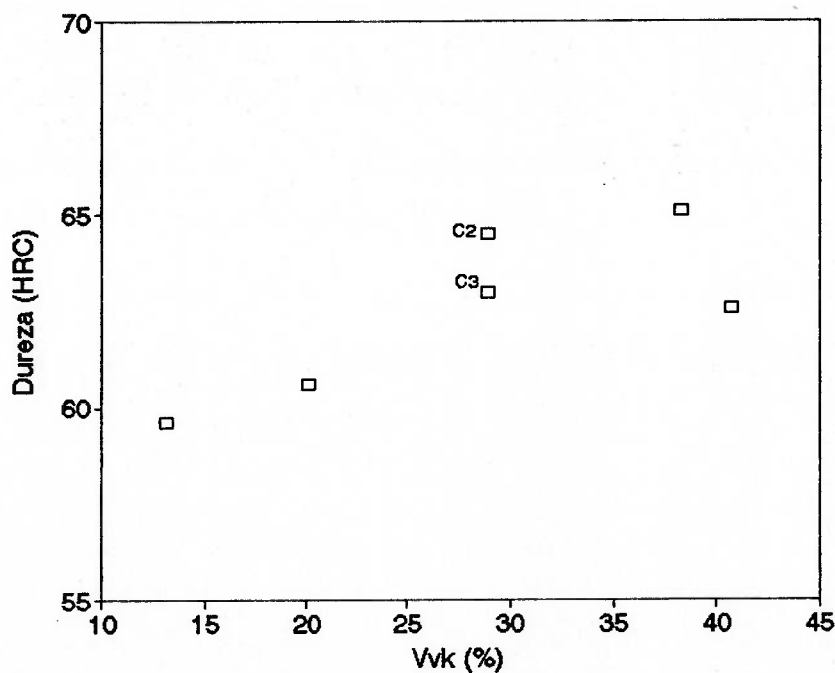


Figura 70. Dureza em função da Vvk.

A realização do "run in" causou um endurecimento superficial notável na liga austenítica, evidenciando o encruamento causado pela ação do abrasivo. O aço-matriz também apresentou forte elevação da dureza já no desgaste preliminar. Nos demais casos, não se observou elevação da dureza nos corpos de prova ensaiados logo após o "run in" correspondente aos ensaios com Apatita ou Hematita. Parece, entretanto, que houve tendência a aumento da dureza nos corpos de prova ensaiados após o "run in" correspondente ao ensaio com Quartzo. Como em todos os casos o desgaste preliminar foi efetuado com o mesmo abrasivo, não fica claro o motivo desta diferença de comportamento. Apenas como hipótese para discussão, talvez o menor tempo de "run in" neste caso, de apenas 30 horas, poderia estar associado a este resultado. Verificou-se, durante o exame de superfícies desgastadas, que parte importante do mecanismo de desgaste consiste no descolamento dos carbonetos em relação à matriz e seu posterior lascamento ou arrancamento. Eventualmente, um tempo menor de "run in" pode ter causado menor dano superficial, permitindo a obtenção de maiores valores de dureza Rockwell C, já que este ensaio é sensível à presença de microtrincamentos.

Houve endurecimento significativo das bolas durante a moagem de Apatita ou Hematita.

No caso da Hematita, parece que os materiais já haviam atingido a dureza máxima no meio do ensaio, observando-se na tabela 22 que predominam os resultados

praticamente iguais, quando se comparam corpos de prova correspondentes ao meio ou ao fim do ensaio de desgaste.

Já na moagem de Apatita, na maioria dos casos observam-se pequenas diferenças para mais nos valores de dureza, do meio para o fim do ensaio. Nota-se também uma tendência para valores máximos superiores aos verificados no ensaio com Hematita.

A figura 71 mostra como evoluíram as durezas do início para o fim dos ensaios de desgaste.

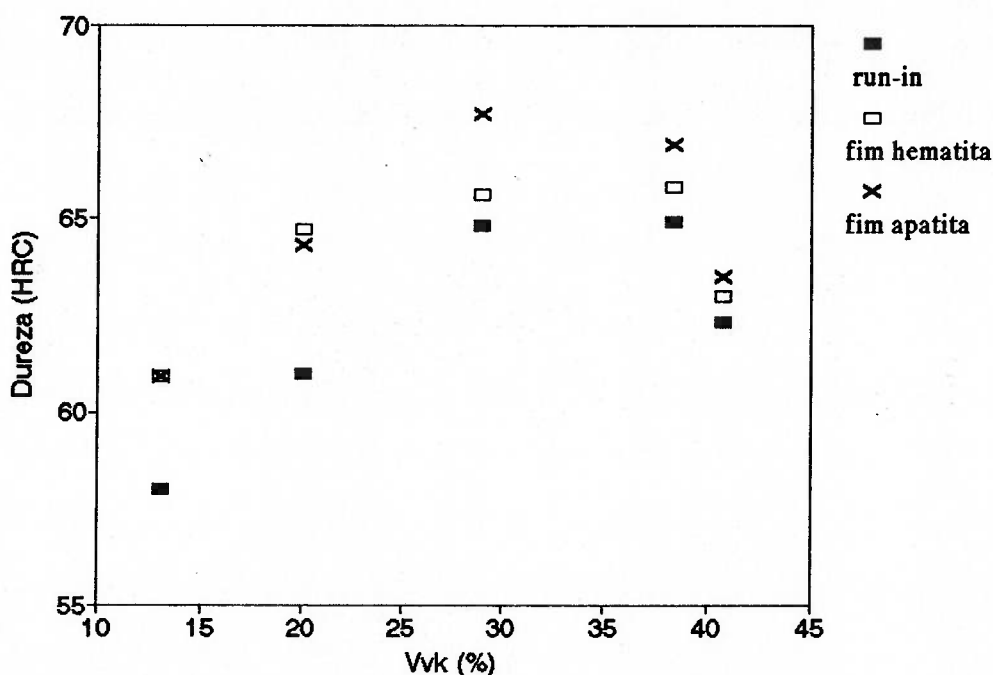


Figura 71. Dureza em função da Vvk, antes e depois dos ensaios com Apatita e Hematita.

Para uma discussão mais detalhada da evolução das durezas Rockwell C de acordo com as características das

ligas e dos ensaios de desgaste, construiu-se a tabela 29, onde são apresentadas as diferenças percentuais de dureza registradas em cada caso, ao final dos ensaios com Apatita ou Hematita. Como o aço-matriz endureceu já no "run in", utilizou-se sua dureza inicial para as comparações efetuadas. Com os dados desta tabela, foram construídos os gráficos das figuras 72 e 73.

Tabela 29 - Diferenças percentuais de dureza ao final dos ensaios

Ligas	Pós run-in	final Hematita		final Apatita	
	HRC*	HRC	$\Delta$ %	HRC	$\Delta$ %
Aço	56,9	63,2	11,1	63,6	11,8
A	58,0	60,9	5,0	60,9	5,0
B	61,0	64,7	6,1	64,3	5,4
C1	62,6	65,3	4,3	65,9	5,3
C2	62,7	65,9	5,1	66,6	6,2
C3	64,8	65,6	1,2	67,7	4,5
C4	62,4	64,7	3,7	64,9	4,0
C5	45,3	45,6	0,7	46,6	2,9
C6	56,8	59,5	4,8	60,8	7,0
C7	62,5	63,0	0,8	64,4	3,0
D	64,9	65,8	1,4	66,9	3,1
E	62,3	63,0	1,1	63,5	1,9

\*Média de 4 bolas após desgaste preliminar, com exceção do aço matriz (1 bola após tratamento térmico).

A figura 72 evidencia o maior endurecimento da liga C2. Este resultado pode ser consequência de maior quantidade de austenita retida, embora não se tenha conseguido verificar diferença através da medição por difração de raios-X.

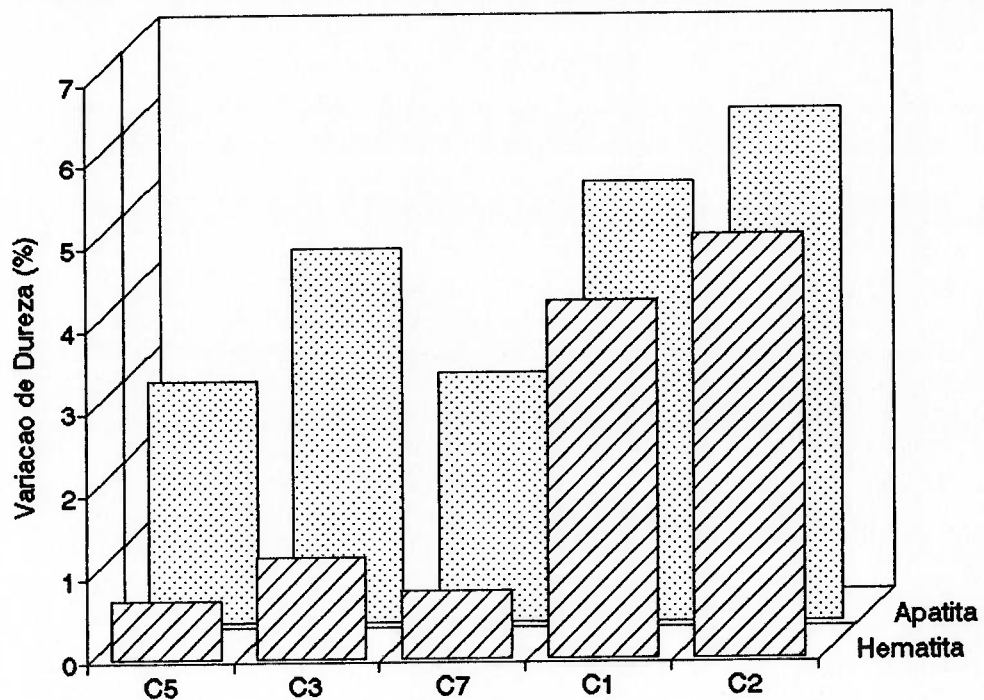


Figura 72. Variação da dureza - ligas com  $Vvk=30\%$ .

Fica evidente na figura 72 a tendência a maiores endurecimentos no ensaio com Apatita. Este resultado contribui para uma interpretação dos mecanismos de desgaste, à medida em que se pode atribuir o maior endurecimento no ensaio com Apatita a uma pequena taxa de remoção do material, devido à baixa dureza do abrasivo. Desta forma, é possível haver acúmulo de encruamento, o que explica os maiores endurecimentos observados neste ensaio.

Na figura 73, nota-se que os incrementos de dureza tendem a ser inversamente proporcionais às  $Vvk$ . Evidencia-se assim a proteção da matriz pelos carbonetos, dificultando o acesso e a penetração dos

abrasivos. Esta interpretação é corroborada pelo comportamento do aço-matriz que, além de apresentar a maior variação da dureza, teve um endurecimento rápido, alcançado já no "run in".

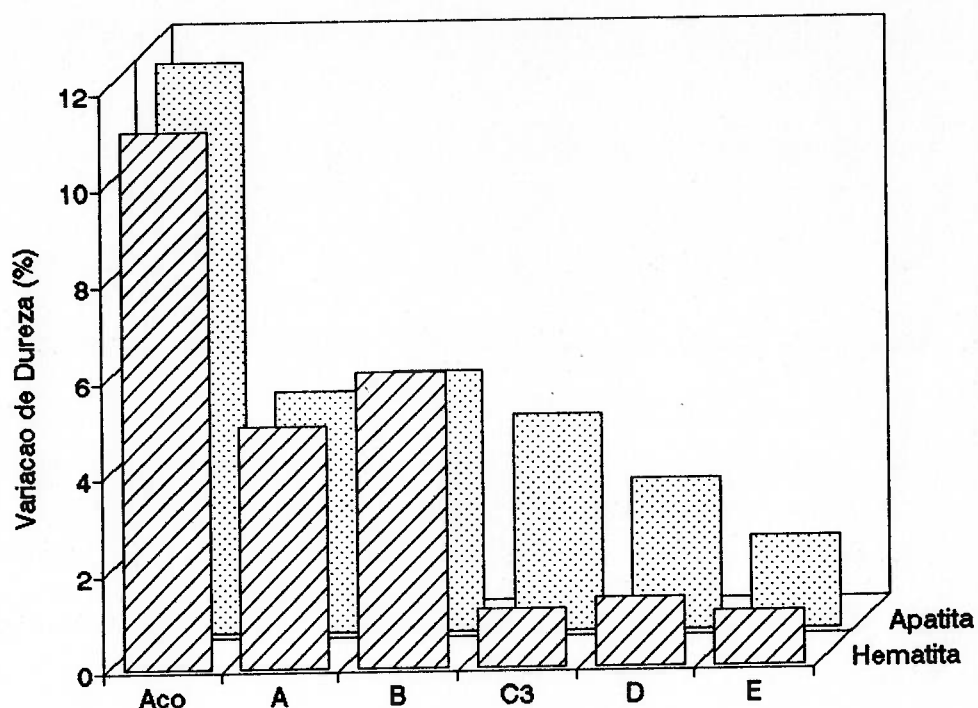


Figura 73. Variação da dureza - série Vvk.

Como contribuição à discussão desses resultados, é interessante relatar que durante a realização de outros estudos no IPT, o autor verificou uma correlação do mesmo tipo entre os valores de microdurezas medidos em FFBAC e as respectivas Vvk. Considerou-se como causa mais provável para esta tendência o encruamento provocado durante a

preparação metalográfica, que seria maior para ligas com pequenas Vvk. Ao que tudo indica esta interpretação é confirmada pelos resultados de ensaios de bolas de moinho, apesar das diferenças de sistemas tribológicos envolvidos.

A explicação apresentada por Zum Gahr<sup>65</sup> para os resultados de ensaios de pino contra lixa, figura 37a, também baseiam-se na menor interação abrasivo/matriz à medida em que aumenta a Vvk. Para este autor, explica-se desta forma a diminuição da vantagem da matriz austenítica sobre a martensítica, para as ligas de maior Vvk.

Ao contrário do observado nos ensaios com Hematita ou Apatita, as durezas finais no ensaio com Quartzo apresentaram uma nítida tendência a diminuir em relação àquelas medidas após o desgaste preliminar.

Este resultado é uma evidência do mecanismo de desgaste predominante no caso do abrasivo quartzo. Devido a sua elevada dureza em relação à matriz dos ferros fundidos o quartzo produz muito microcorte, impedindo o acúmulo de material encruado na superfície. Verificou-se também que as partículas de areia, originalmente arredondadas, ficavam angulares devido à moagem, o que também facilita o mecanismo de corte.

Como as partículas de abrasivo utilizadas no ensaio eram muito menores do que aquelas da areia utilizada no "run in", pode-se supor que ocorreu remoção da camada originalmente encruada pelo desbaste preliminar, num efeito similar àquele conhecido - e apreciado - pelos metalógrafos, que utilizam, por exemplo, uma pasta de



diamante de 1  $\mu\text{m}$  para remover o encruamento causado pelo polimento com partículas de 3 ou 6 $\mu\text{m}$ . Este argumento é reforçado pelos resultados em sentido oposto mostrados pelo abrasivo mais mole.

Com relação aos resultados de microdureza, só foi possível constatar endurecimento intenso da matriz no caso da liga austenítica. O comportamento similar observado ao se comparar as bolas ensaiadas nesta pesquisa com bolas retiradas de moinhos industriais favorece a idéia de que a intensidade das interações entre abrasivos e microconstituintes não foi essencialmente diferente nos dois casos.

Entre as amostras essencialmente martensíticas, apenas as relativas à liga C2 mostraram uma ligeira elevação da microdureza, comparando-se o interior do corpo de prova com a região próxima à superfície. Estes resultados são coerentes com os obtidos medindo-se a evolução da dureza Rockwell C da superfície. Entretanto, as diferenças são pequenas, não permitindo ainda uma discussão conclusiva.

Cabe notar que os ensaios de macrodureza realizados na superfície das bolas no decorrer dos ensaios de desgaste mostraram a ocorrência de endurecimento mesmo no caso das ligas martensíticas. Isto parece indicar que o endurecimento restringe-se a uma camada muito superficial, o que não se pôde detectar através das medidas de microdureza, já que a técnica empregada exigiu um afastamento de 5 a 10  $\mu\text{m}$  a partir da superfície.

### **6.3. Discussão dos resultados de desgaste em moinho**

#### **6.3.1. Considerações preliminares**

Já se tornou um lugar-comum na literatura sobre desgaste a ênfase do sistema tribológico, em contraposição à medição de propriedades do material, como é comum em relação a outros tipos de solicitações. Por outro lado, esta importante consideração não se deve constituir em camisa de força, restringindo cada resultado a si próprio, sem possibilidade de extrapolação de tendências para outras situações. Utilizando-se o conhecimento dos micromecanismos de desgaste e das propriedades dos microconstituintes e microestruturas, em combinação com o conhecimento das solicitações existentes em cada caso, pode-se procurar compreender as mudanças no comportamento ao desgaste dos materiais à medida em que mudam as condições dos sistemas.

No presente trabalho, utilizou-se um ensaio que, em princípio, estabelece condições propícias a comparações com resultados relativos à prática industrial. Entretanto, são poucos os resultados disponíveis na literatura e foge ao escopo desta pesquisa realizar, de imediato, este tipo de ensaio. Espera-se, por outro lado, que os resultados obtidos orientem, num futuro próximo, a realização de ensaios de campo, visando comprovar a eventual transferibilidade de resultados.

O que se propõe, portanto, é discutir o comportamento ao desgaste dos materiais estudados, tentando correlacioná-los com as propriedades das microestruturas e

com os efeitos superficiais e subsuperficiais observados após os ensaios, da mesma forma que se encontra na literatura a discussão, resumida no capítulo 3, sobre os resultados de outros ensaios, como o de pino contra lixa ou roda de borracha.

Vale lembrar que as grandes possibilidades de variações microestruturais dos FFBAC só foram exploradas, na literatura, através de ensaios de pino, roda de borracha ou trilha, como se mostrou no capítulo 3. Já no que se refere a ensaios em moinho, os resultados são escassos. Geralmente foram feitas apenas comparações de um único FFBAC com outros materiais, ao propô-lo como material alternativo. As exceções foram discutidas detalhadamente no capítulo 3.

Desta forma, procurou-se neste trabalho explorar algumas possibilidades de "alloy design" dos FFBAC, ensaiando-os nas condições tribológicas de um moinho de laboratório.

### **6.3.2. Condições tribológicas**

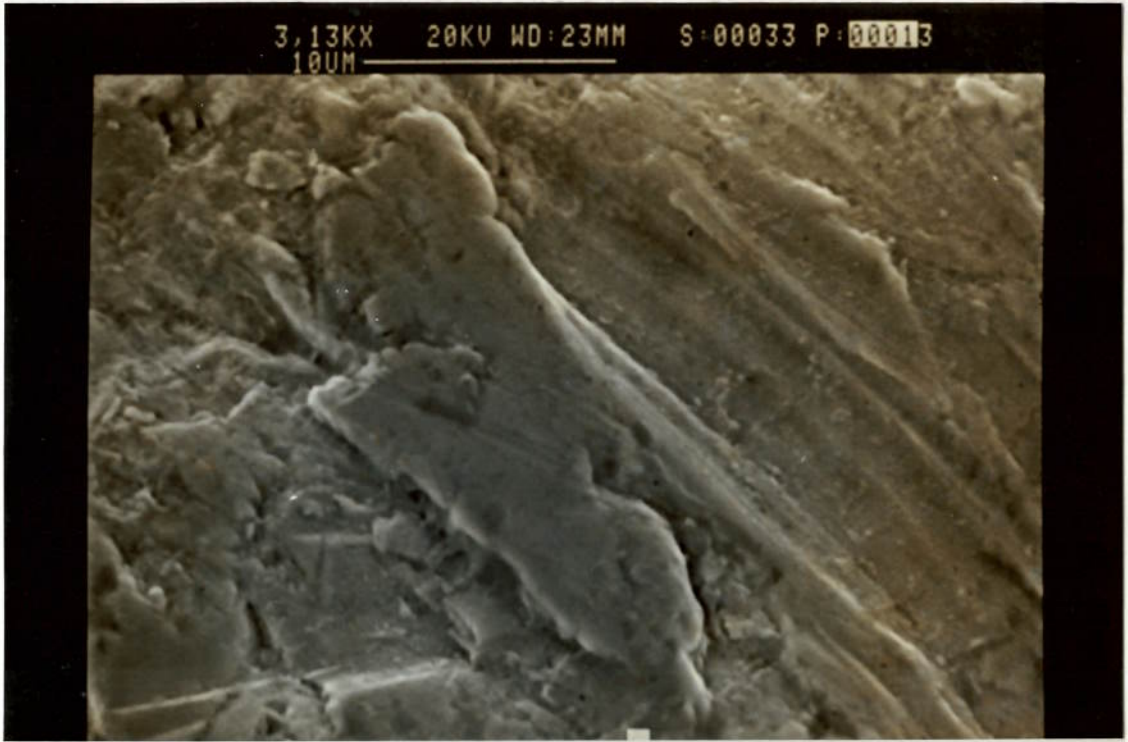
As condições tribológicas dos ensaios foram, na maior parte, descritas no capítulo de procedimentos experimentais. Mantendo-se constantes as condições do moinho (volume de bolas, grau de enchimento, porcentagem da velocidade crítica, moagem contínua a úmido), variaram-se os abrasivos, cuja descrição encontra-se também no capítulo 4. Segundo a literatura<sup>21,138</sup>, as condições de operação utilizadas são propícias ao regime de cascata e,

conseqüentemente, à predominância da ação de moagem por atrito e não por choque.

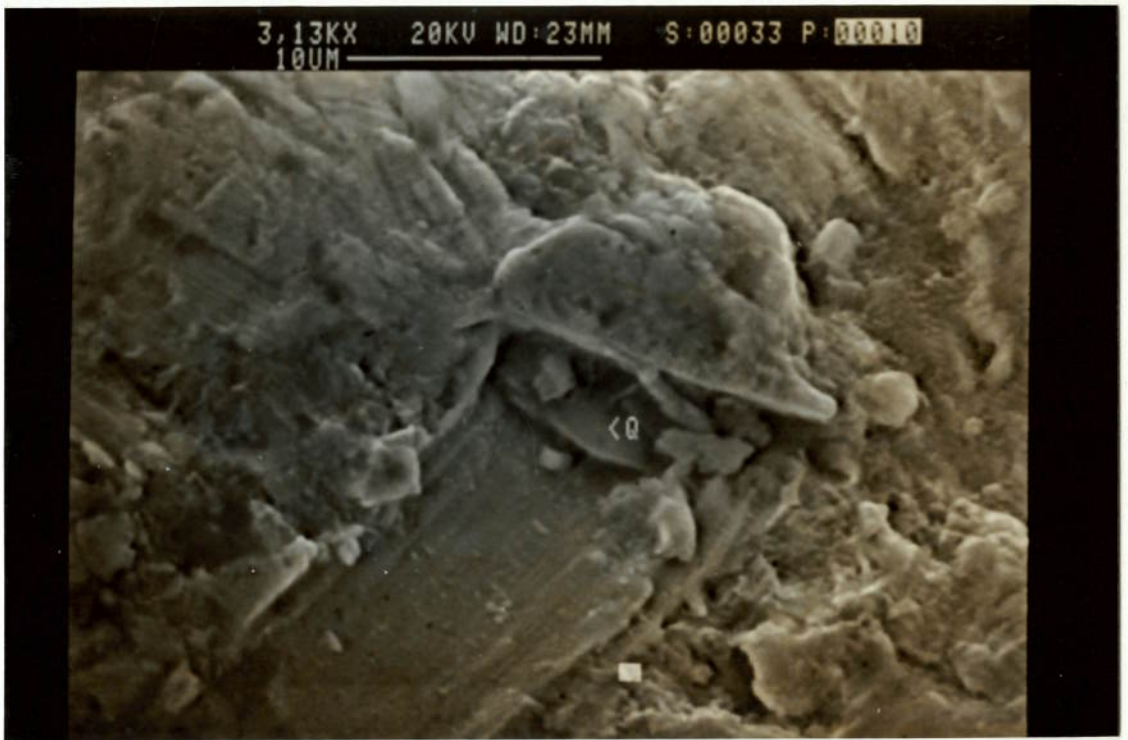
A utilização de marcação das bolas com código de furos permitiu ensaiá-las todas ao mesmo tempo, para cada abrasivo, tornando possível uma efetiva comparação dos respectivos comportamentos ao desgaste.

Um aspecto do sistema tribológico que não se podia descrever *a priori*, a não ser de maneira teórica, diz respeito à forma de interação entre abrasivos e corpos. Trata-se, evidentemente, de um sistema a 3 corpos. Entretanto, supõe-se que a moagem dos grãos ocorre devido a interações com forte componente perpendicular às superfícies das bolas<sup>11,67</sup>. Por este motivo, procurou-se observar na superfícies desgastadas se havia também sinais de uma participação importante de deslizamento. Esta distinção é importante à medida em que o sulcamento sem deslizamento seria menos propício à remoção de material por corte, enfatizando os mecanismos de microfadiga e microtrincamento.

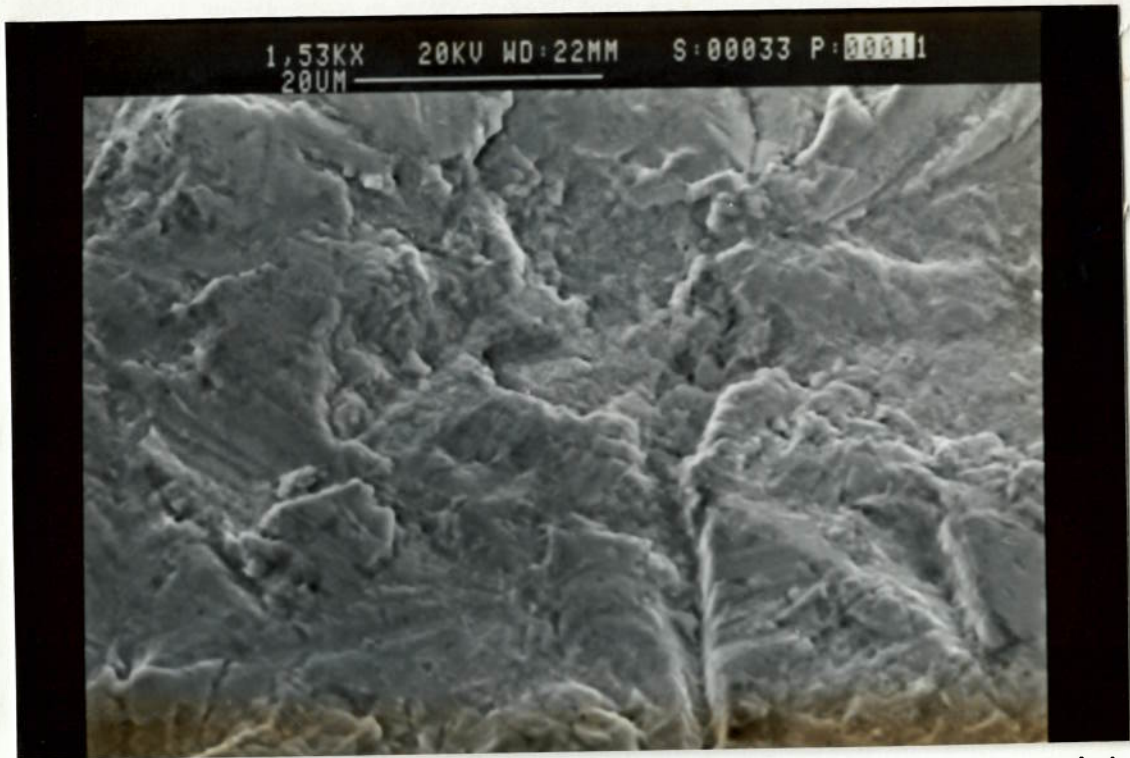
Na figura 74 a 76 encontram-se registros fotográficos de superfícies desgastadas, observadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Nelas, verificaram-se várias formas de interação superficial, sem se poder destacar uma como predominante. Comentam-se a seguir algumas ocorrências típicas.



(a)



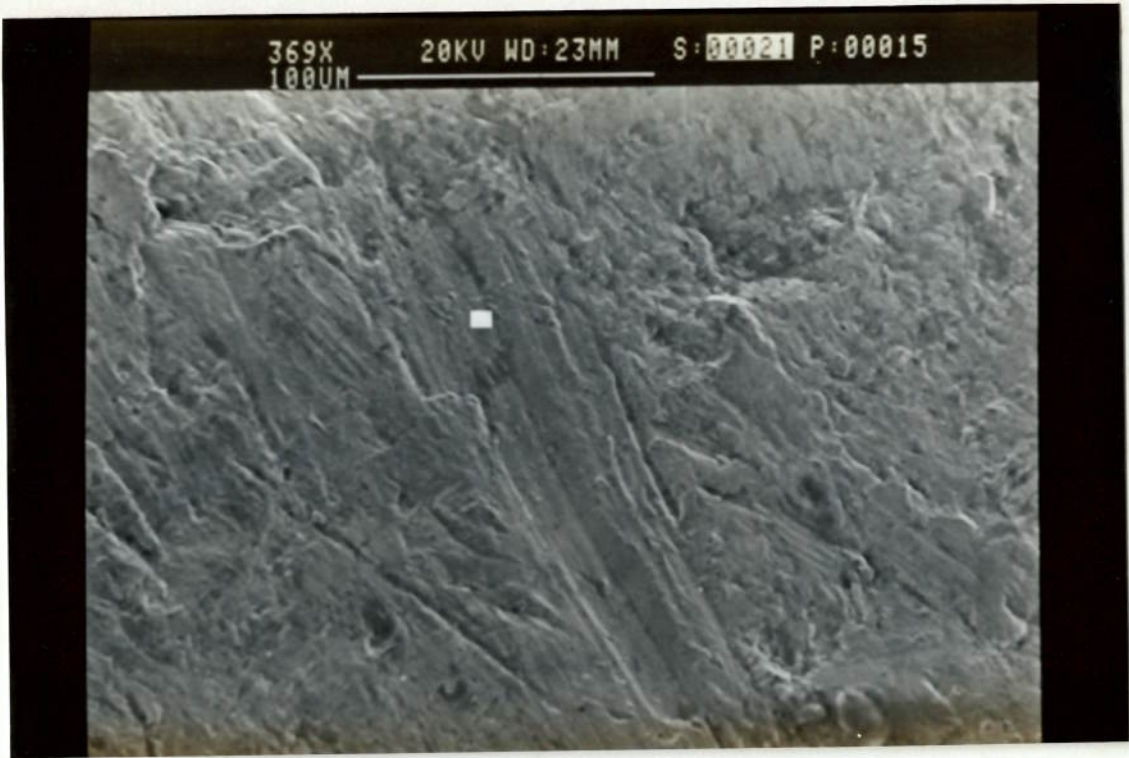
(b)



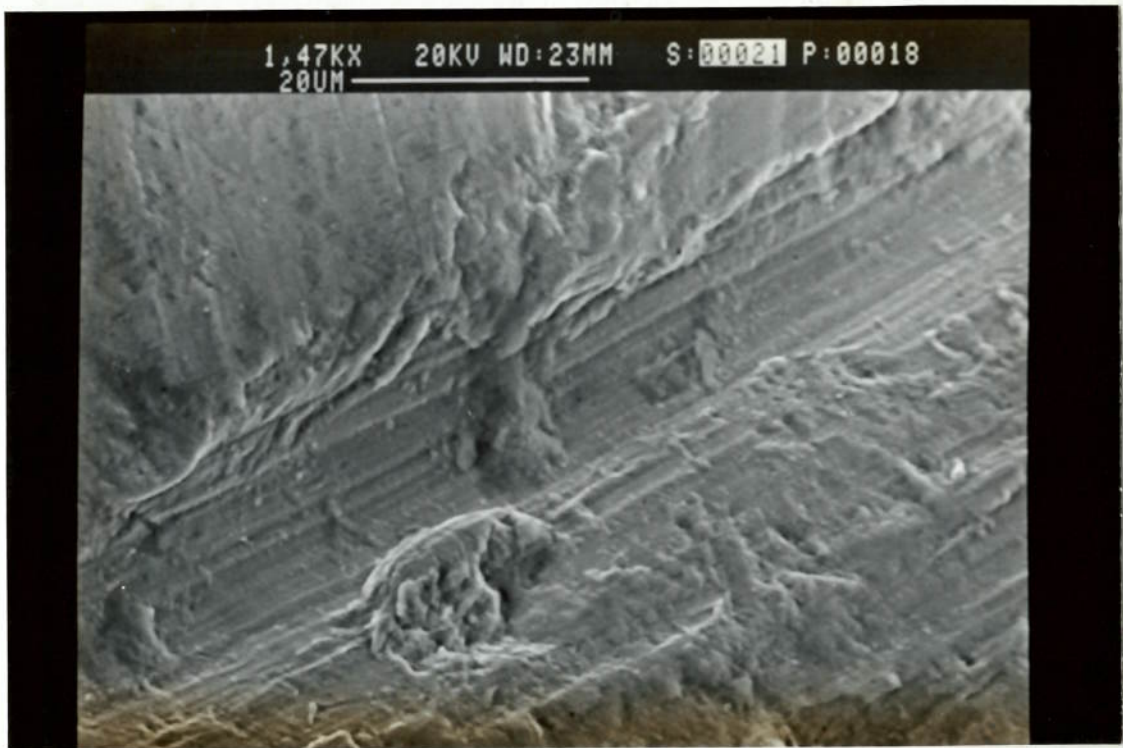
(c)

Figura 74. Superfícies desgastadas com Quartzo. Liga A.

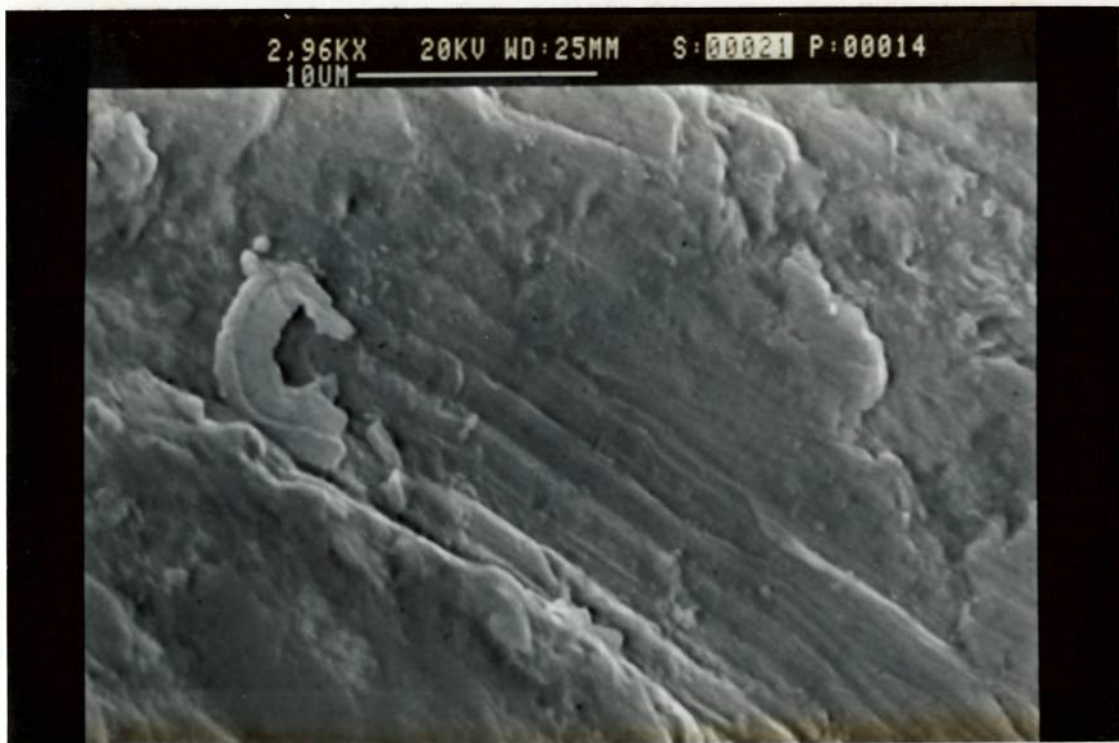
A figura 74 refere-se ao desgaste da liga A no ensaio com Quartzo. Na foto 74a, vê-se que o deslizamento de uma partícula abrasiva lançou grande quantidade de material para as bordas do sulco. Sobre este material deslocado, a passagem de outra partícula promoveu corte. Na foto 74b pôde-se identificar uma partícula de quartzo (identificada "Q" na foto) incrustada na matriz, após deslizar provocando corte e deformação. Na foto 74c há evidências tanto de corte como de deformação, parecendo haver trincas dúteis. As regiões de superfície rugosa provavelmente são resultantes do arrancamento de lâminas deformadas.



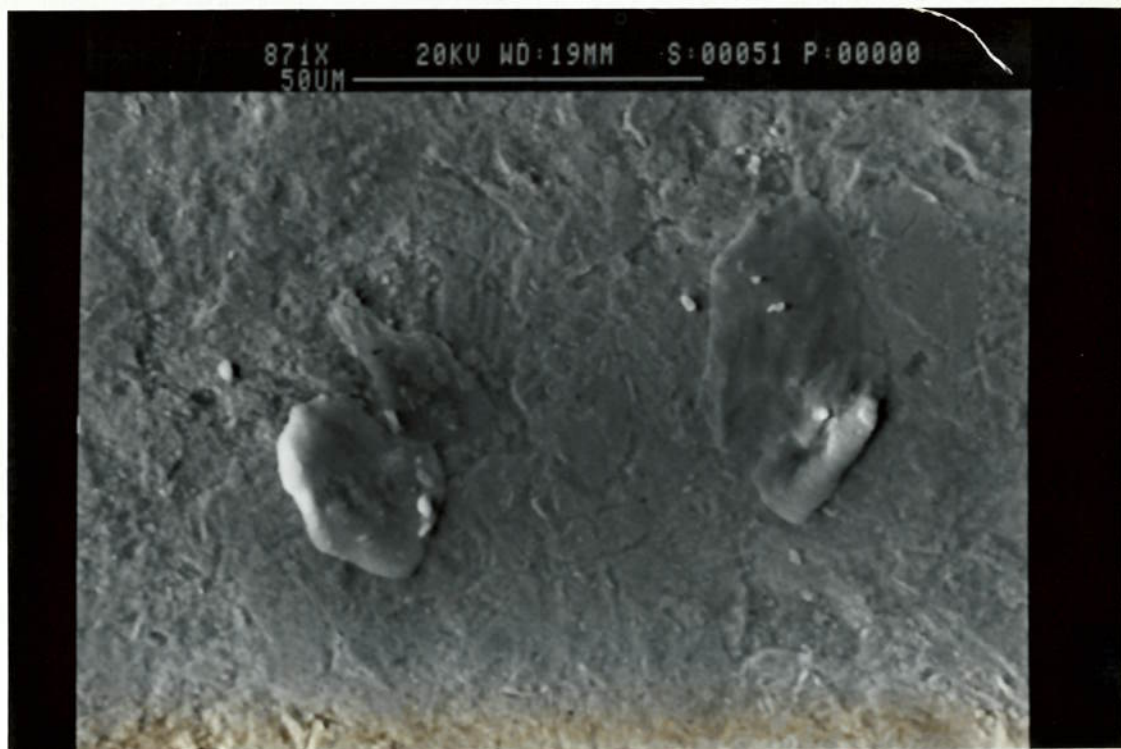
(a)



(b)



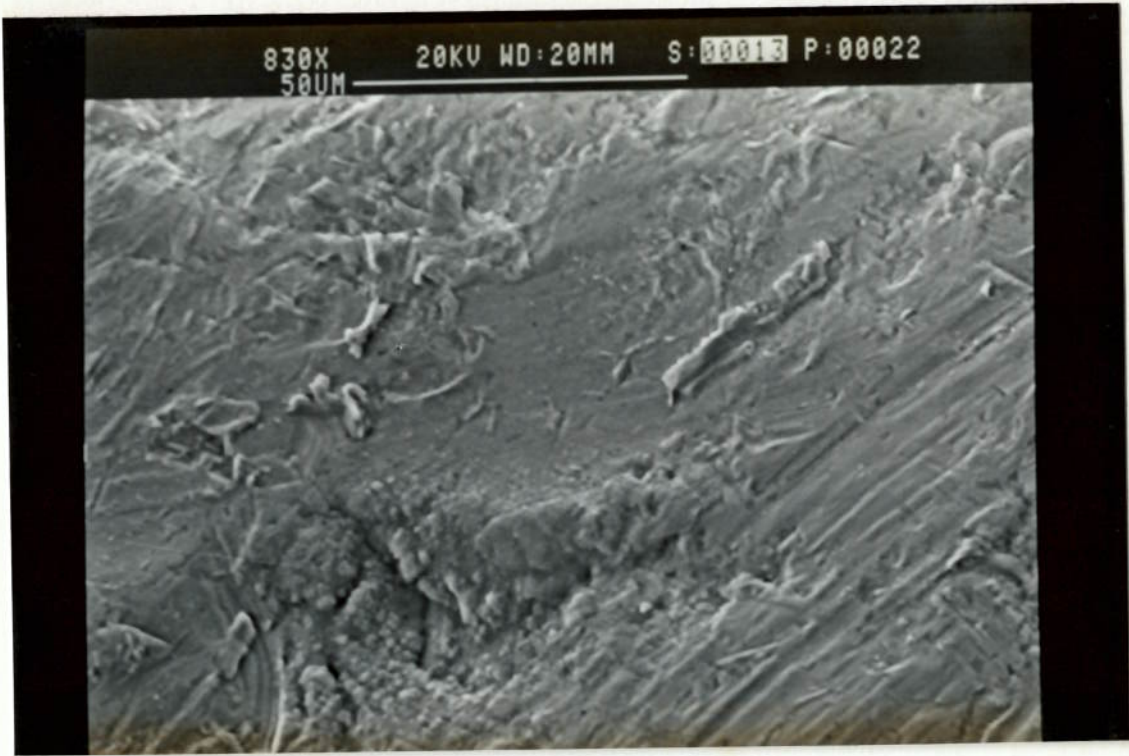
(c)



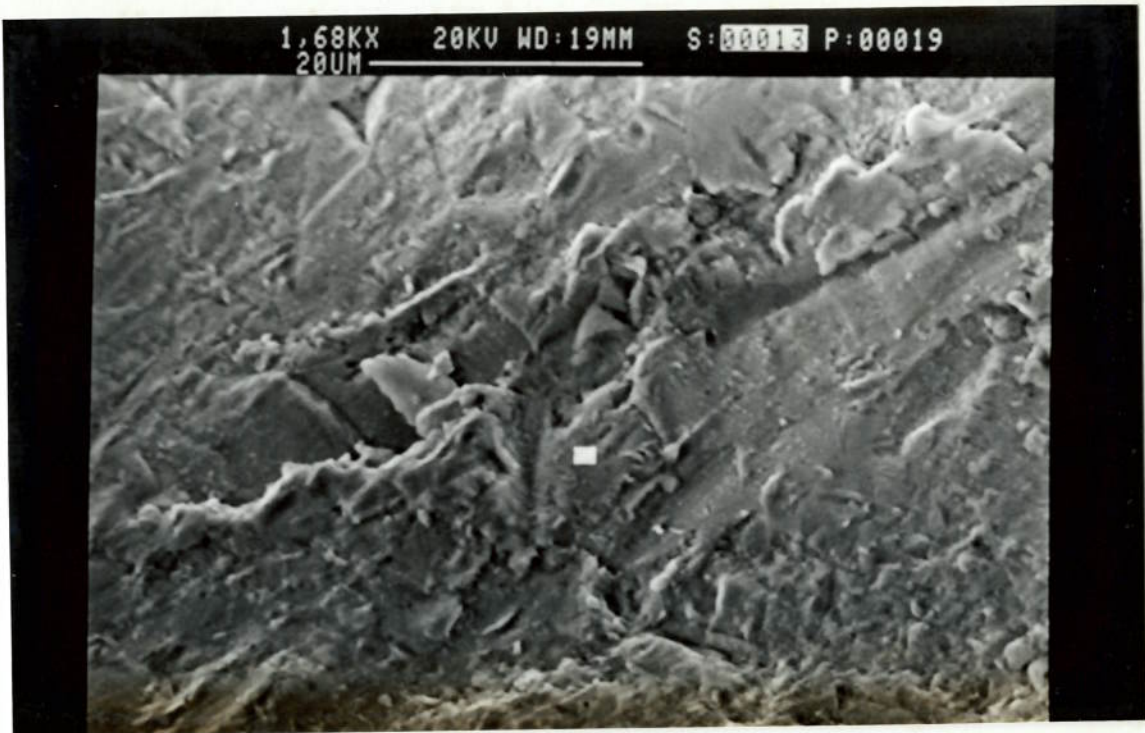
(d)

Figura 75. Superfícies desgastadas com Apatita. (a),(b) e (c)-Liga A; (d)-Liga C.

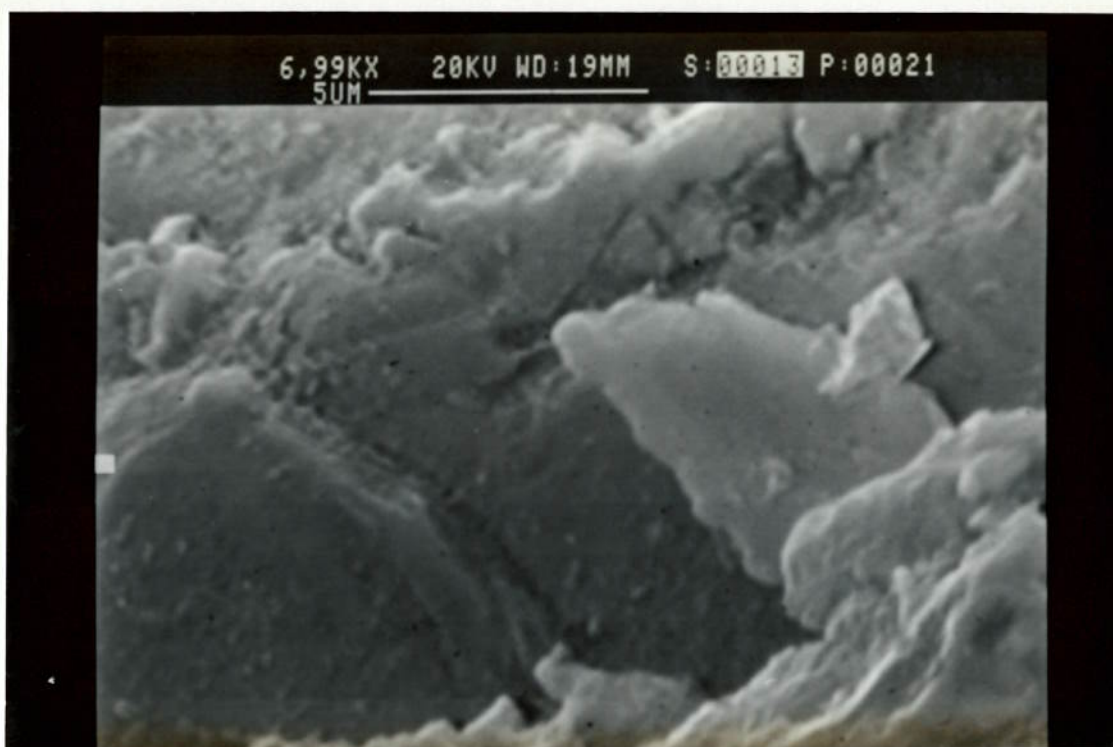




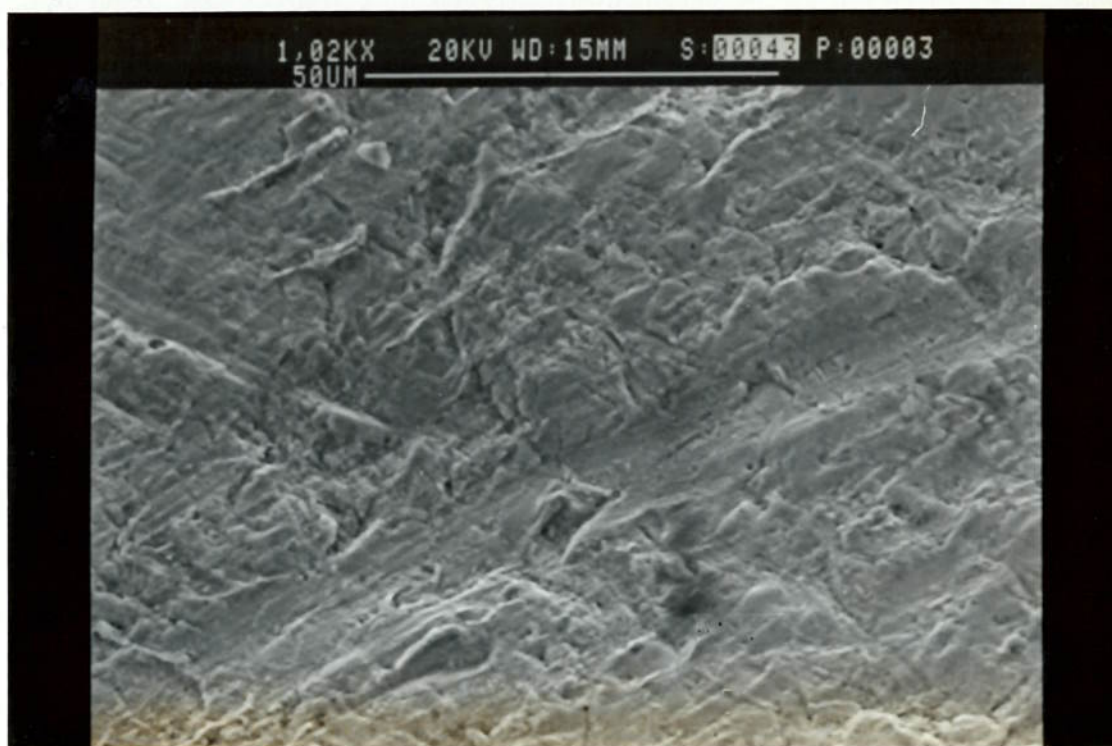
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 76. Superfícies desgastadas com Quartzo. (a),(b) e (c)-Liga C6; (d)-Liga E.

Na figura 75, relativa a desgaste com apatita, as ocorrências não parecem essencialmente diferentes das observadas no desgaste com quartzo. Na foto 75a, com pequeno aumento, há bastante evidências de deslizamento dos quais mostram-se detalhes nas fotos seguintes. Vê-se na foto 75b um arrancamento de material associado a deslizamento, podendo provavelmente ser atribuído a um evento de trincamento. É evidente na figura 75c a ação de corte, que provocou a formação de um cavaco de usinagem de material da matriz. Já no caso mostrado na foto da figura 75d, partículas identificadas como de apatita parecem terem sido incrustadas na matriz, não havendo evidências de deslizamento associado.

Na figura 76, mostram-se aspectos de superfícies desgastadas no ensaio com quartzo, de bolas das ligas C6 e E. Vêem-se as marcas de deslizamento, com muitas bordas deformadas, bem como evidências de arrancamento de camadas de material, na figura 76a. Microtrincamentos aparecem na figura 76b, e com maior aumento na figura 76c. Na foto da figura 76d, mostra-se uma superfície da liga E, na qual se notam trincas, cuja natureza não foi possível determinar nesta observação.

Conclui-se das observações efetuadas que nas condições de ensaio ocorrem interações entre abrasivo e superfície tanto através de deslizamento quanto através de movimentos na direção perpendicular à superfície. Observam-se de maneira geral os mesmos danos superficiais descritos na literatura relativa a outros tipos de ensaio, como pino

contra lixa, roda de borracha e trilha, embora, naturalmente, os eventos não tenham a direcionalidade comumente observada naqueles ensaios.

### 6.3.3. Taxas de desgaste

Os resultados apresentados nas tabelas 25 a 27 e nas figuras 64 a 69 mostram tendências nítidas. A inclusão, nos gráficos relativos às perdas de massa finais, dos respectivos intervalos de confiança, mostra que foi possível medir diferenças reais entre os materiais. De maneira geral, as tendências estabelecidas nas primeiras horas de ensaio prosseguiram e tornaram-se mais nítidas com o tempo.

Pode-se afirmar com base nestes resultados que os ensaios atenderam aos requisitos propostos por Avery<sup>104</sup>, no que diz respeito a reprodutibilidade e capacidade de "rankear" ligas.

Verifica-se nos gráficos de perda de massa em função do tempo que o aumento do desgaste é aproximadamente linear. Foi discutido no capítulo 3 que quando o desgaste ocorre essencialmente devido a interações superficiais, com pouca influência de impactos, deriva-se uma equação linear de desgaste do diâmetro com o tempo, da forma

$$\Phi = \Phi_0 - K.T.$$

A tendência linear é observada já nos gráficos de perda de massa porque a variação da área da superfície é muito pequena, no tempo de ensaio utilizado.

Num caso prático, em que a bola é utilizada até diâmetros muito pequenos, o mesmo não ocorre.

Considerou-se mais apropriado analisar o desgaste convertendo-se os resultados para variação de diâmetro. Desta forma, obtém-se taxas de desgaste,  $K$ , comparáveis com valores publicados como os de Carpinetti Costa, Leiva e Estay e Barros, citados no capítulo 3. Além disto, os valores de  $K$  são independentes do diâmetro das bolas, como se viu nas figuras 46 e 49, facilitando as comparações. Na discussão do trabalho de Carpinetti Costa mostrou-se a vantagem de usar este parâmetro.

Os gráficos das figuras 76 a 78 mostram as variações de diâmetro com o tempo. As apresentações foram divididas de acordo com as séries Vvk, matrizes básicas e ligas martensíticas. No primeiro caso, apresentam-se as ligas aço-matriz, A, B, C, D e E, todas com matriz martensítica, tratada em nitrogênio líquido e revenidas, tendo como variável, portanto, apenas a fração volumétrica de carbonetos e a microestrutura de solidificação. No segundo grupo, são destacadas as ligas com matriz essencialmente martensítica, austenítica (C6) ou perlítica (C5). Finalmente, comparam-se graficamente a liga martensítica com subzero e revenido com aquela bruta de têmpera.

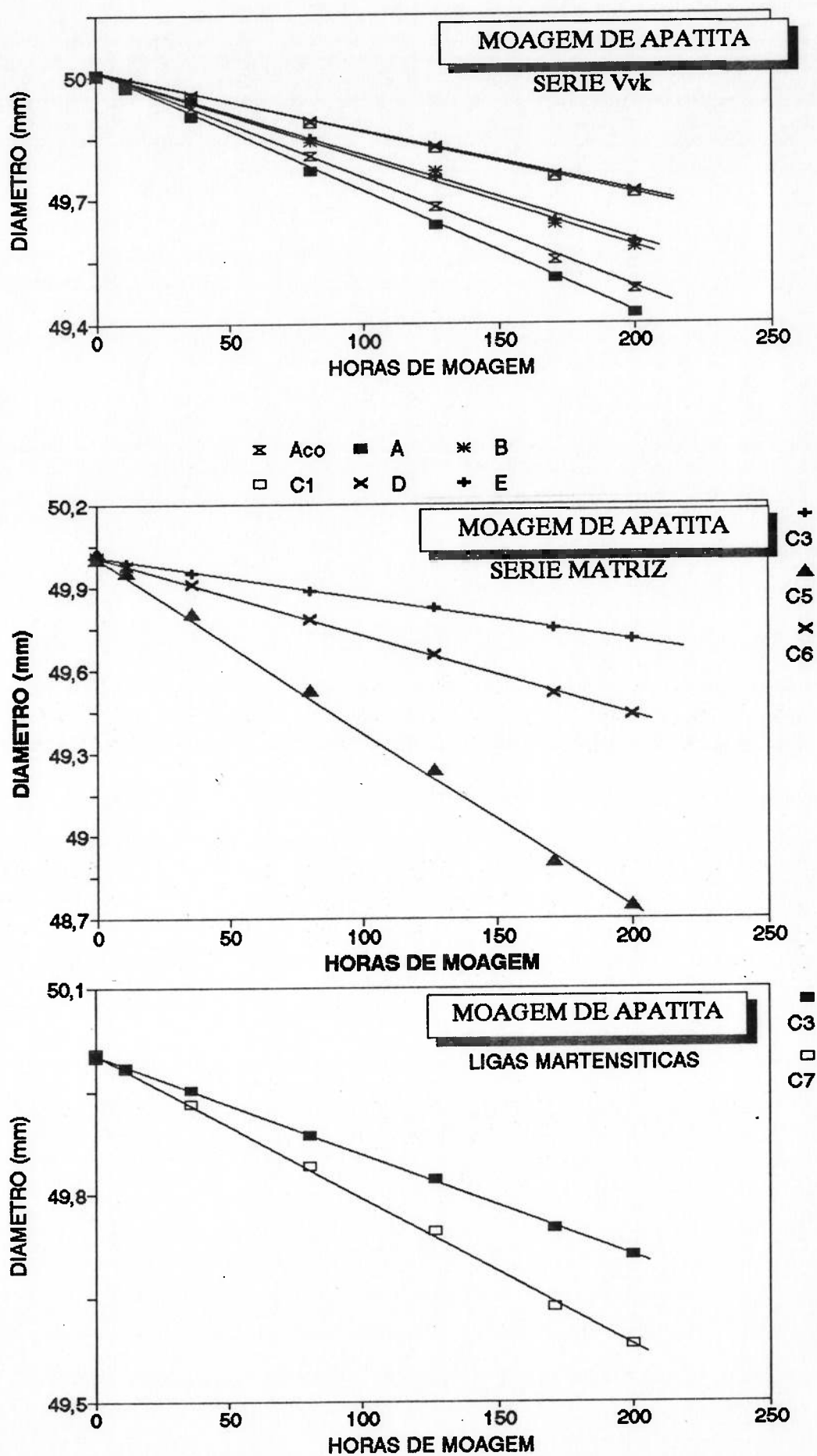


Figura 77. Diminuição do diâmetro com o tempo de ensaio. Moagem de Apatita. (a) série Vvk; (b) série matriz; (c) ligas martensíticas.

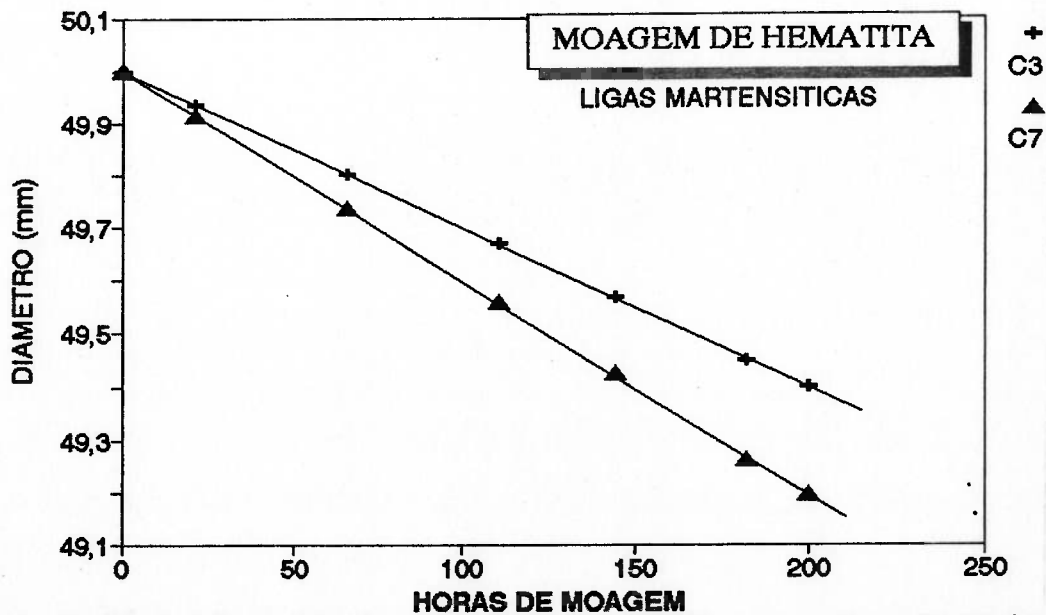
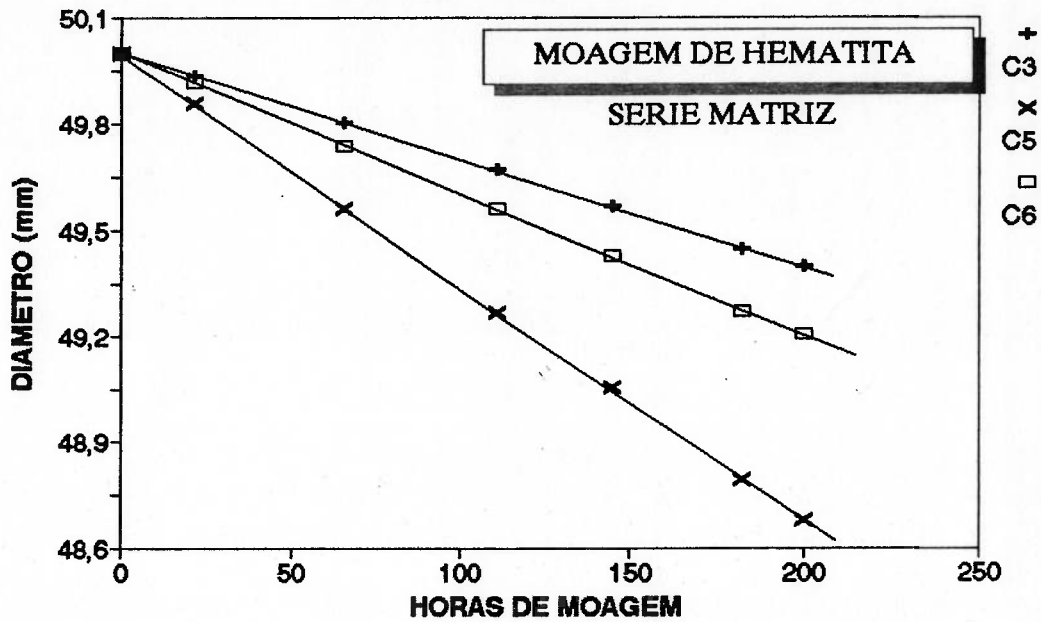
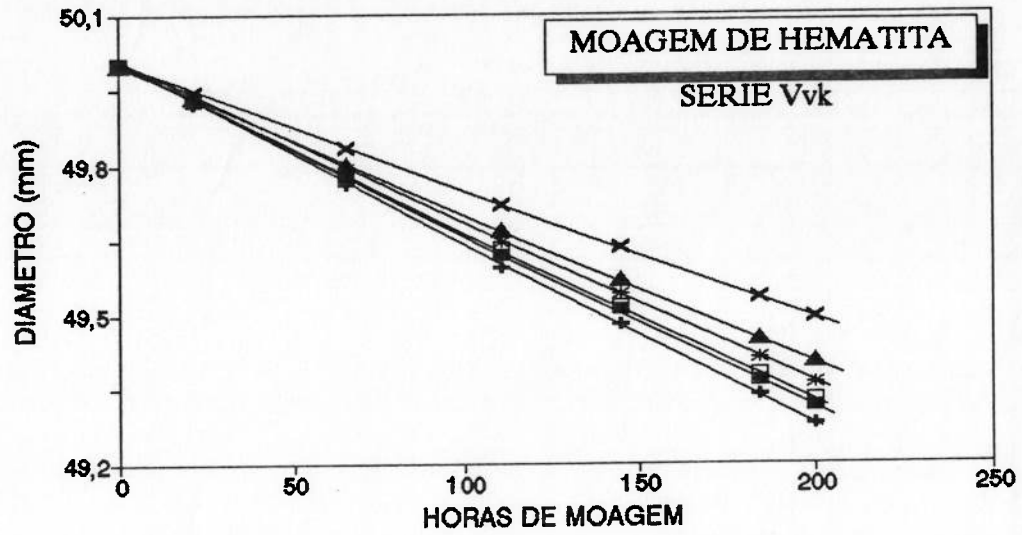


Figura 78. Diminuição do diâmetro com o tempo de ensaio. Moagem de Hematita. (a) série Vvk; (b) série matriz; (c) ligas martensíticas.

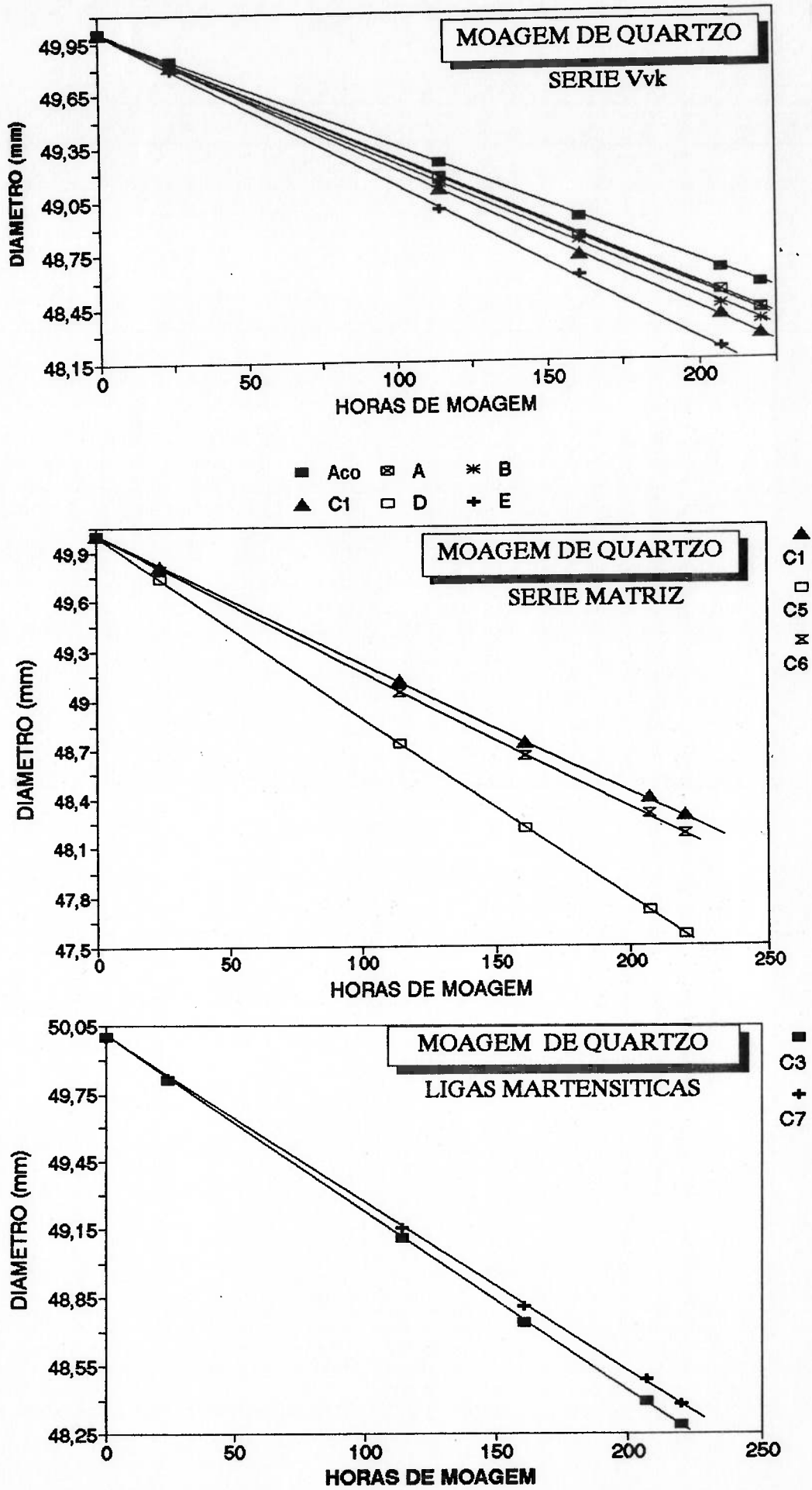


Figura 79. Diminuição do diâmetro com o tempo de ensaio. Moagem de Quartzo. (a) série Vvk; (b) série matriz; (c) ligas martensíticas.



As retas de regressão ajustaram-se muito bem aos pontos experimentais. Mesmo considerando-se o pequeno número de observações, é expressivo o fato de que os valores dos coeficientes de determinação ( $r^2$ ) são superiores a 0,998.

Desta forma foi possível quantificar o desempenho dos materiais através dos coeficientes K das retas de regressão, que expressam as respectivas taxas de desgaste.

Utilizando-se os valores das taxas de desgaste e, eventualmente, seu valor recíproco, "resistência ao desgaste", desenvolveu-se a discussão apresentada a seguir.

#### **6.3.3.1. Efeito da fração volumétrica de carbonetos**

A tabela 30 apresenta os valores de taxas de desgaste obtidos para as diversas ligas e abrasivos, na série Vvk. A figura 80 mostra as taxas de desgaste em função da Vvk.

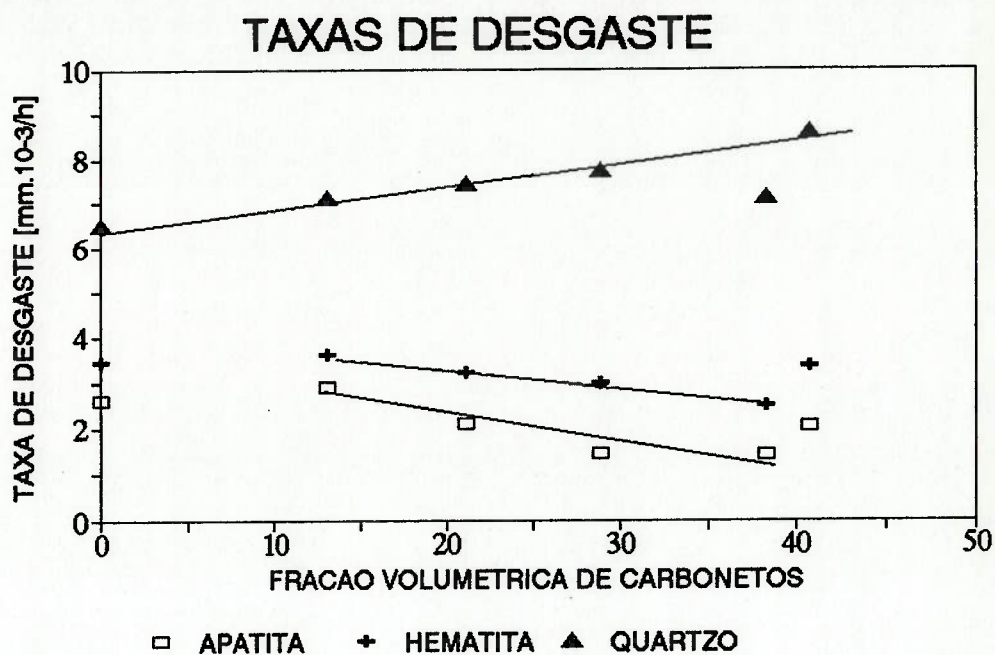


Figura 80. Taxas de desgaste em função da Vvk.

Tabela 30. Taxas de desgaste - série Vvk

ENSAIO	LIGA	K (mmx10 <sup>-3</sup> /h)	R <sup>2</sup>
APATITA	aço	2,63	0,998
	A	2,89	1,000
	B	2,13	0,999
	C3	1,46	0,999
	D	1,43	0,999
	E	2,06	0,998
HEMATITA	aço	3,44	1,000
	A	3,61	1,000
	B	3,21	1,000
	C3	2,99	1,000
	D	2,53	1,000
	E	3,37	0,999
QUARTZO	aço	6,52	1,000
	A	7,12	1,000
	B	7,44	1,000
	C1	7,77	1,000
	D	7,15	1,000
	E	8,62	1,000

As tendências mostradas pelo gráfico são muito claras, podendo-se observar que:

- a) As taxas de desgaste no ensaio com Quartzo foram muito superiores às verificadas nos demais ensaios.
- b) Nos ensaios com Apatita ou Hematita a evolução do comportamento das ligas com o aumento da Vvk foi muito semelhante, com maiores taxas de desgaste para a segunda. Nestes ensaios, os FFBC apresentaram melhora gradual da resistência ao desgaste à medida em que a Vvk aumentou, até a liga eutética. Desta liga para a hipereutética houve súbito aumento da taxa de desgaste. Nota-se também que em ambos os casos há um ligeiro aumento da taxa de desgaste quando se passa do aço-matriz para a liga A.
- c) Ao contrário dos demais abrasivos, o quartzo provocou desgaste tanto mais rápido quanto maior a Vvk. A liga eutética fugiu à tendência geral, mostrando uma resistência ao desgaste comparável à da liga de mais baixa Vvk.

A análise das taxas de desgaste em função de outros parâmetros microestruturais resultantes da solidificação não sugere outras correlações além daquelas já observadas em função da Vvk, como se verifica na figura 81.

No caso do ensaio com quartzo, cuja dureza é superior à da martensita, o abrasivo desgasta facilmente a matriz. O mesmo não ocorre para os outros dois abrasivos, cujas durezas são inferiores à da matriz. Explica-se desta forma as taxas de desgaste muito mais elevadas no primeiro caso, bem como a relativa proximidade dos resultados nos demais casos.

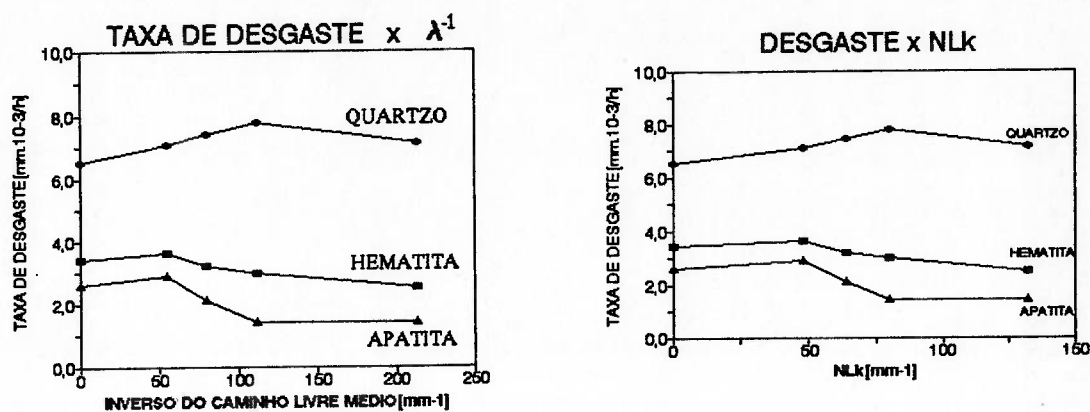


Figura 81. Taxas de desgaste em função de parâmetros microestruturais da solidificação. (a) caminho livre médio na matriz; (b) NLk

Resta explicar porque no caso do Quartzo a taxa de desgaste foi crescente com a VV<sub>k</sub>, bem como o comportamento diferenciado da liga eutética, neste ensaio.

Deve-se recordar que nos 3 casos os abrasivos não são capazes de riscar os carbonetos, cuja dureza, da ordem de 1500 HV, é muito superior mesmo à do quartzo, como ilustra a figura 82. Entretanto, observou-se em ensaios de risco único que partículas de quartzo podem provocar o mecanismo de microtrincamento dos carbonetos<sup>135</sup>, desde que haja defeitos previamente formados ou que seja removida a sustentação dada pela matriz. Na

figura 82 vê-se que o abrasivo consegue danificar as bordas dos carbonetos mais finos.

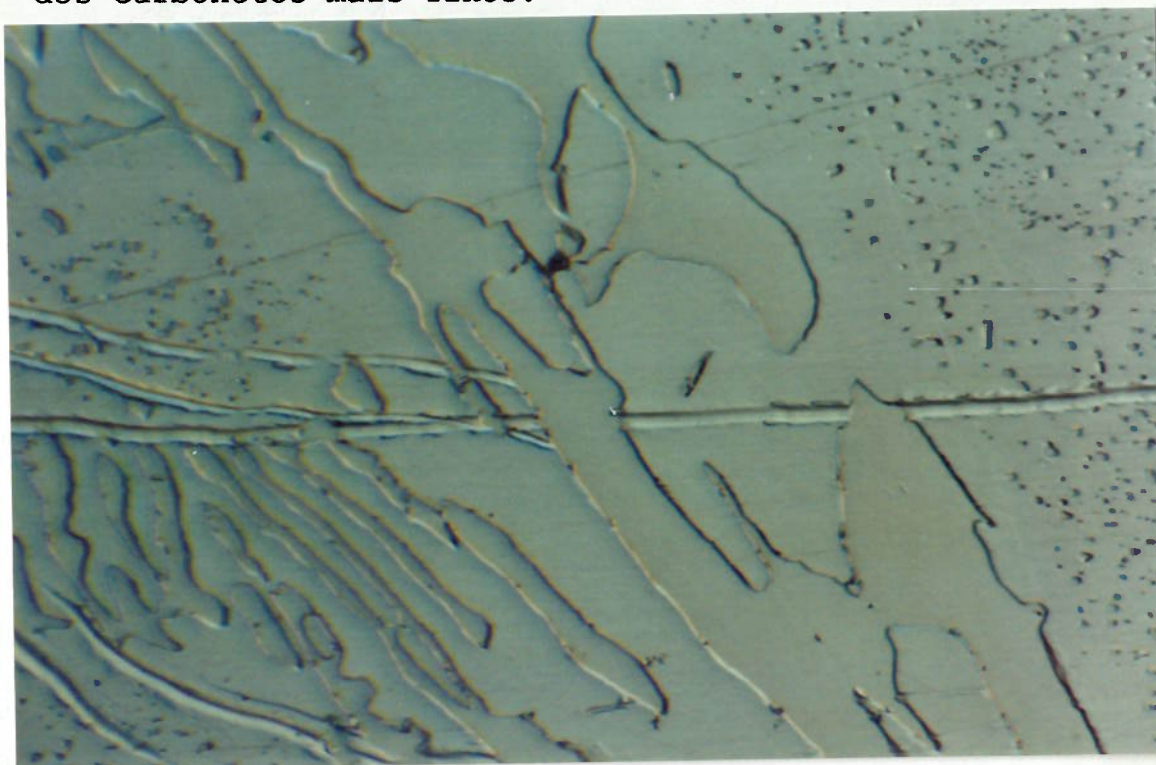


Figura 82. Aspecto de superfície polida após deslizamento sobre areia de quartzo.(1250x)

No presente caso, pode-se supor que a remoção da sustentação dos carbonetos é efetuada pela ação cortante do quartzo sobre a matriz. Os carbonetos ficando expostos podem facilmente ser flexionados e quebrados pelas partículas de abrasivo. Desta forma, enquanto este mecanismo combinado de desgaste da matriz e quebra dos carbonetos puder atuar, quanto maior a  $V_{vk}$ , maior será a taxa de desgaste. No caso da liga eutética, sua estrutura fechada, em que a matriz encontra-se quase totalmente coberta por carbonetos, dificulta o mecanismo acima descrito, retardando a primeira etapa do processo.

No caso da liga hipereutética, as perdas de massa acentuadas são devidas à morfologia grosseira dos carbonetos pró-eutéticos. A figura 61n mostra claramente o lascamento deste tipo de microconstituente.

Nas figuras 67a, 68a e 69a, nota-se que os intervalos de confiança relativos às perdas de massa das bolas da liga E são sempre relativamente amplos, o que sugere que o mecanismo de desgaste envolve remoções ocasionais de pedaços grandes de material.

O comportamento acima discutido pode ser comparado aos apresentados na literatura, referentes a outros tipos de ensaios, figura 37 e seguintes. A elevação da taxa de desgaste com o aumento da  $V_{vk}$ , por exemplo, foi verificada por Zum Gahr<sup>68</sup> em ensaios de pino contra lixa de SiC. Entretanto, o mesmo abrasivo em granulometria menor não levou a taxas crescente com o aumento da  $V_{vk}$ , embora se continuasse a registrar um desgaste rápido, devido à elevada dureza deste abrasivo, superior tanto à da matriz quanto à do carboneto. Por outro lado, os resultados de Zum Gahr relativos a ensaios com roda de borracha mostram que a possibilidade de causar aumento da taxa de desgaste com o aumento da  $V_{vk}$  não é exclusiva de abrasivos tão duros quanto o SiC, já que nestes ensaios o abrasivo é o quartzo. Neste ensaio, a taxa de desgaste aumentou com o  $V_{vk}$  a partir de cerca de 30%<sup>68</sup>.

Pode-se concluir analisando-se os presentes resultados em conjunto com os de literatura que o estabelecimento do mecanismo de microtrincamento pode

ocorrer para abrasivos duros, mesmo que de dureza inferior à do carboneto, podendo levar ao aumento da taxa de desgaste com o aumento da  $V_{vk}$ . A análise efetuada por Watson e Sare<sup>91</sup> para explicar os resultados da figura 38a pode ser adaptada e aplicada aos resultados aqui apresentados.

Estes autores mostraram que é possível prever o comportamento ao desgaste de FFBAC de maneira aproximadamente quantitativa, estabelecendo um "ranking" de resistência ao desgaste, combinando a resistência ao desgaste da matriz com a dos carbonetos, sobre curvas de resistência ao desgaste em função da dureza. A figura 83 mostra o esquema de análise apresentado por estes autores.

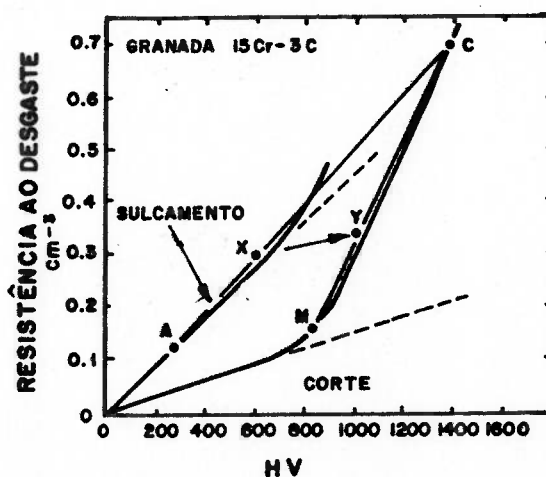


Figura 83. Esquema de análise de desgaste segundo Watson e Sare(91).

Na figura 84, apresenta-se uma análise do mesmo tipo utilizando os resultados de resistência ao desgaste (inverso da taxa de desgaste) do ensaio com Quartzo e com Hematita. Em cada caso, com o resultado da liga aço-matriz estabeleceu-se a curva correspondente à resistência ao desgaste da matriz. Como a dureza do quartzo é bastante superior à da matriz, a curva de resistência ao desgaste em função da dureza é contínua, não apresentando inflexão. Para Hematita, foi proposta uma inflexão a partir do ponto em que a dureza da matriz iguala a do abrasivo, 500HV. Com o resultado da liga com 30% de carbonetos e admitindo uma dureza de 1500 HV para este microconstituente, fez-se uma construção geométrica de tal forma que a taxa de desgaste observada para esta liga coincidiu com uma distância correspondente a 30% do caminho entre a curva da matriz e a do carboneto. Finalmente, colocando-se as demais ligas-B e C- sobre esta reta, em posições correspondentes a suas respectivas  $V_{vk}$ , obtém-se uma razoável aproximação dos valores de resistência ao desgaste. A exceção no caso do desgaste com Quartzo, naturalmente, é a liga eutética, conforme discutido anteriormente, razão pela qual esta liga não foi colocada no gráfico.

Na construção deste esquema, a curva correspondente à resistência ao desgaste do carboneto em função da dureza apresenta uma inclinação baixa, da mesma forma que se verifica para os minerais e cerâmicas nas figuras 26 e 31. Isto significa que o desgaste do carboneto por trincamento ou lascamento provocado pelo quartzo é



relativamente rápido. Em outras palavras, o mecanismo de microtrincamento é o principal responsável pelo comportamento verificado.

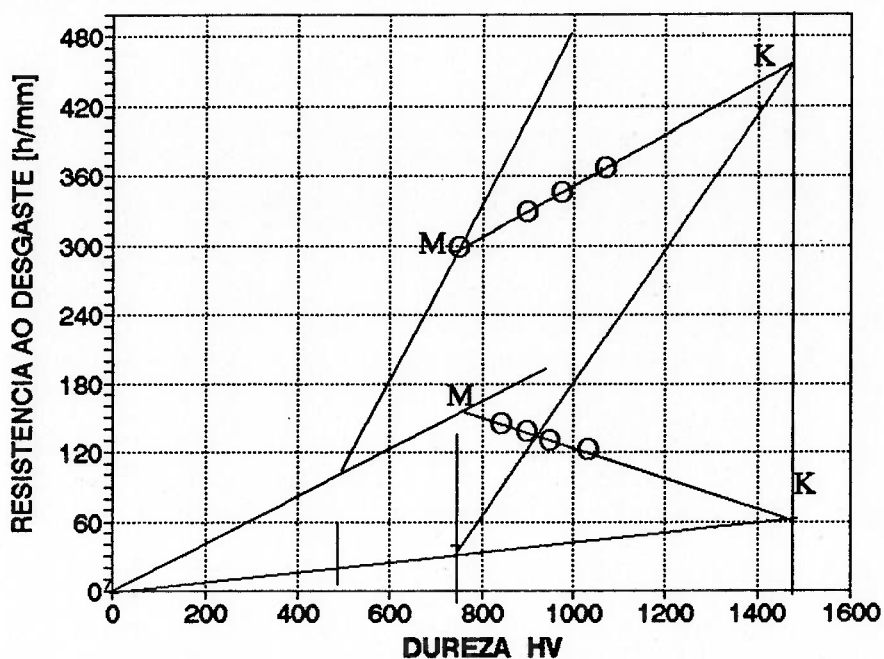


Figura 84. Esquema de análise da resistência ao desgaste em função da microestrutura e do abrasivo.

Quando, na mesma figura, são colocados resultados do ensaio com hematita, uma nova linha deve ser traçada, correspondente ao fato de que este abrasivo deve ter muito mais dificuldade para promover o desgaste do carboneto. Da mesma forma que Watson e Sare, deve-se construir uma linha de resistência ao desgaste versus dureza fortemente inclinada para representar este fato. Estabeleceu-se arbitrariamente o valor de 750HV para a dureza do abrasivo abaixo da qual deve ocorrer a inflexão da curva. Obtém-se assim, valores de resistência ao

desgaste que correspondem aos aumentos da Vvk. No gráfico, foram colocados pontos correspondentes ao aço-matriz e ligas B, C e D.

O diagrama da figura 84 evidencia que no caso de desgaste com Hematita o microtrincamento dos carbonetos não é, de maneira geral, o fator determinante das taxas de desgaste das ligas da série Vvk. Entretanto, o comportamento das ligas A e E mostra que havendo condições que facilitem este micromecanismo (nestes casos, as morfologias dos carbonetos), o desgaste aumenta.

É interessante comparar os resultados do ensaio com Apatita com aqueles do trabalho de Barros e colaboradores<sup>22</sup>, principalmente considerando que na pesquisa foi utilizada uma amostra de minério fornecida pela mesma empresa que realizou o trabalho citado.

As taxas de desgaste obtidas no moinho industrial de 3 metros de diâmetro, variaram de 2,5 a 7,3mm.10<sup>-3</sup>/h. Geralmente são testadas bolas martensíticas. Nos ensaios, as bolas martensíticas apresentaram taxas de desgaste entre 1,43 e 2,89mm.10<sup>-3</sup>/h. Para se comparar estes resultados é necessário levar em conta os respectivos diâmetros de moinho. De acordo com Hukki<sup>127</sup>, o desgaste é proporcional à raiz quadrada do diâmetro, para a mesma porcentagem da velocidade crítica. O desgaste no moinho industrial, neste caso, deveria ser 2,7 vezes mais rápido do que no moinho de laboratório utilizado. Os resultados obtidos no ensaio corresponderiam, então, a taxas de

desgaste entre 3,8 e  $7,8\text{mm}\cdot 10^{-3}/\text{h}$ , indicando um bom potencial de transferibilidade dos resultados deste ensaio.

Quanto ao ensaio com Quartzo, os resultados obtidos são contraditórios com os de Carpinetti Costa, visto que naquele estudo as maiores taxas de desgaste foram observadas com a menor Vvk. Aparentemente, as condições daquele ensaio não foram propícias ao estabelecimento do mecanismo de microtrincamento. Mais detalhes do procedimento experimental seriam necessários para discutir a diferença de comportamento. Mais à frente, discute-se também a diferença em relação ao desempenho de matrizes martensíticas ou austeníticas.

É interessante notar que durante a realização do "run-in" com areia de Quartzo grossa, o efeito da fração volumétrica de carbonetos nas taxas de desgaste foi o mesmo observado no ensaio com areia quartzosa fina, como se verifica comparando as figuras 57b e 80.

### 6.3.3.2. Efeito da microestrutura da matriz

Apresentam-se na tabela 31 as taxas de desgaste dos FFBAC com matrizes martensítica, austenítica ou perlítica. Na figura 85, estes resultados são comparados graficamente.

Tabela 31. Taxas de desgaste e resistências ao desgaste dos FFBAC com matrizes martensítica, austenítica ou perlítica.

abrasivo	liga	matriz	taxa de desgaste mm.10-3/h	$r^2$	resist. desgaste h/mm
Apatita	c3	martensítica	1,46	0,999	685
	c6	austenítica	2,84	0,999	352
	c5	perlítica	6,39	0,997	156
Hematita	c3	martensítica	2,99	1,000	334
	c6	austenítica	3,95	1,000	253
	c5	perlítica	6,58	1,000	152
Quartzo	c1	martensítica	7,77	1,000	129
	c6	austenítica	8,25	1,000	121
	c5	perlítica	11,07	1,000	90

### TAXAS DE DESGASTE

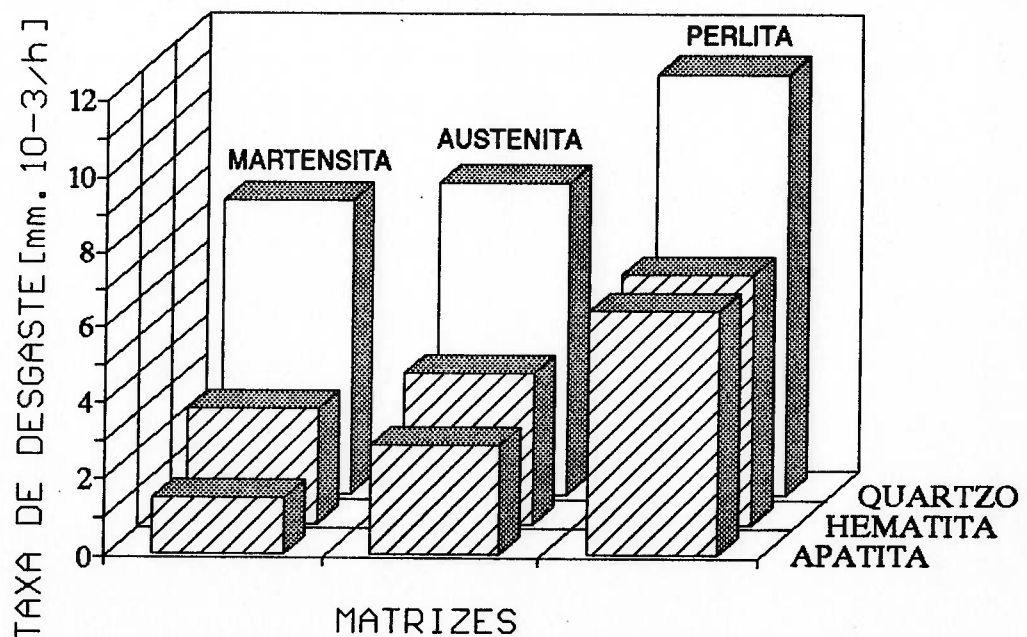


Figura 85. Taxas de desgaste em função da matriz e do abrasivo.

A seqüência de desempenho dos ferros fundidos de acordo com as matrizes, apresentada na tabela 31, coincide com a maior parte dos resultados de literatura, discutidos no capítulo 3. De fato, a microestrutura perlítica apresenta desempenho destacadamente inferior nos resultados de ensaios tanto de pino contra lixa - figuras 39 e 42 a e b- como de roda de borracha - figura 40 a)-, de trilha com abrasivo- figura 40b e 42 c,d,e- ou ainda de moinho de bolas - figura 47 a e resultados de Leiva e Estay<sup>123</sup>, tabela 4, e Carpinetti Costa<sup>5</sup>, tabela 6.

O desempenho relativo entre matrizes martensíticas ou austeníticas é mais dependente das condições tribológicas específicas. Coincidem com a ordem observada nesta pesquisa os resultados relativos a ensaios de lixa com abrasivo granada- figura 37a, para  $Vvk \geq 30\%$ ; figura 38a, para liga 15Cr-3C; figura 42a-, bem como os resultados de ensaios de roda de borracha- figura 37c, 38b, 40 e 41- e de trilha com abrasivo de menor dureza- figura 40; figura 42 c e d; figura 43 .

Por outro lado, o desempenho relativo das matrizes austeníticas tende a ser superior em ensaios de lixa ou trilha com o abrasivo mais duro- figuras 37b, 38a e 42b,c,d- e para  $Vvk$  baixas- figuras 37a e 42a,b,c; e resultados de Sinatora e colaboradores<sup>1,117</sup>.

Merecem destaque os resultados de Watson e colaboradores<sup>91</sup>, relativos a ensaio com britador (melhor desempenho de matriz martensítica, figura

38c) e de Carpinetti Costa, relativo a ensaio de moagem a seco em moinho de bolas (melhor desempenho de matriz austenítica, notadamente para baixa Vvk, tabela 6).

O conjunto de resultados da literatura apresenta como tendência geral o melhor desempenho de matrizes austeníticas nas condições em que a matriz cumpre um papel preponderante na resistência ao desgaste. O que ocorre, por exemplo, quando a Vvk é pequena ou quando o abrasivo é mais duro do que os carbonetos. Nestas situações, o menor fab verificado durante o sulcamento das matrizes austeníticas leva a taxas de desgaste mais baixas, em comparação com as martensíticas.

Nas condições em que os carbonetos tendem a assumir um papel mais importante, as matrizes martensíticas resultam em melhor desempenho, indicando que a sustentação dos carbonetos é um fator importante. Alguns dos trabalhos citados mostram que matrizes de menor resistência deformam-se muito, o que leva ao trincamento dos carbonetos.

Em outras palavras, o papel das matrizes em relação às taxas de desgaste depende do estabelecimento ou não do mecanismo de microtrincamento como a principal causa do desgaste. Não se pode ignorar, nesta análise, o papel decisivo desempenhado pela intensidade das solicitações mecânicas, na transição dos mecanismos de sulcamento e corte para o mecanismo de trincamento, como mostra o trabalho de Zum Gahr<sup>99</sup>.

No trabalho de Carpinetti Costa, as condições propícias a um melhor desempenho de bolas com matriz austenítica foram a baixa Vvk e a pequena massa das bolas.

Nos ensaios do presente trabalho, as condições favoráveis ao melhor desempenho das matrizes martensíticas foram a Vvk elevada e a maior massa das bolas (o dobro das utilizadas por Carpinetti Costa) e, provavelmente, uma interação mecânica mais efetiva entre bolas, devido à moagem a úmido. Na tabela 31, nota-se que a diferença a favor da matriz martensítica foi tanto maior quanto menor a abrasividade do material moído. Assim, enquanto que o desgaste da liga austenítica foi quase duas vezes mais rápido no ensaio com Apatita, a diferença cai para 32% no ensaio com Hematita e apenas 6% no ensaio com Quartzo. Esta seqüência é coerente com a tendência discutida anteriormente, de melhor desempenho da matriz austenítica nos ensaios com abrasivos mais duros.

A literatura sugere o mecanismo de corrosão induzida por deformação como um fator que favoreceria o desgaste<sup>65</sup>. Nos ensaios de moagem a úmido, este mecanismo poderia contribuir para um pior desempenho de matrizes austeníticas, já que sua resistência ao desgaste depende em grande parte exatamente da sua capacidade de deformação e encruamento.

Já que os abrasivos utilizados nos ensaios não são capazes de cortar os carbonetos é de se esperar que a dureza das matrizes exerça uma forte

influência nas taxas de desgaste. Viu-se, no capítulo 3, que a relação dureza do abrasivo/dureza do material(ou do microconstituente) é um parâmetro importante na análise do comportamento ao desgaste, conforme ilustram as figuras 32,33 e 39. Para se analisar esse efeito no presente estudo, construiu-se a tabela 32, utilizando-se os dados das tabelas 15 e 24.

Tabela 32. Relação dureza do abrasivo/dureza da matriz (Ha/Hm).

abrasivo matriz	Apatita (300)	Hematita (500)	Quartzo (1000)
Martensita (800)	0,38	0,62	1,25
Austenita (440)	0,68	1,14	2,27
Perlita (350)	0,86	1,43	2,86

Na figura 86 apresentam-se a resistência ao desgaste dos FFBAC com as diferentes matrizes, em função do parâmetro Ha/Hm.

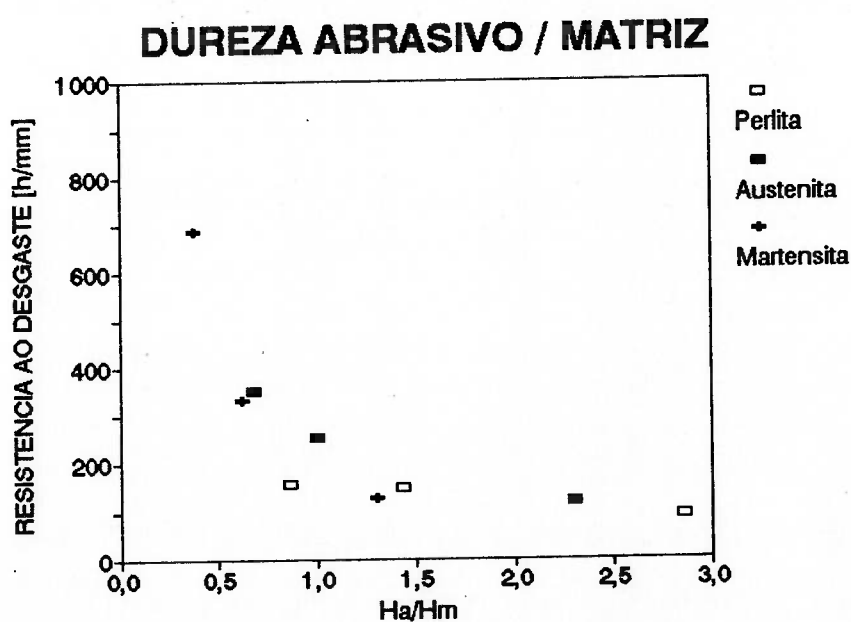


Figura 86. Resistência ao desgaste em função da relação Ha/Hm.



O gráfico da figura 86 mostra claramente que a dureza da matriz teve um papel importante nas taxas de desgaste. O ponto de transição de baixa para alta resistência ao desgaste situa-se em torno de Ha/Hm igual a 1.

No gráfico da figura 87, relativo ao ensaio com Quartzo, mostra-se que a perlita causa aumento significativo da taxa de desgaste, mesmo em porcentagens inferiores a 10%.

Finalmente, conforme mostram os gráficos das figuras 77c e 78c, notou-se uma tendência a desgaste mais rápido das ligas brutas de têmpera, nos ensaios com Apatita ou Hematita, indicando um possível efeito da maior fragilidade da matriz. No ensaio com Quartzo, há uma inversão, mas a diferença é pequena.

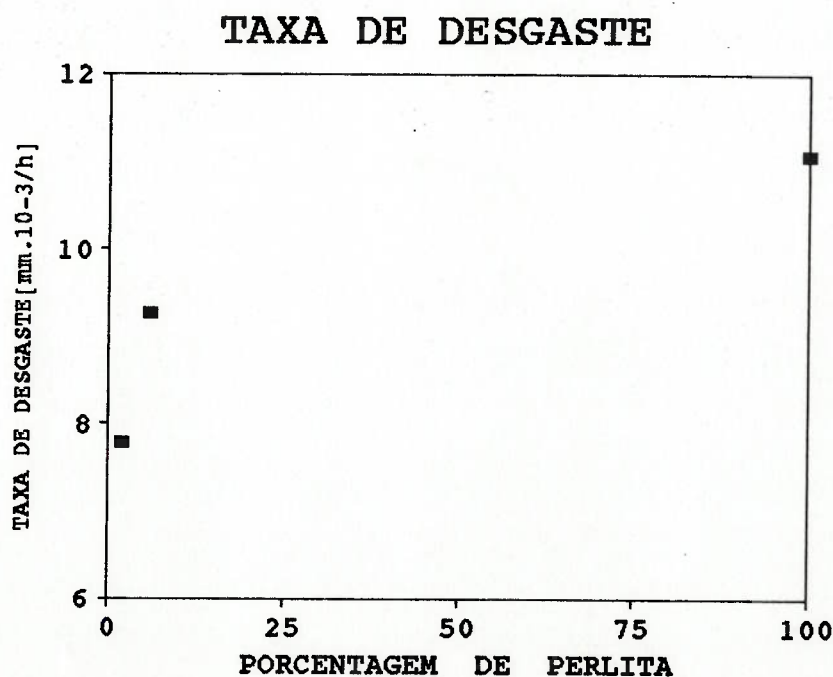


Figura 87. Taxa de desgaste em função da porcentagem de perlita.

### 6.3.3.3. Evidências metalográficas

Nas figuras 88 a 91, mostram-se evidências dos mecanismos de desgaste, obtidas observando-se as superfícies desgastadas no MEV após um ligeiro polimento e ataque.

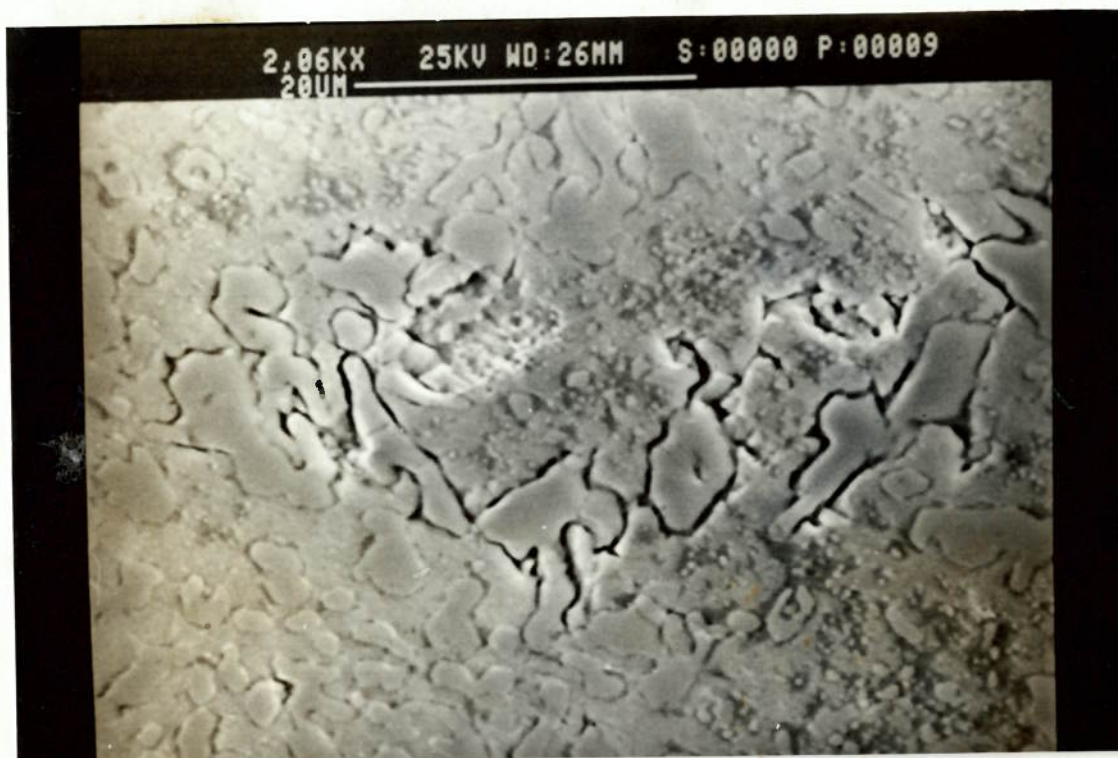


Fig.88a.

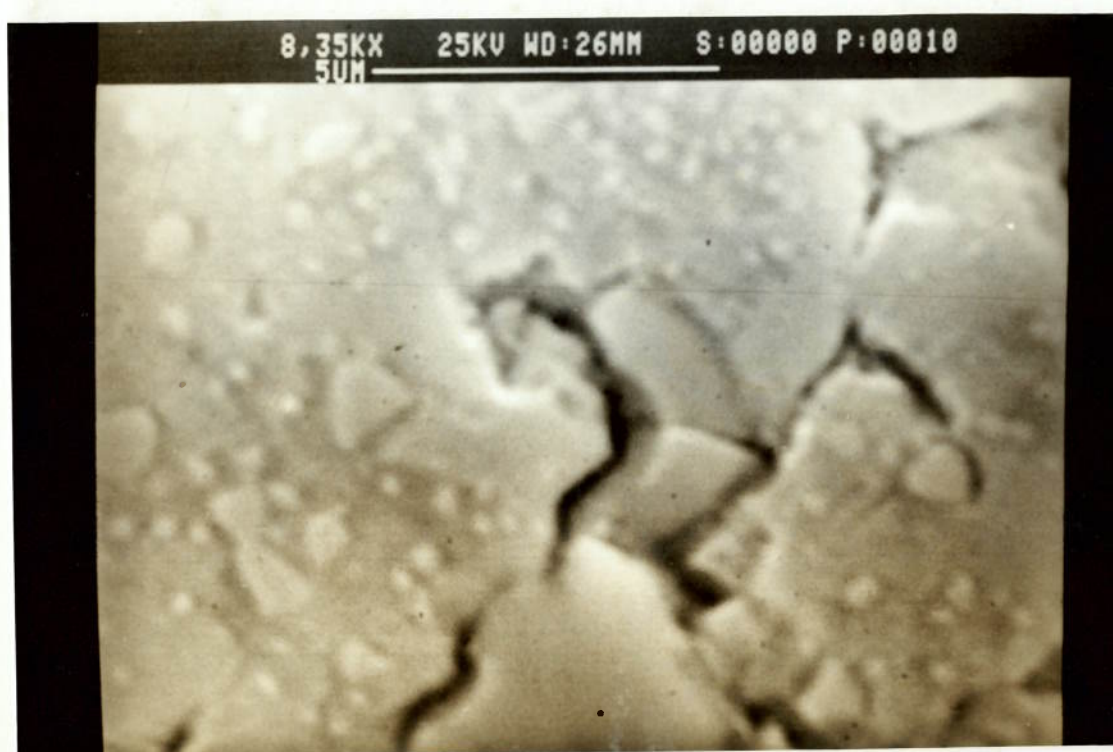


Fig.88b.

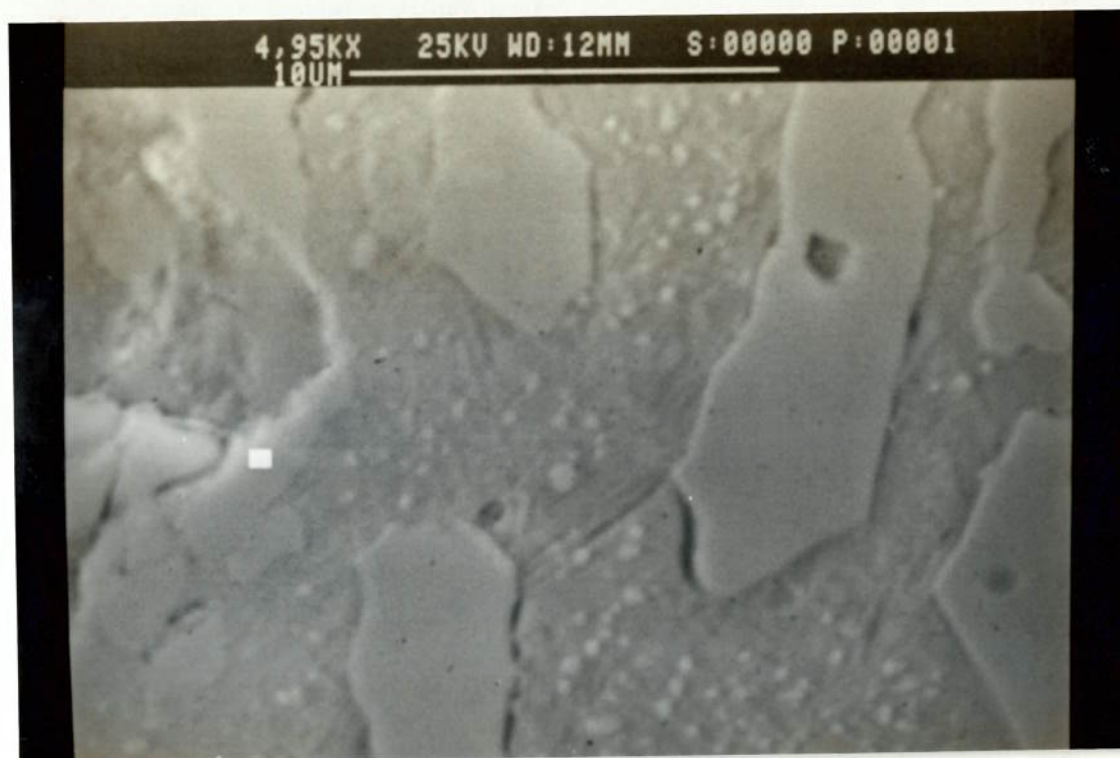


Fig.88c.

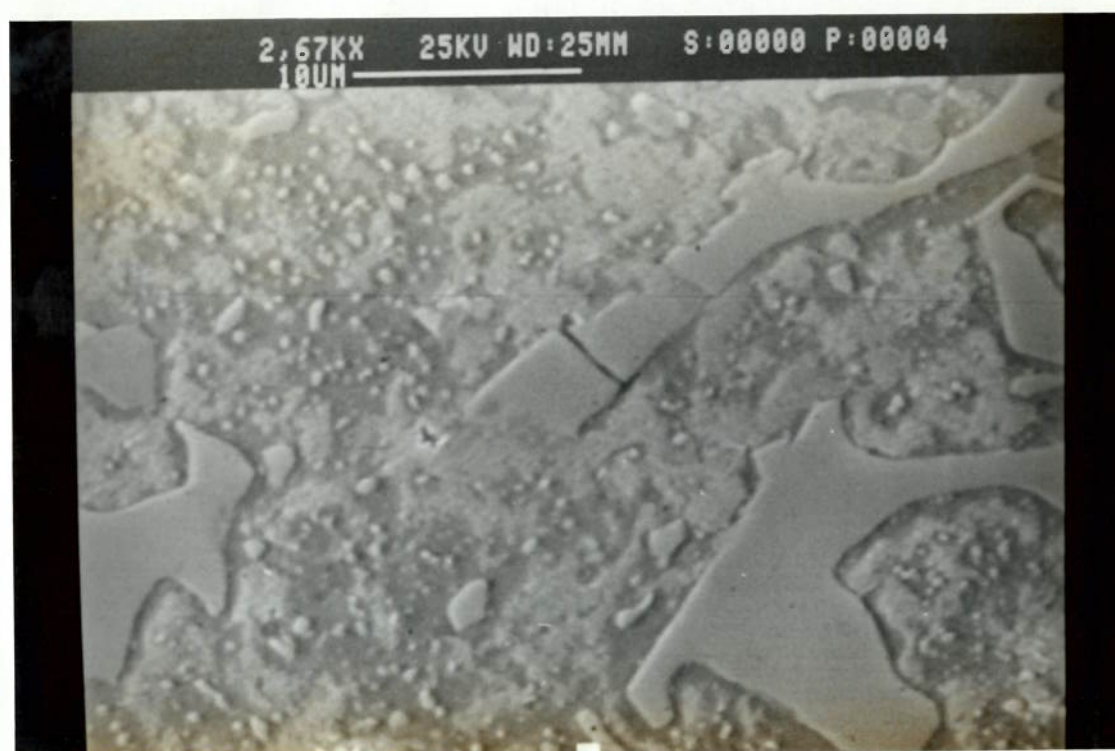


Fig.88d.

Figura 88. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante, 3 $\mu$ m e ataque. Matriz martensítica.

A figura 88 refere-se à liga de matriz martensítica. Na micrografia 88a nota-se que as deformações superficiais provocam o descolamento dos carbonetos. Entretanto poucas trincas são observadas, parecendo ocorrer apenas nos carbonetos de menor espessura. Na figura 88b vê-se um detalhe do campo anterior, no qual se nota o trincamento de uma ramificação fina do carboneto. Na figura 88c, mostra-se como o descolamento dos carbonetos ocorre associado à deformação plástica da matriz. A foto da figura 88d é outra evidência de trincamento e arrancamento dos ramos mais finos e alongados dos carbonetos.

As micrografias da figura 89 referem-se à liga de matriz perlítica. Fica evidente nas fotos que este tipo de microestrutura resulta no trincamento generalizado dos carbonetos. As elevadas taxas de desgaste observadas na liga perlítica, bem como seu crescimento com o aumento da  $V_{vk}$ , registrado na literatura, parecem ser consequência não só da facilidade com que o abrasivo desgasta a matriz, expondo os carbonetos, mas também do trincamento desta fase devido a deformação excessiva, antes mesmo que aflore à superfície.

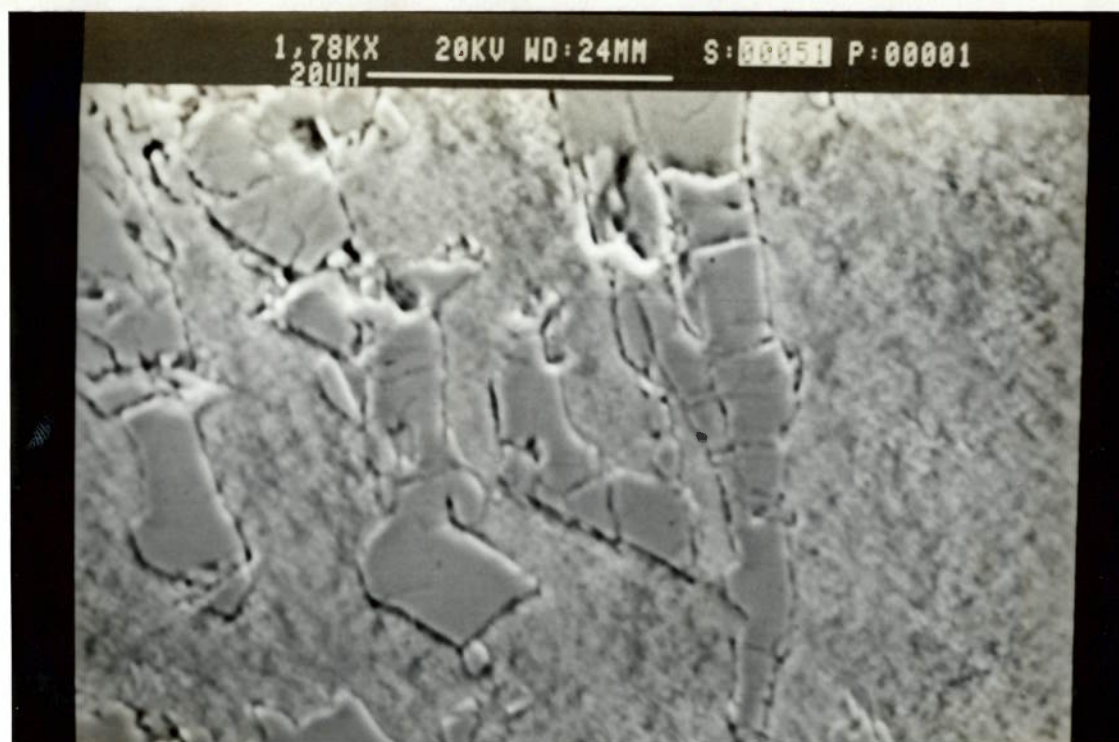


Fig.89a.

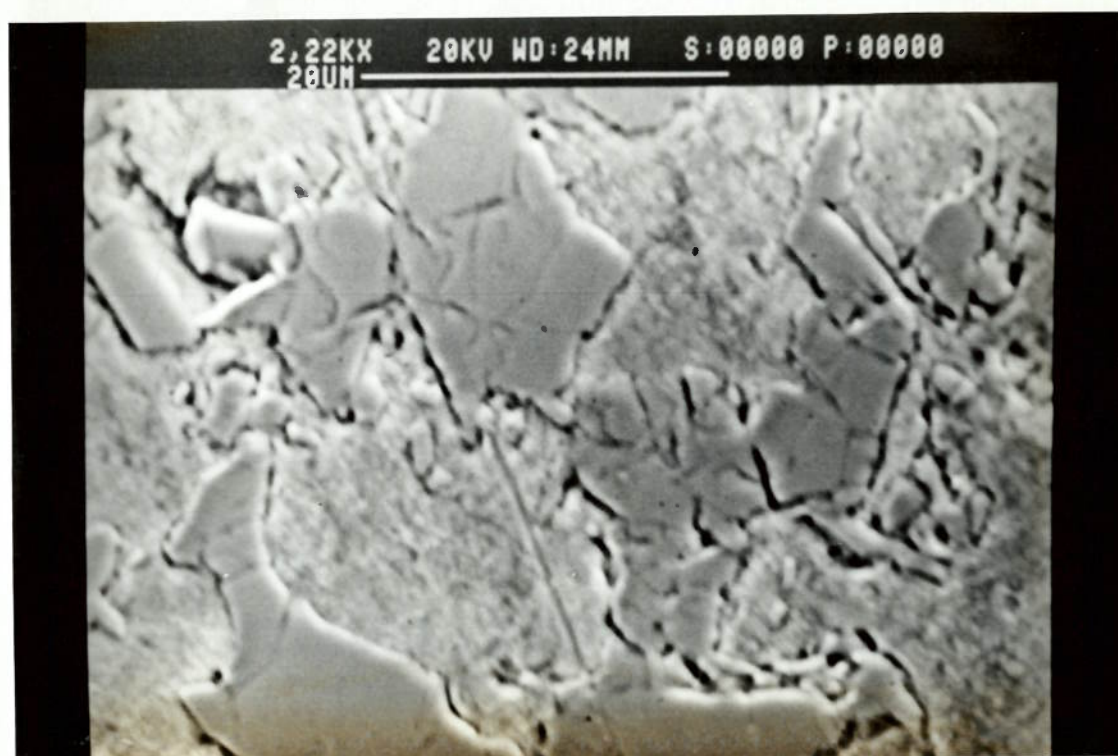


Fig.89b.

Figura 89. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante, 3 $\mu$ m e ataque. Matriz perlítica.

A figura 90, referente à liga austenítica, mostra o desgaste profundo da matriz, que proporcionará em seguida o trincamento e remoção dos carbonetos.

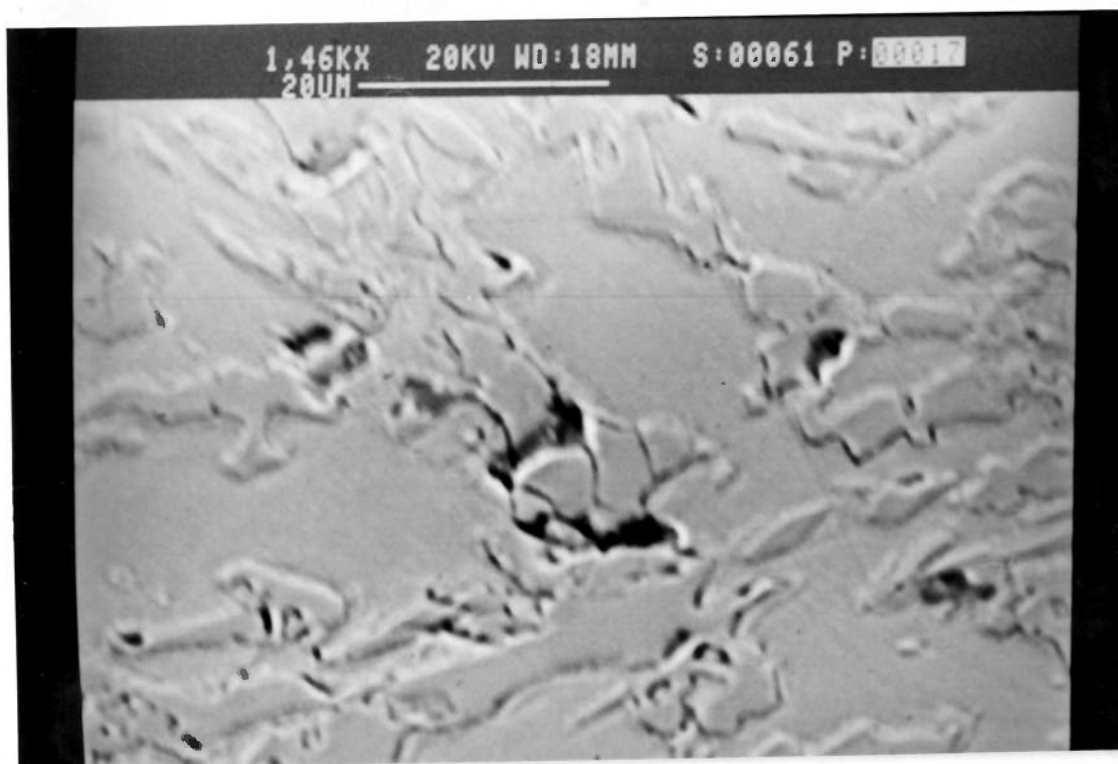


Figura 90. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante,  $3\mu\text{m}$  e ataque. Matriz austenítica.

As micrografias da figura 91 mostram evidências que possivelmente explicam o desempenho inferior da liga bruta de têmpera, nos ensaios com Apatita ou Hematita. Vêm-se trincas passando pela matriz, provavelmente resultantes da maior fragilidade deste microconstituente no estado bruto de têmpera. Este tipo de ocorrência não foi verificado em outras microestruturas.

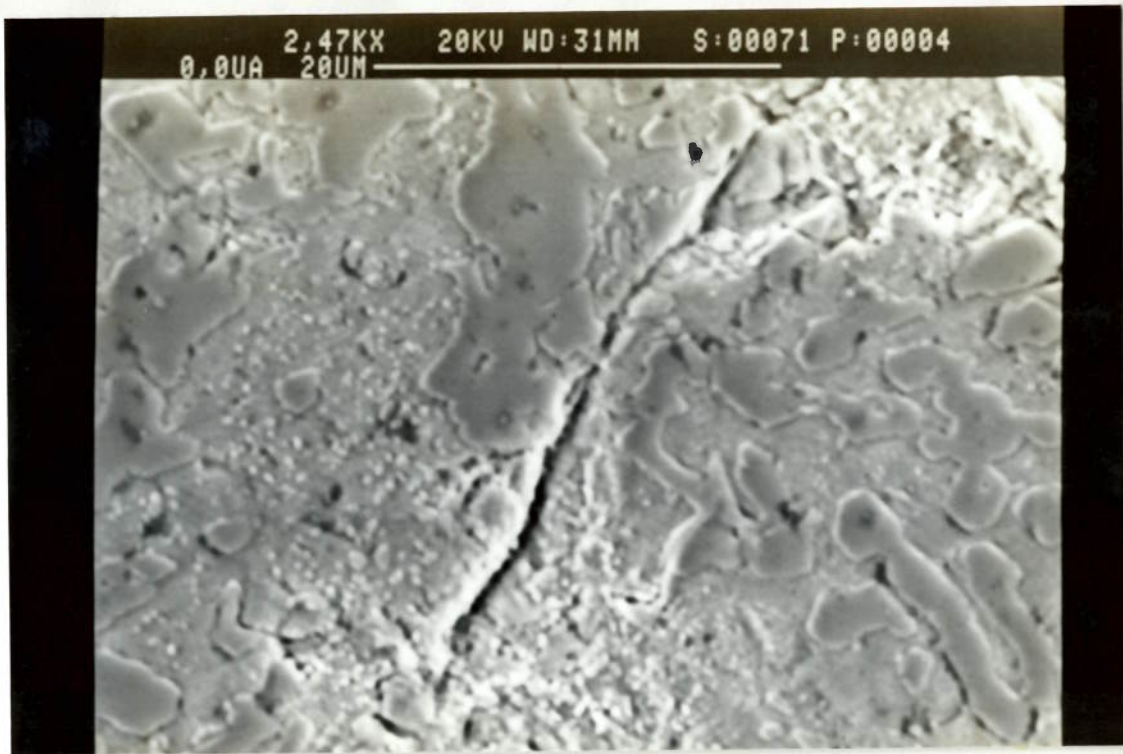


Fig.91a.

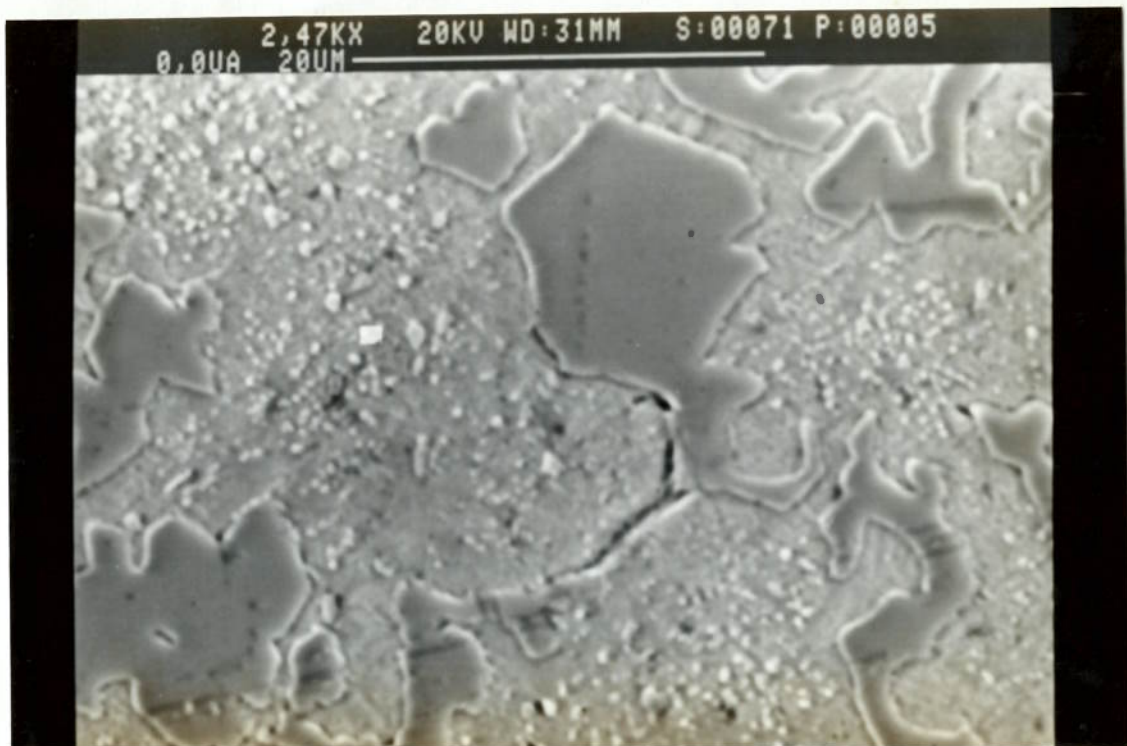


Fig.91b.

Figura 91. Micrografias no MEV de superfícies desgastadas. Polimento superficial com diamante, 3 $\mu$ m e ataque. Matriz martensítica bruta de têmpera.

As figuras seguintes apresentam micrografias dos perfis obtidos seccionando-se bolas desgastadas, perpendicularmente à superfície. Em combinação com as micrografias vistas anteriormente, estas observações confirmam algumas hipóteses levantadas sobre os mecanismos de desgaste. Foram selecionadas para observação amostras correspondentes às duas condições extremas, em termos de taxas de desgaste medidas, ou seja, ensaios com Apatita ou Quartzo.

A figura 92 refere-se à liga perlítica. Nela, confirmam-se as observações relativas à facilidade com que os carbonetos são trincados neste material. Observa-se que as trincas já ocorrem bastante abaixo da superfície, tanto no ensaio com Apatita como no ensaio com Quartzo.

Evidências semelhantes às descritas acima foram encontradas nos perfis correspondentes à liga austenítica, figura 93. Novamente, a deformação plástica da matriz leva ao trincamento subsuperficial dos carbonetos. Ao aflorarem à superfície estes serão removidos facilmente.

As figuras seguintes mostram perfis de desgaste de ligas martensíticas. O perfil relativo à bola de aço-matriz, figura 94, não mostra particularidades notáveis. Na figura 95, relativa à liga A, nota-se o trincamento de um carboneto que aflorou à superfície, foto 95a, e uma partícula prestes a ser removida, foto 95b, podendo-se observar que há remoção simultânea de matriz e carbonetos. Nota-se nestas micrografias que as finas



ramificações interdendríticas do eutético desta liga não parecem capazes de impedir ou atrasar o avanço do desgaste.



Fig.92a.



Fig.92b.

Figura 92. Perfis de desgaste. Liga perlítica. (a)Ensaio com Apatita(800x);  
b)Ensaio com Quartzo(1000x).

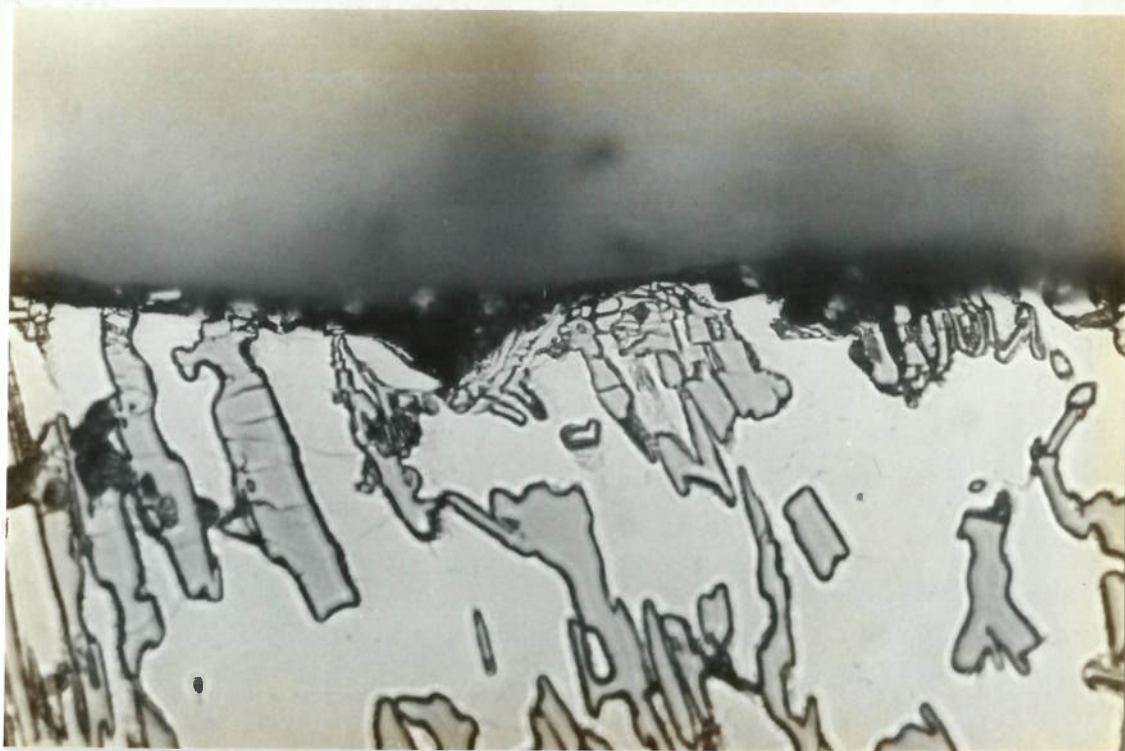


Fig.93a.

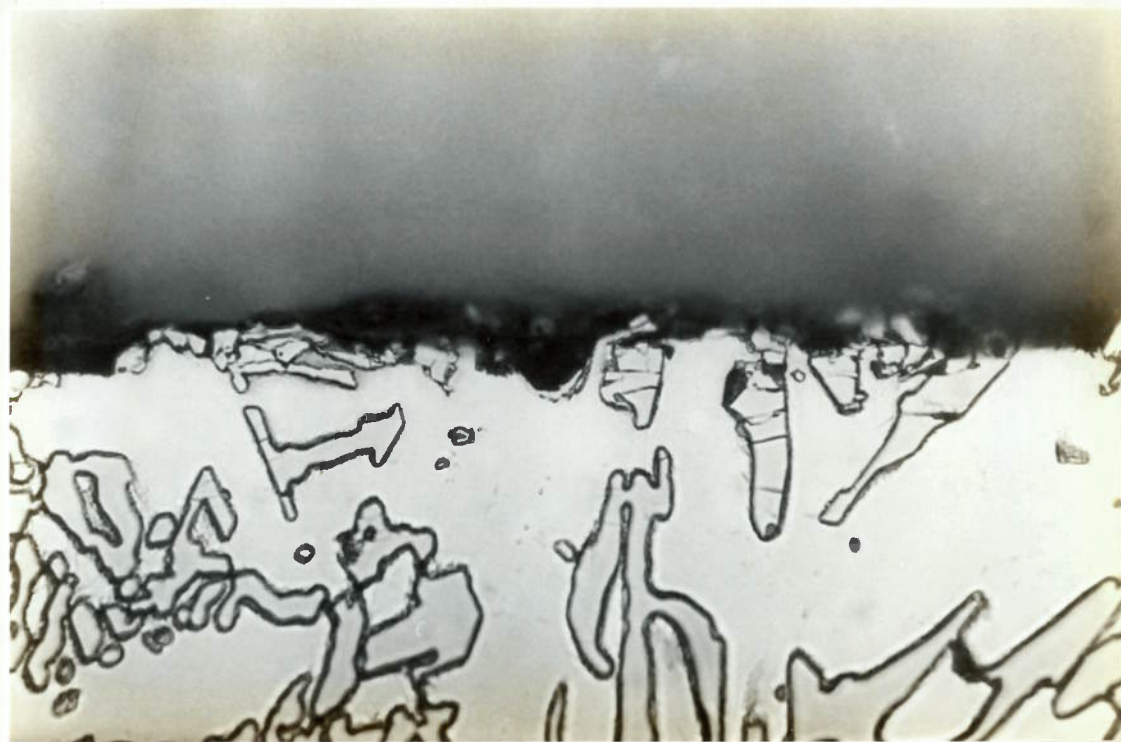


Fig.93b.

Figura 93. Perfis de desgaste. Liga austenítica. (a)Ensaio com Apatita(1250x);  
b)Ensaio com Quartzo(1600x).

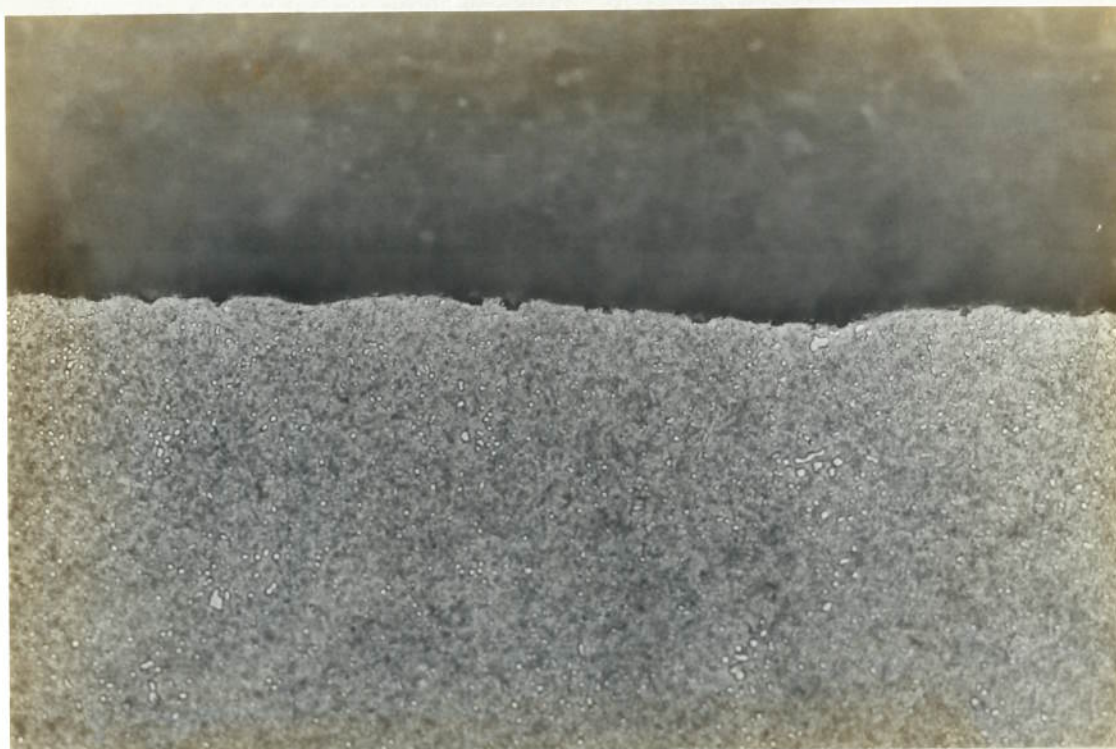


Figura 94. Perfil de desgaste. Aço-matriz. Ensaio com Quartzo(500x).

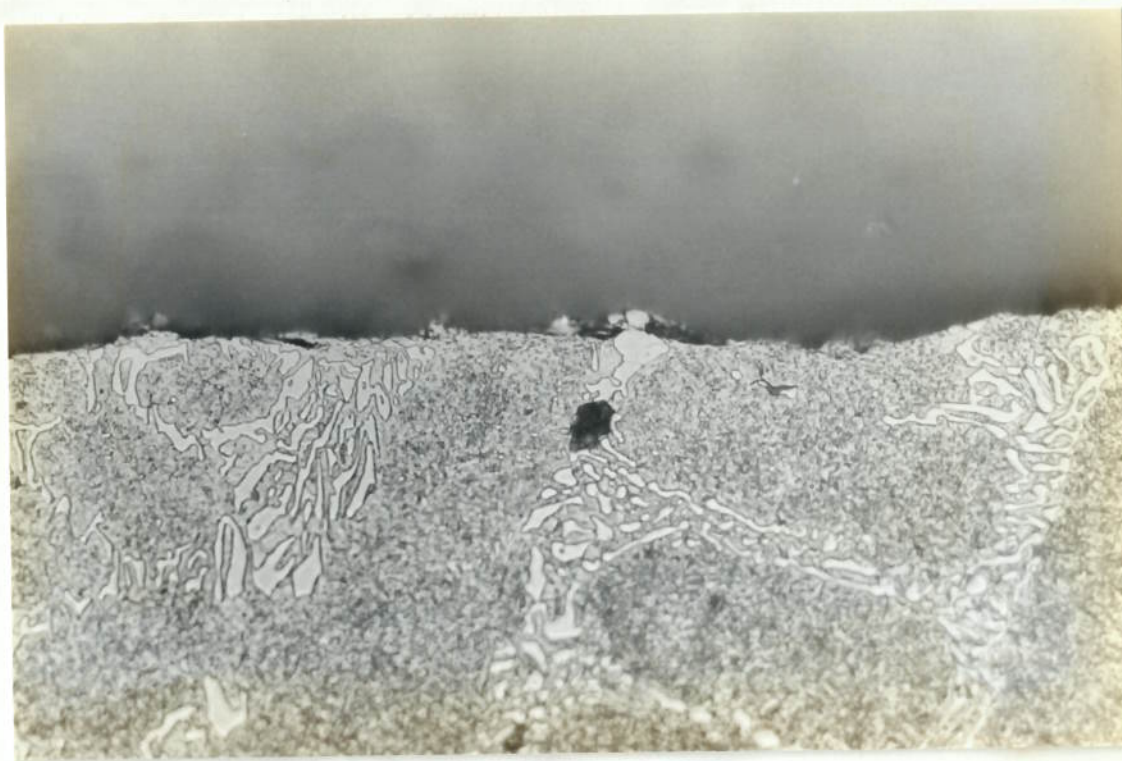


Fig.95a.

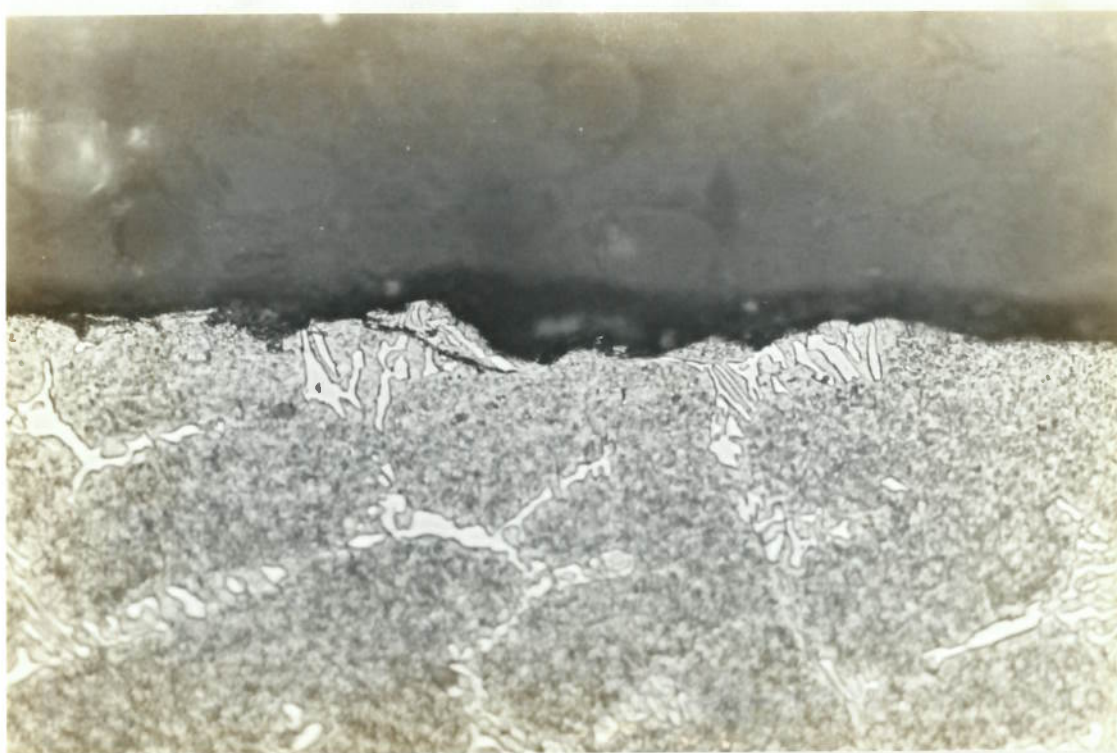


Fig.95b.

Figura 95. Perfis de desgaste. Liga A . (a)Ensaio com Quartzo(1000x);  
b)Ensaio com Quartzo(800x).

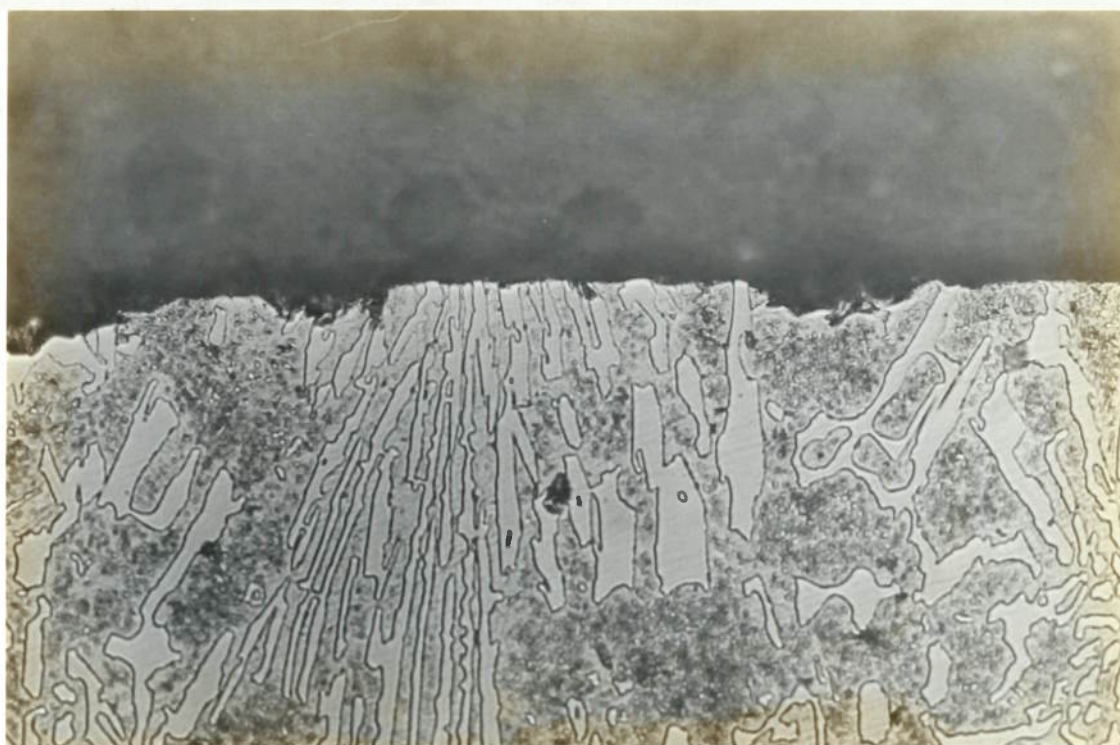


Fig.96a.



Fig.96b.



Fig.96c.

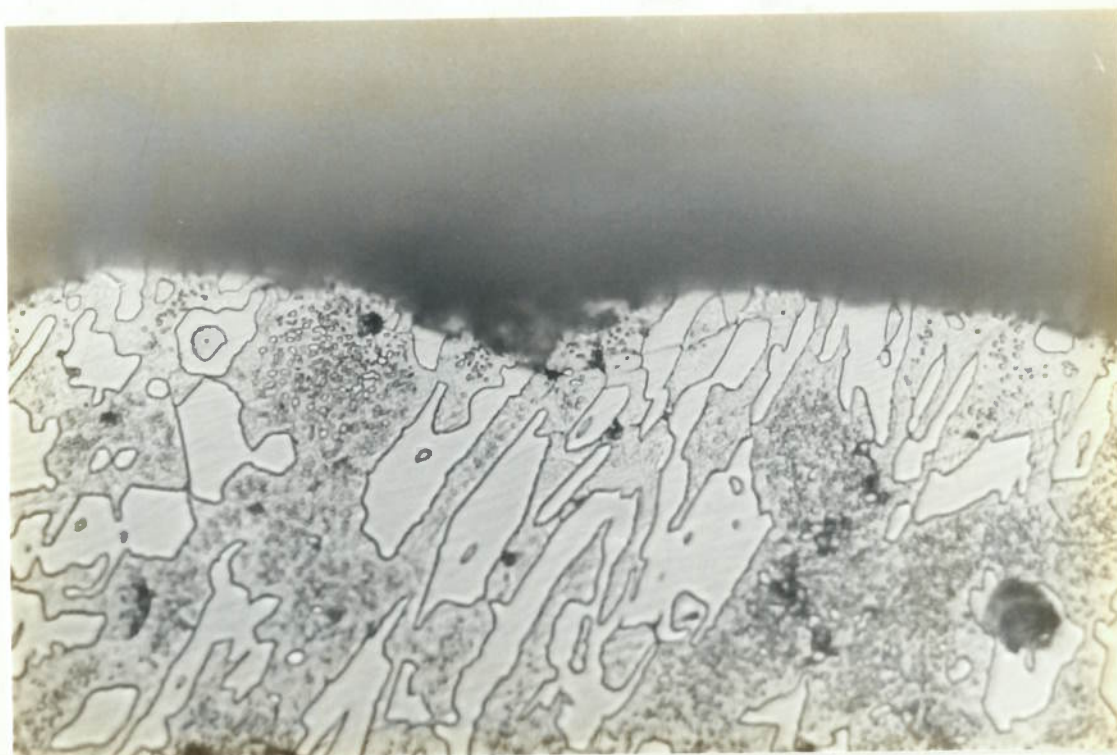


Fig.96d.

Figura 96. Perfis de desgaste.Liga C martensítica.(a)(800x); (b)(400x);(c)(625x) e (d)(1600x).

A figura 96 mostra perfis de bolas da liga martensítica com 30% de carbonetos, após o ensaio com Apatita. As micrografias 96a, 96b, e 96c mostram evidências de avanço preferencial do desgaste em regiões dendríticas, e de contenção da penetração do abrasivo pelos carbonetos. Na figura 96d observa-se trinca em carboneto, que, aparentemente, faz parte de uma partícula prestes a ser removida, já que uma trinca atravessa toda a micro-região.

A figura 97 refere-se à mesma liga, após o ensaio com Quartzo. Observam-se trincamentos subsuperficiais em vários carbonetos, mas não atingindo regiões muito afastadas da superfície.



Figura 97. Perfil de desgaste. Liga C, martensítica. Ensaio com Quartzo(1000x).

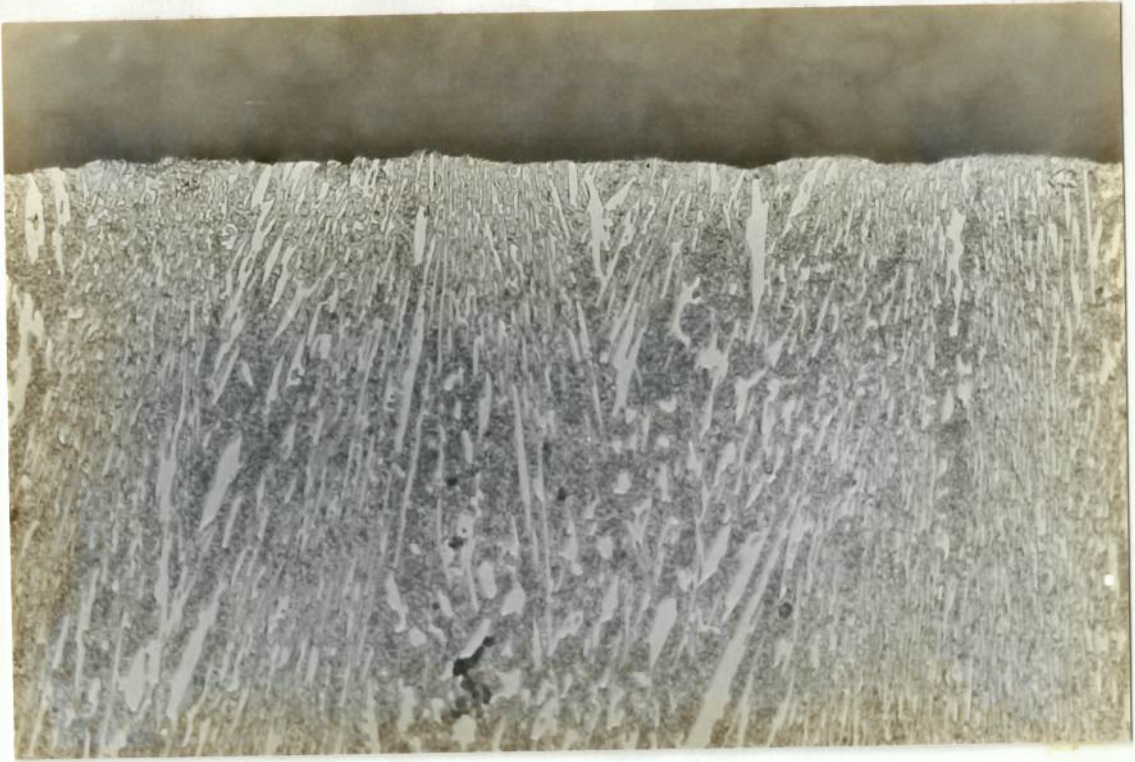


Fig.98a

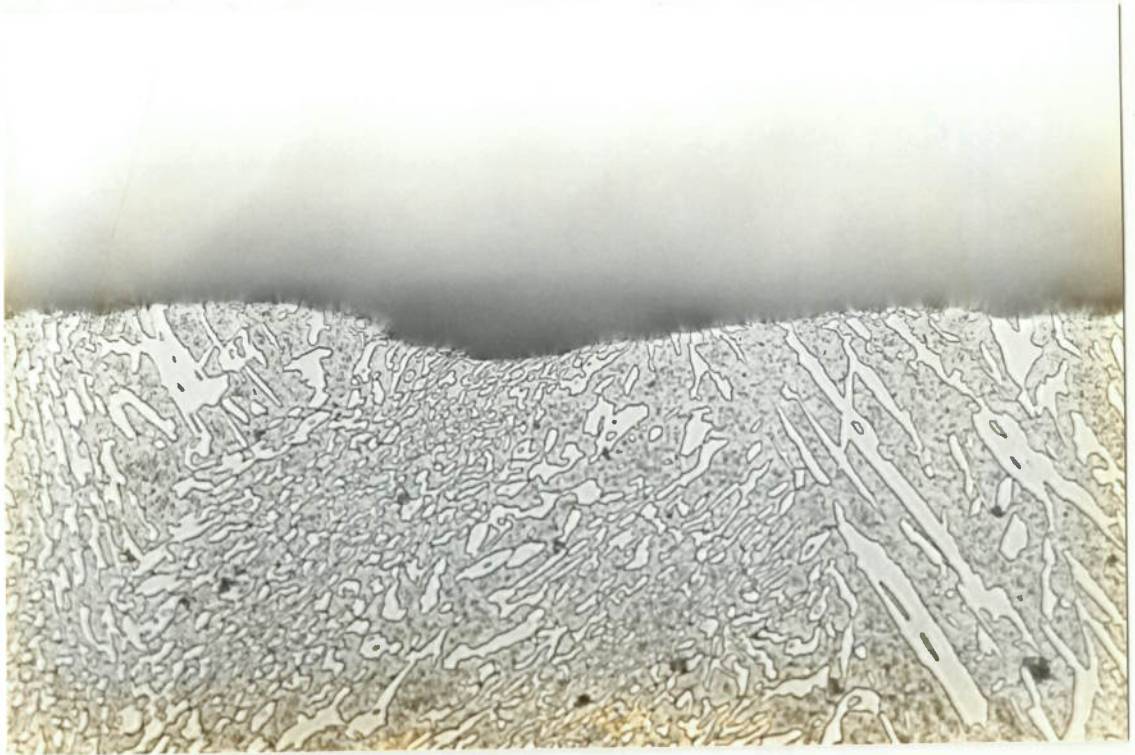


Fig.98b.





Fig.98c.

Figura 98. Perfis de desgaste. Liga D. (a)Ensaio com Quartzo(400x);(b)Ensaio com Apatita (800x);(c)Ensaio com Apatita(800x).

A figura 98 mostra aspectos típicos do desgaste da liga D. Evidencia-se a proteção dada à matriz pelos carbonetos. Na micrografia 98c nota-se que os carbonetos deformaram-se bastante, sem, entretanto, trincarem, demonstrando o efeito benéfico da matriz de alta resistência.

Finalmente, na figura 99 mostra-se outra evidência de trincamento da matriz em liga bruta de têmpera, confirmando a observação feita na figura 91.



Figura 99. Perfil de desgaste. Liga C bruta de têmpera(1600x).

#### 6.4. Discussão dos resultados dos ensaios de pino contra lixa

Com a realização dos ensaios de pino contra lixa objetivou-se comparar a ordenação dos desempenhos obtida neste teste amplamente utilizado com a ordenação obtida nos ensaios de moinho. Complementarmente, visou-se manter um elo de ligação deste estudo com outros trabalhos, em que o ensaio de pino foi o único realizado.

Os resultados relativos ao efeito da Vvk aparecem na figura 100.

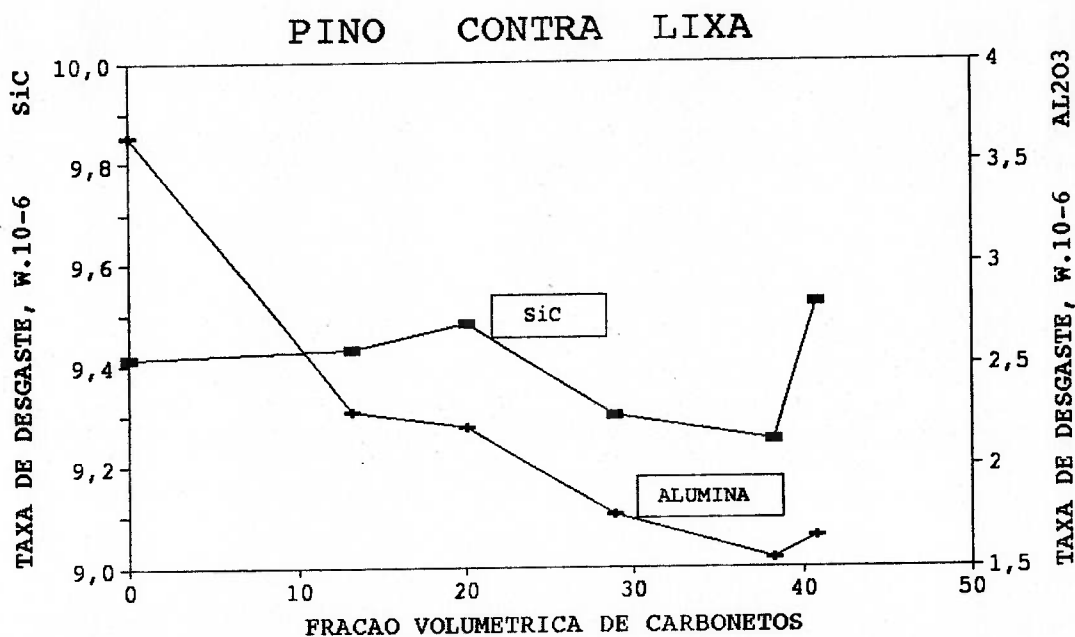


Figura 100. Taxas de desgaste nos ensaios de pino contra lixa em função da Vvk.

De maneira geral, os resultados do ensaio com SiC seguiram a tendência mostrada no ensaio de moinho com Apatita ou Hematita. Naquele ensaio, constatou-se um pequeno aumento da taxa de desgaste ao se passar do aço-matriz para a liga A. O mesmo observou-se no ensaio de

pino, com a diferença de que este efeito atingiu também a liga B, com 20% de carbonetos. Aumentando-se a Vvk para 30 e 38% houve uma queda significativa na taxa de desgaste. Da mesma maneira que no ensaio de moinho, houve um aumento dessa taxa quando se atingiu a composição hipereutética.

O ensaio com lixa de alumina compreendeu condições bem menos severas do que o ensaio com SiC. Não só a dureza do abrasivo era menor, como sua granulometria era inferior e a pressão utilizada foi menor.

O resultado destas condições foi uma seqüência "lógica" de diminuição da taxa de desgaste com o aumento da Vvk. Apenas a liga hipereutética mais uma vez volta a apresentar desgaste maior do que a liga eutética. Entretanto é possível, como discutido anteriormente, que a anomalia seja da liga D, visto que a liga hipereutética apresentou menor desgaste do que a liga com 30% de carbonetos.

Os resultados acima sugerem que no ensaio com alumina não ocorreu o estabelecimento do microtrincamento como fator determinante da taxa de desgaste. Nestas condições, é notável a diminuição da taxa de desgaste promovida pela presença dos carbonetos, como se verifica ao comparar o resultado do aço-matriz com aquele da liga A.

A figura 101 mostra a comparação gráfica dos resultados relativos às diferentes matrizes. É interessante notar que as variações percentuais da taxa de desgaste da austenita para martensita e desta para perlita foram praticamente iguais nos dois ensaios de pino.

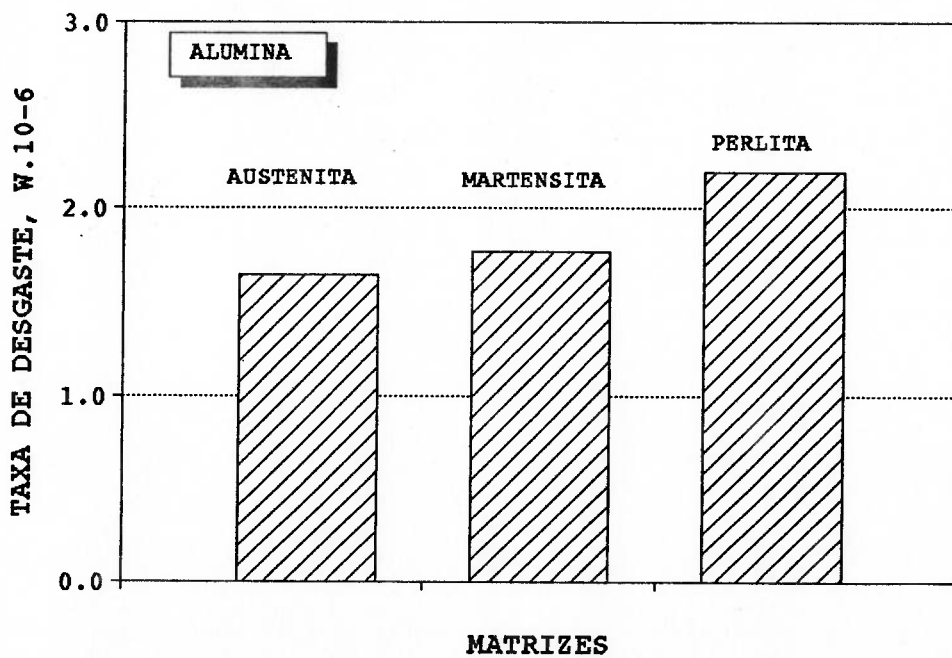
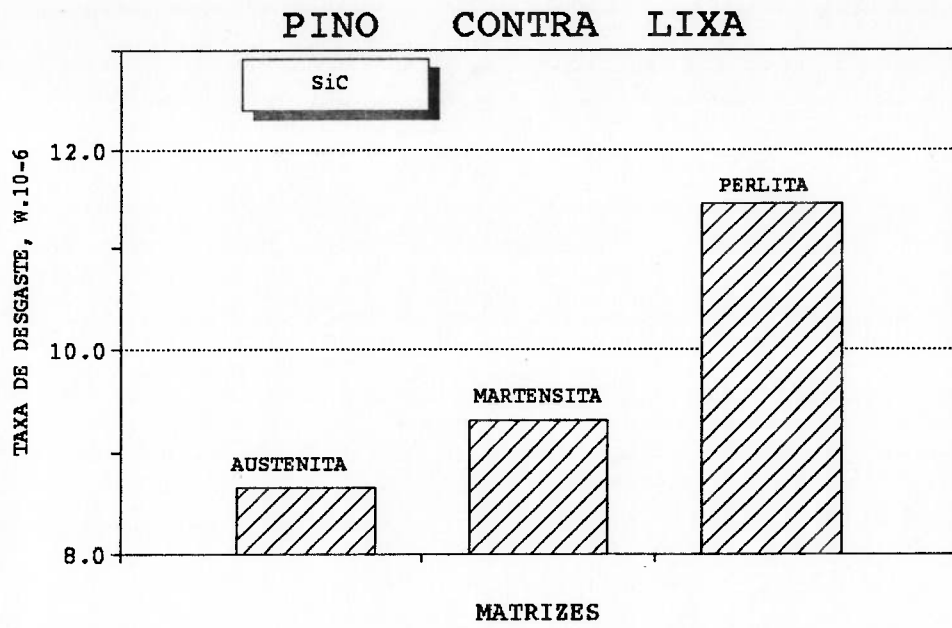


Figura 101. Taxas de desgaste em função da matriz. Ensaio de pino contra lixa. (a) SiC; (b) Alumina.

A matriz perlítica apresentou comportamento igual ao discutido anteriormente. Já o material com matriz austenítica, ao contrário do observado no ensaio em moinho apresentou o melhor desempenho. Vale para estes resultados a discussão feita no capítulo 3 e retomada no item anterior.

No geral, pode-se concluir que o ensaio com SiC conseguiu apreender algumas tendências importantes observadas no ensaio de moinho, quais sejam: a ligeira queda no desempenho da liga com baixa Vvk, em comparação com o aço-matriz, o melhor desempenho das ligas com 30 e 38% de carbonetos e a queda de desempenho, em relação a estas, da liga hipereutética.

No que diz respeito à matriz, entretanto, ambos os testes com lixa tendem a favorecer demasiadamente a matriz austenítica, mostrando que há uma modificação essencial no sistema tribológico, neste caso, possivelmente decorrente da natureza do movimento relativo entre abrasivo e material. No caso da lixa esta interação se dá exclusivamente por deslizamento, enquanto que no moinho deve ocorrer rolamento do abrasivo e interações no sentido perpendicular. É provável que este tipo de interação exija mais sustentação dos carbonetos pela matriz, proporcionada pela martensita. Outra diferença fundamental é o fato de que o ensaio no moinho foi a úmido, enquanto na lixa foi a seco, do que pode resultar mudança no comportamento tribológico da austenita.

## **7. Conclusões**

### **7.1. Gerais**

- 1) O progresso do desgaste nos ensaios efetuados pôde ser descrito através de retas de diminuição do diâmetro com o tempo. A inclinação destas retas é a taxa de desgaste em cada caso.
- 2) Os ensaios em moinho de bolas mostraram boa reprodutividade e capacidade de ordenar ligas de acordo com o desempenho contra o desgaste.

### **7.2. Efeito da Fração Volumétrica de Carbonetos**

- 1) O aumento da fração volumétrica de carbonetos provocou aumento da resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos de alto cromo frente aos abrasivos apatita e hematita.
- 2) O aumento da fração volumétrica de carbonetos provocou diminuição da resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos de alto cromo frente ao abrasivo quartzo.
- 3) A liga eutética apresentou comportamento diferenciado no ensaio com quartzo, mostrando uma resistência ao desgaste relativamente alta.

- 4) A liga hipereutética apresentou sempre desempenho pior do que a liga eutética ou liga com 30% de Vvk.
- 5) O mecanismo de desgaste que explica os comportamentos acima descritos compreende o desgaste da matriz e a quebra dos carbonetos. O quartzo é eficiente nas duas etapas, provocando o efeito de maior desgaste com o aumento da fração volumétrica de carbonetos. Os abrasivos apatita e hematita são pouco eficientes nas duas etapas, no caso de matriz martensítica, de maneira que os carbonetos contribuem para uma maior resistência ao desgaste. No caso da liga eutética, a quantidade e morfologia dos carbonetos dificulta a primeira etapa do mecanismo. No caso da liga hipereutética, a morfologia grosseira dos carbonetos facilita o trincamento.
- 6) As tendências opostas mostradas, de um lado, nos ensaios com Apatita ou Hematita e, de outro, no ensaio com Quartzo, puderam ser interpretadas através de uma adaptação do esquema proposto por Watson e Sare.

### **7.3. Efeito da matriz**

- 1) A dureza da matriz foi determinante nas taxas de desgaste.



- 2) O quartzo, cuja dureza é maior do que a da matriz martensítica provocou desgaste rápido em todos os casos, diferenciando-se dos demais abrasivos.
- 3) As taxas de desgaste foram sensíveis ao parâmetro  $H_a/H_m$ , observando-se desgaste rápido para valores desta relação superiores a 1.
- 4) Nos ensaios em moinho de bolas, não se confirmou o excelente desempenho mostrados por FFBAC com matriz austenítica nos ensaios de pino.

#### **7.4. Ensaios de pino contra lixa**

- 1) Os ensaios com SiC apresentaram tendências semelhantes às mostradas nos ensaios em moinho, no que se refere ao efeito da fração volumétrica de carbonetos.
- 2) O ensaio com Alumina ordenou os materiais na seqüência das Vvk. Isto foi atribuído à não ocorrência de microtrincamentos, devido às condições pouco severas do ensaio.
- 3) Na comparação das matrizes, os ensaios de pino privilegiaram a liga austenítica, destoando dos ensaios em moinho.

**ANEXO 1**

LIGA Aço Matriz  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	desgaste	
Pesos	492.92	491.61	490.91	485.18	482.30	9.31	
	499.99	498.77	498.09	492.22	489.29	9.48	
	502.57	501.43	500.90	495.04	492.13	9.30	
	507.73	506.36	505.63	499.51	496.74	9.62	
	507.74	506.50	505.79	499.71	496.99	9.51	
	508.86	507.61	506.91	500.95	498.00	9.61	
	509.00	507.90	507.21	501.28	498.30	9.60	
	509.49	508.33	507.64	501.75	498.80	9.53	
	509.56	508.39	507.69	501.87	498.94	9.45	
	512.38	511.19	510.47	504.54	501.55	9.64	
	513.64	512.58	511.85	505.95	503.98	8.60	
	517.18	515.73	514.96	508.93	505.93	9.80	
Media	507.61	506.37	505.67	499.74	496.91	Media	9.45
desv.pad.	6.49	6.48	6.45	6.39	6.45	des.pad.	0.30
desgaste	0.00	1.24	0.70	5.93	2.83	IC (95%)	0.19

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50			
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	desgaste		
Pesos	480.18	475.83	471.25	468.07	463.91	18.39		
	487.14	482.74	478.13	474.93	470.73	18.56		
	490.80	486.04	481.18	477.90	473.74	18.39		
	494.53	490.00	485.27	481.97	477.65	19.09		
	494.82	490.37	485.71	482.50	478.29	18.70		
	495.83	491.42	486.81	483.61	479.40	18.60		
	496.13	491.70	487.09	483.85	479.62	18.68		
	496.65	492.22	487.57	484.33	480.10	18.84		
	499.39	494.97	490.31	487.07	482.83	18.72		
	500.83	496.38	491.69	488.46	484.22	19.76		
	504.22	499.74	495.03	491.75				
	Media	494.59	490.13	485.46	482.22	477.05	Media	18.77
	desv.pad.	6.64	6.63	6.61	6.59	6.07	des.pad.	0.40
	desgaste	2.15	4.46	4.67	3.24	4.22	IC (95%)	0.28

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	desgaste	
Pesos	478.06	466.53	11.53	
	490.25	477.66	12.59	
	495.21	482.59	12.62	
	499.25	486.32	12.93	
	506.01	493.02	12.99	
	506.10	493.40	12.70	
	506.44	493.42	13.02	
	507.33	494.42	12.91	
	508.27	494.92	13.35	
	509.59	496.42	13.17	
	515.03	501.54	13.49	
	516.26	503.17	13.09	
Media	503.15	490.28	Media	12.87
desv.pad.	10.87	10.42	des.pad.	0.50
desgaste	0.00	12.87	IC (95%)	0.32

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	desgaste	
Pesos	464.95	464.39	460.50	456.68	453.22	13.31	
	477.10	475.39	471.89	468.37	464.65	13.01	
	481.99	480.18	476.48	472.73	468.75	13.84	
	485.60	484.19	480.72	477.19	473.73	12.59	
	492.43	490.63	486.93	483.21	479.27	13.75	
	492.83	491.06	487.41	483.77	479.92	13.48	
	492.84	491.14	487.67	484.18	480.48	12.94	
	493.85	492.20	488.77				
	494.37	492.72	489.33	485.88	482.20	12.72	
	495.83	494.08	490.40	486.70	482.75	13.67	
Media	488.58	486.98	483.38	479.20	475.43	Media	13.31
desv.pad.	10.50	10.23	10.29	10.71	10.60	des.pad.	0.47
desgaste	0.68	1.60	3.60	3.64	3.77	IC (95%)	0.33

Ensaio 3: Silica  
Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	desgaste	
Pesos	481.32	476.74	459.70	450.85	442.62	38.70	
	483.05	478.54	461.59				
	485.63	481.11	464.14	455.29	447.02	38.61	
	492.58						
	494.96	490.41	473.18	464.22	455.86	39.10	
	495.51	490.91	473.63	464.61	456.22	39.29	
	496.93	492.36	475.11	466.07	457.63	39.30	
	498.13	493.53	476.18	467.15	458.73	39.40	
	498.41	493.80	476.48	467.44	459.01	39.40	
	499.43	494.82	477.28	468.21	459.63	39.80	
	499.82	495.17	477.73	468.58	460.09	39.73	
	500.24	495.58	477.93	468.75	460.20	40.04	
Media	493.83	489.36	472.09	464.12	455.70	Media	39.34
desv.pad.	6.76	7.04	6.84	6.11	6.01	des.pad.	0.46
desgaste	0.00	4.59	17.27	9.02	8.42	IC (95%)	0.32

LIGA A  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
"RUN IN"

Per. (h)	0	2.83	2.50	24.55	13.45	
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste
Pesos	490.66	489.59	488.95	482.88	479.76	9.83
	497.05	494.68	493.98	487.78	484.56	10.12
	499.62	498.58	497.94	492.13	489.04	9.54
	503.17	500.77	500.13	494.22	491.08	9.69
	503.24	502.01	501.33	495.06	491.78	10.23
	504.89	502.54	501.86	495.80	492.62	9.92
	505.26	503.16	502.50	496.74	493.69	9.47
	505.60	503.57	502.89	497.02	493.92	9.65
	506.37	504.27	503.55	497.34	494.06	10.21
	506.40	504.27	503.60	497.60	494.99	9.28
	507.73	506.66	506.01	499.82	496.91	9.75
	514.20	513.16	512.52	506.47	503.29	9.87
Media	503.68	501.94	501.27	495.24	492.14	Media 9.80
Desv.Pad.	5.88	5.89	5.89	5.89	5.93	Des.Pad. 0.30
Desgaste	0.00	1.74	0.67	6.03	3.10	IC (95%) 0.19

Valores nao utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50	
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	desgaste
Pesos	477.40	472.69	467.85	464.50	460.27	19.49
	482.18	477.44	472.57	469.20	464.91	19.65
	488.74	484.06	479.22	475.86	471.64	19.44
	489.89	485.03	480.05	476.60	472.25	19.53
	490.76	485.97	481.07	477.63	473.34	19.28
	491.36	486.75	481.82	478.37	474.01	19.68
	491.58	486.78	481.96	478.66	474.50	19.42
	491.63	486.95	482.19	478.88	474.72	19.34
	492.18	487.55	482.78	479.46	475.29	19.70
	494.21	489.43	484.53	481.12	476.84	20.07
	500.89	496.09	491.17	487.75		
	Media	490.07	485.34	480.47	477.09	471.78
Des.Pad.	6.08	6.07	6.06	6.05	5.18	Des.Pad. 0.23
desgaste	2.35	4.73	4.87	3.38	4.25	IC (95%) 0.16

## Ensaio 2: Apatita

"RUN IN"

Per. (h)	0	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	desgaste	
Pesos	496.35	482.48	13.87	
	496.52	483.53	12.99	
	501.53	486.41	15.12	
	505.68	492.29	13.39	
	507.08	493.13	13.95	
	507.10	493.69	13.41	
	508.33	494.33	14.00	
	509.23	494.62	14.61	
	509.38	495.49	13.89	
	509.47	495.65	13.82	
	510.66	496.25	14.41	
	512.43	498.71	13.72	
Media	506.15	492.22	Media	13.93
Des.Pad.	5.29	5.21	Des.Pad.	0.57
desgaste	0.00	13.93	IC (95%)	0.36

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	desgaste	
Pesos	481.81	479.80	475.97	472.25	468.50	13.98	
	482.84	480.78	476.78	472.94	469.00	14.53	
	485.70	483.62	479.64	475.76	471.83	14.58	
	491.57	489.50	485.46	481.57	477.60	14.69	
	492.43	490.35	486.39	482.54	478.66	15.03	
	493.63	491.54	487.62	483.69	479.76	14.57	
	493.92	491.85	487.88	484.00	480.08	14.54	
	494.79	492.74	488.64	484.94	481.04	14.45	
	494.95	492.88	488.82				
	495.56	493.47	489.60	485.59	481.65	14.60	
	498.00	495.91	491.85	487.94	483.94	14.77	
	Media	491.38	489.31	485.33	481.12	477.21	Media
Des.Pad.	5.43	5.42	5.38	5.50	5.47	Des.Pad.	0.26
desgaste	0.83	2.07	3.98	3.86	3.92	IC (95%)	0.19

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	desgaste	
Pesos	482.53	477.43	458.71	449.27	440.56	41.97	
	484.45	479.39	460.76	451.33	442.63	41.82	
	488.11	482.99	464.08	454.52	445.74	42.37	
	491.10	486.06	467.39	457.89	449.15	41.95	
	493.68	488.34	469.00	459.22	450.22	43.46	
	493.86	489.07	469.70	459.92	450.93	42.93	
	494.36	489.08	469.75	459.94	450.93	43.43	
	494.39						
	495.93	490.95	472.22	462.72	453.98	41.95	
	499.53	494.40	475.46	465.85	456.99	42.54	
	503.15	497.94	478.76	469.05	460.09	43.06	
	510.58	505.22	485.52				
Media	494.31	489.17	470.12	458.97	450.12	Media	42.55
Des.Pad.	7.73	8.04	7.80	6.13	6.06	Des.Pad.	0.63
desgaste	0.00	5.13	19.05	9.61	8.85	IC (95%)	0.45



LIGA B  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
"RUN IN"

Per. (h)	0	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	desgaste	
Pesos	490.80	489.07	488.30	481.65	478.37	10.70	
	494.08	492.87	492.13	485.51	482.25	10.62	
	494.69	493.49	492.74	486.07	482.78	10.71	
	494.95	493.51	492.75	486.15	482.90	10.61	
	495.53	494.37	493.64	487.13	483.89	10.48	
	496.69	495.37	494.65	488.19	485.00	10.37	
	497.37	495.97	495.23	488.69	485.43	10.54	
	499.77	498.41	497.67	491.06	487.84	10.57	
	499.96	498.42	497.69	491.08	487.84	10.58	
	500.18	498.92	498.24	491.52	488.18	10.74	
	500.69	499.39	498.66	492.18	488.94	10.45	
	501.66	500.47	499.73	493.12	489.83	10.64	
	Media	497.20	495.86	495.12	488.53	485.27	Media
Des.Pad.	3.31	3.37	3.38	3.39	3.39	Des.Pad.	0.11
desgaste	0.00	1.34	0.74	6.59	3.26	IC (95%)	0.07

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50			
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	desgaste		
Pesos	476.26	472.02	467.65	464.47				
	480.67	476.56	472.30	469.19	465.35	16.90		
	480.80	476.80	472.59	469.50	465.58	17.20		
	481.15	476.97	472.63	469.54	465.76	17.14		
	483.00	479.00	474.85	471.78	467.88	17.12		
	483.37	479.21	474.89	471.84	468.12	17.31		
	485.75	481.61	477.18	473.96	469.97	17.87		
	485.85	481.65	477.34	474.26	470.44	16.82		
	486.00	481.87	477.74	474.73	471.02	16.51		
	486.90	482.83	478.57	475.50	471.67	16.35		
	487.78	483.70	479.46	476.40	472.59	17.24		
	Media	483.41	479.29	475.02	471.92	468.84	Media	17.05
	Des.Pad.	3.47	3.49	3.51	3.53	2.67	Des.Pad.	0.43
desgaste	1.98	4.12	4.27	3.09	3.83	IC (95%)	0.30	

## Ensaio 2: Apatita

"RUN IN"

Per. (h)	0	55.83	
Acum. (h)	0.00	55.83	desgaste
Pesos	489.81	476.22	13.59
	491.40	477.43	13.97
	491.92	477.63	14.29
	492.89	478.92	13.97
	492.96	478.99	13.97
	493.39	479.12	14.27
	497.18	482.69	14.49
	497.49	483.11	14.38
	499.03	484.28	14.75
	501.01	486.64	14.37
	502.89	488.26	14.63
503.07	488.58	14.49	
Media	496.09	481.82	Media 14.26
Des.Pad.	4.64	4.38	Des.Pad. 0.33
desgaste	0.00	14.26	IC (95%) 0.21

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	desgaste	
Pesos	475.72	474.27	471.32	468.37	465.22	11.00	
	476.95	475.53	472.59	469.60	466.38	11.05	
	477.11	475.61	472.71	469.91	466.87	10.76	
	478.51	477.29	474.36	471.62	468.67	10.32	
	478.66	480.47	474.56	471.79	468.85	10.27	
	482.16	480.67	477.66	474.70	471.50	11.19	
	482.64	481.27	478.53	475.79	472.85	10.26	
	483.75	482.26	479.29				
	486.10	484.81	482.01	479.30	476.37	10.27	
	487.76	486.27	483.31	480.40	477.27	10.99	
	488.10	486.70	483.89	481.09	478.07	10.51	
	Media	481.59	480.47	477.29	474.26	471.21	Media 10.66
	Des.Pad.	4.48	4.38	4.50	4.72	4.75	Des.Pad. 0.38
	desgaste	0.50	1.12	3.17	2.84	3.05	IC (95%) 0.26

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	desgaste	
Pesos	476.75	471.69	452.81	443.08	434.13	42.62	
	481.78	476.51	456.85	446.73	437.45	44.33	
	481.85	476.63	457.22	447.25	438.08	43.77	
	482.18						
	483.08	477.83	458.31	448.29	439.08	44.00	
	483.86	478.64	459.27	449.33	440.21	43.65	
	485.51	480.49	460.33	450.12	440.73	44.78	
	487.32	482.05	462.35	452.47	443.14	44.18	
	487.70	482.40	462.64	456.62	447.28	40.42	
	491.95	486.63	466.82	458.03	448.52	43.43	
494.08	488.62	468.41	460.13	450.84	43.24		
495.15	489.88						
Media	485.93	481.03	460.50	451.21	441.95	Media	43.44
Des.Pad.	5.54	5.60	4.71	5.50	5.39	Des.Pad.	1.22
desgaste	0.00	5.24	19.65	9.30	9.26	IC (95%)	0.86

LIGA C1  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
"RUN IN"

Per. (h)	0	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	desgaste	
Pesos	487.44	486.07	485.21	478.05	474.59	11.48	
	490.17	488.95	488.11	480.92	477.38	11.57	
	493.20	491.83	490.93	483.73	480.29	11.54	
	494.24	492.78	491.87	484.32	480.74	12.04	
	494.63	493.34	492.46	485.33	481.87	11.47	
	495.05	493.87	492.98	485.64	482.11	11.76	
	495.82	494.29	493.37	486.10	482.58	11.71	
	496.99	494.66	493.80	486.54	483.04	11.62	
	497.52	496.24	495.37	488.11	484.59	11.65	
	499.19	497.67	496.76	489.29	485.67	12.00	
	503.00	501.60	500.72	493.38	489.81	11.79	
	507.73	506.45	505.53	497.89	494.22	12.23	
Media	496.17	494.81	493.93	486.61	483.07	Media	11.74
Des.pad.	5.39	5.38	5.37	5.26	5.21	Des.pad.	0.24
desgaste	0.00	1.35	0.89	7.32	3.53	IC (95%)	0.15

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50		
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	desgaste	
Pesos	472.41	468.17	463.88	460.72	456.94	17.65	
	475.14	470.77	466.42	463.16	459.36	18.02	
	478.15	473.88	469.36	465.98	462.04	18.25	
	478.41	473.97	469.79	466.65	462.98	17.76	
	479.72	475.54	471.37	468.23	464.39	17.72	
	480.33	475.94	471.55	468.26	464.55	18.03	
	480.82	476.51	472.19	468.95	465.14	17.90	
	482.38	478.06	473.77	470.54	466.87	17.72	
	483.85	479.23	474.63	471.17	467.09	18.58	
	487.52	483.12	478.73	475.43	471.59	18.22	
	492.46	487.89	483.31	479.91			
Media	481.02	476.64	472.27	469.00	464.10	Media	17.99
Des.pad.	5.56	5.48	5.40	5.35	4.13	Des.pad.	0.30
desgaste	2.17	4.37	4.37	3.27	3.81	IC (95%)	0.21

Ensaio 2: Apatita  
"RUN IN"

Per. (h)	0	55.83	
Acum. (h)	0.00	55.83	desgaste
Pesos	486.16	470.76	15.40
	487.92	472.19	15.73
	489.53	474.19	15.34
	490.13	474.92	15.21
	490.64	474.94	15.70
	493.08	477.52	15.56
	495.45	479.85	15.60
	495.67	480.01	15.66
	496.84	481.23	15.61
	496.93	481.44	15.49
	499.00	483.09	15.91
499.91	484.01	15.90	
Media	493.44	477.85	Media 15.59
Des.pad.	4.50	4.38	Des.pad. 0.21
desgaste	0.00	15.59	IC (95%) 0.13

Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	desgaste	
Pesos	470.35	469.19	466.86	464.64	462.13	8.63	
	471.72	470.37	467.76	465.17	462.27	9.92	
	473.79	472.70	470.52	468.54	465.96	8.23	
	474.50	473.29	470.89	468.57	466.10	8.82	
	474.55	473.41	471.16	468.97	466.52	8.42	
	477.12	475.92	473.59	471.32	468.76	8.76	
	479.42	478.19	475.77	473.43	470.81	9.04	
	479.58	478.35	475.90	473.51	470.84	9.17	
	480.80	479.56	477.13	474.74	472.08	9.36	
	482.64	481.31	478.75	476.22	473.39	9.70	
	483.57	482.33	479.87				
	Media	477.09	475.87	473.47	470.51	467.89	Media 9.01
	Des.pad.	4.43	4.41	4.36	3.97	3.94	Des.pad. 0.54
	desgaste	0.44	1.22	2.40	2.32	2.63	IC (95%) 0.38

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	desgaste	
Pesos	476.63	471.63	451.91	441.43	431.86	44.77	
	477.75	472.25	452.05	441.51	431.87	45.88	
	478.07	472.54	452.08	442.01	432.77	45.30	
	479.50	473.87	453.14	442.49	432.84	46.66	
	480.65	475.15	454.93	444.55	435.07	45.58	
	481.15	475.68	455.36	444.86	435.30	45.85	
	482.02						
	484.20	478.67	458.25	447.72	438.09	46.11	
	485.57	480.24	460.69	450.61	441.44	44.13	
	487.46	482.09	462.38				
	489.18	483.63	463.11	452.53	442.86	46.32	
	491.05	485.55	465.23	454.73	445.17	45.88	
Media	482.77	477.39	457.19	446.24	436.73	Media	45.65
Des.pad.	4.72	4.91	4.95	4.89	4.90	Des.pad.	0.75
desgaste	0.00	5.45	20.20	10.43	9.52	IC (95%)	0.53

LIGA C2  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste	
Pesos	486.71	485.49	484.63	477.61	474.19	11.30	
	488.33	486.91	486.07	479.02	475.60	11.31	
	493.11	491.77	490.85	483.50	479.96	11.81	
	493.14	491.84	490.89	483.75	480.32	11.52	
	493.40	492.13	491.27	484.18	480.74	11.39	
	495.01	493.71	492.83	485.58	482.06	11.65	
	496.44	494.99	494.11	487.06	483.61	11.38	
	497.17	495.77	494.92	487.62	484.10	11.67	
	497.98	496.76	495.87	488.47	484.90	11.86	
	501.07	499.83	498.92	491.57	487.99	11.84	
	501.28	499.88	498.98	491.60	488.09	11.79	
	501.67	500.36	499.47	491.97	488.29	12.07	
Media	495.44	494.12	493.23	485.99	482.49	Media	11.63
Des.pad.	4.83	4.83	4.82	4.69	4.63	Des.pad.	0.25
Desgaste	0.00	1.32	0.89	7.24	3.51	IC (95%)	0.16

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50		
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	Desgaste	
Pesos	472.09	467.98	463.88	460.80			
	473.51	469.36	465.20	462.09	458.43	17.17	
	478.24	473.84	469.44	466.16	462.29	17.67	
	478.62	474.43	470.20	467.03	463.31	17.01	
	478.65	474.48	470.32	467.20	463.53	17.21	
	479.83	475.49	471.12	467.87	464.01	18.05	
	481.50	477.37	473.06	469.79	465.92	17.69	
	481.83	477.46	473.22	470.09	466.40	17.70	
	482.60	478.17	473.72	470.41	466.50	18.40	
	485.71	481.23	476.73	473.38	469.43	18.56	
		485.85	481.55	477.22	474.01	470.16	18.13
Media	479.86	475.58	471.28	468.08	465.00	Media	17.76
Des.pad.	4.36	4.28	4.18	4.12	3.46	Des.pad.	0.53
Desgaste	2.12	4.28	4.30	3.21	3.81	IC (95%)	0.37

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	Desgaste	
Pesos	485.42	470.02	15.40	
	489.06	474.01	15.05	
	489.47	474.15	15.32	
	490.10	474.19	15.91	
	490.78	475.66	15.12	
	491.40	476.11	15.29	
	492.14	476.68	15.46	
	494.43	479.08	15.35	
	495.27	479.76	15.51	
	495.37	480.05	15.32	
	498.69	483.23	15.46	
	499.21	483.40	15.81	
Media	492.61	477.20	Media	15.42
Des.pad.	4.09	4.01	Des.pad.	0.25
Desgaste	0.00	15.42	IC (95%)	0.16

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25			
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	Desgaste		
Pesos	469.59	468.40	466.05	463.75	461.18	8.84		
	473.61	472.38	469.80	467.26	464.40	9.61		
	473.69	472.45	470.17	467.98	465.51	8.64		
	473.83	472.79	470.63	468.59	466.32	7.87		
	475.28	474.15	471.93					
	475.66	474.51	472.27	470.09	467.58	8.53		
	476.25	475.03	472.61	470.24	467.68	9.00		
	479.36	478.21	475.95	473.74	471.28	8.48		
	479.67	478.57	476.36	474.24	471.85	8.20		
	482.76	481.46	478.89	476.37	473.44	9.79		
	482.99	481.86	479.59	477.84	474.92	8.48		
	Media	476.61	475.44	473.11	471.01	468.42	Media	8.74
	Des.pad.	4.16	4.15	4.15	4.43	4.35	Des.pad.	0.59
Desgaste	0.42	1.17	2.32	2.22	2.59	IC (95%)	0.42	



## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	Desgaste	
Pesos	476.26	470.91	451.15	441.00	431.74	44.52	
	476.76	471.54	452.25	442.33	433.30	43.46	
	479.76	474.41	454.33	443.92	434.38	45.38	
	479.87	474.43	454.36	444.63	435.38	44.49	
	480.10	474.60	454.76	446.54	437.23	42.87	
	480.51	475.33	456.31	446.80	437.41	43.10	
	481.70	477.19	457.14	446.83	437.43	44.27	
	482.65	477.62	457.26	447.08	437.68	44.97	
	483.13	478.20	457.65				
	483.77						
	489.21	483.79	463.74	453.44	444.03	45.18	
	504.73	499.02	478.01	467.22	457.36	47.37	
	Media	483.20	477.91	457.91	447.98	438.59	Media
Des.pad.	7.58	7.83	7.45	7.56	7.38	Des.pad.	1.31
Desgaste	0.00	5.24	20.01	9.95	9.39	IC (95%)	0.92

LIGA C3  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste	
Peso	482.59	481.28	480.51	473.89	470.63	10.65	
	486.85	485.59	484.80	478.02	474.70	10.89	
	488.03	486.75	485.98	479.20	475.86	10.89	
	490.10	488.67	487.87	481.13	477.83	10.84	
	490.40	489.12	488.33	481.63	478.38	10.74	
	491.29	490.07	489.30	482.56	479.28	10.79	
	492.06	490.56	489.74	482.91	479.58	10.98	
	493.30	491.64	490.84	484.01	480.71	10.93	
	493.35	491.90	491.11	484.42	481.15	10.75	
	494.91	493.40	492.59	485.79	482.50	10.90	
	495.25	493.83	493.03	486.16	482.82	11.01	
	498.93	497.29	496.45	489.63	486.30	10.99	
	Media	491.42	490.01	489.21	482.45	479.15	Media
Des.Pad.	4.31	4.21	4.19	4.14	4.13	Des.Pad.	0.11
Desgaste	0.00	1.41	0.80	6.77	3.30	IC (95%)	0.07

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50		
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	Desgaste	
Pesos	468.69	464.89	461.13	458.26			
	472.65	468.54	464.41	461.32	457.67	17.03	
	473.90	470.04	466.23	463.32	459.93	15.93	
	476.31	472.43	468.59	465.67	462.22	15.61	
	476.48	472.78	469.11	466.31	463.08	15.30	
	477.33	473.56	469.67	466.69	463.21	16.07	
	477.56	473.59	469.82	466.95	463.63	15.95	
	479.68	475.94	472.23	469.38	465.99	15.16	
	480.55	476.76	473.00	470.12	466.62	15.88	
	480.81	476.92	473.04	470.14	466.81	16.01	
	484.27	480.24	476.20	473.14	469.55	16.75	
	Media	477.11	473.24	469.40	466.48	463.87	Media
Des.Pad.	4.31	4.31	4.30	4.30	3.51	Des.Pad.	0.58
Desgaste	1.89	3.87	3.84	2.92	3.43	IC (95%)	0.41

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	Desgaste	
Pesos	489.35	474.49	14.86	
	491.81	477.12	14.69	
	492.76	477.89	14.87	
	492.95	478.02	14.93	
	493.20	478.54	14.66	
Media	492.01	477.21	Media	14.80
Des.Pad.	1.58	1.60	Des.Pad.	0.12
Desgaste	0.00	14.80	IC (95%)	0.14

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	Desgaste	
Pesos	474.15	473.18	471.16			7.25	
	476.74	475.75	473.80	471.94	469.87		
	477.52	476.53	474.55	472.67	470.56		
	478.21	477.25	475.33	473.47	471.42		
Media	476.66	475.68	473.71	472.69	470.62	Media	7.28
Des.Pad.	1.77	1.77	1.81	0.77	0.78	Des.Pad.	0.17
Desgaste	0.39	0.98	1.97	1.87	2.08	IC (95%)	0.31

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	Desgaste	
Pesos	474.10	468.03	445.56	433.95	423.33	50.77	
	479.47	473.39	450.85	439.22	428.57	50.90	
	482.23	475.95	452.77	440.81	429.86	52.37	
	482.23	476.42	453.63	441.68	430.74	51.49	
	482.93	476.73	453.66	441.90	431.14	51.79	
	484.46	478.39	455.86	444.20	433.51	50.95	
	485.19	479.03	456.17	444.35	433.54	51.65	
	487.59	481.49	458.98				
	487.89						
	491.63	485.44	462.59	450.76	439.93	51.70	
504.76	498.21	474.05	461.56	450.10	54.66		
Media	485.68	479.31	456.41	444.27	433.41	Media	51.81
Des.Pad.	7.83	8.09	7.70	7.88	7.67	Des.Pad.	1.18
Desgaste	0.00	6.15	22.90	11.86	10.86	IC (95%)	0.89

LIGA C4  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45			
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste		
Peso	482.73	480.22	479.36	471.83	468.13	12.09		
	484.41	482.63	481.84	474.69	471.16	11.47		
	487.76	484.70	483.91	476.69	473.16	11.54		
	488.20	486.65	485.86	478.60	475.04	11.61		
	489.29	487.70	486.88	479.46	475.79	11.91		
	490.90	488.59	487.80	480.59	477.03	11.56		
	492.46	489.77	488.96	481.49	477.80	11.97		
	493.98	491.69	490.87	483.56	479.94	11.75		
	494.68	493.17	492.27	484.97	481.35	11.82		
	496.41	495.06	494.25	487.02	483.44	11.62		
	497.22	495.54	494.75	487.54	483.99	11.55		
	512.50	509.84	509.04	501.68	498.06	11.78		
	Media	492.54	490.46	489.65	482.34	478.74	Media	11.72
	Des.Pad.	7.74	7.73	7.73	7.74	7.74	Des.Pad.	0.20
Desgaste	0.00	2.08	0.81	7.31	3.60	IC (95%)	0.12	

Valores nao utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50			
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	Desgaste		
Pesos	465.56	460.53	455.47	451.66	447.15	20.98		
	468.87	464.36	459.82	456.42	452.39	18.77		
	472.63	467.91	463.21	459.66	455.47	19.57		
	473.86	468.88	463.83	460.08	455.61	20.18		
	474.70	470.13	465.54	462.09	458.04	18.99		
	475.89	470.99	466.08	462.42	458.04	19.76		
	477.56	472.88	468.19	464.66	460.48	19.46		
	478.93	474.16	469.37	465.77	461.50	19.85		
	481.08	476.46	471.82	468.33	464.23	19.21		
	481.71	477.22	472.72	469.34	465.33	18.66		
	495.67	491.01	486.32	482.80				
	Media	476.95	472.23	467.49	463.93	457.82	Media	19.54
	Des.Pad.	7.90	7.96	8.03	8.09	5.50	Des.Pad.	0.70
	Desgaste	2.30	4.72	4.74	3.56	4.22	IC (95%)	0.49

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	Desgaste	
Pesos	485.46	469.82	15.64	
	488.76	471.75	17.01	
	492.08	476.20	15.88	
	494.49	478.05	16.44	
	495.75	478.32	17.43	
	496.26	478.99	17.27	
Media	492.13	475.52	Media	16.61
Des.Pad.	4.28	3.83	Des.Pad.	0.74
Desgaste	0.00	16.61	IC (95%)	0.74

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	Desgaste	
Pesos	469.35	467.92	465.37	462.79	459.86	9.96	
	471.28	469.87	467.35	464.77	461.84	9.91	
	475.43	474.35	471.85	469.33	466.21	9.99	
	477.50	475.83	472.81	469.71	466.49	11.56	
	478.53	477.18	474.78				
Media	474.42	473.03	470.43	466.65	463.60	Media	10.36
Des.Pad.	3.97	3.97	3.93	3.41	3.28	Des.Pad.	0.80
Desgaste	0.54	1.39	2.60	2.70	3.05	IC (95%)	1.12

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00	Desgaste	
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92		
Pesos	473.81	467.16	442.76	430.20	418.68	55.13	
	475.77	468.98	445.01	432.66	421.34	54.43	
	477.05	470.57	446.82	434.60	423.38	53.67	
	481.21	474.85	451.40	439.32	428.23	52.98	
	483.10	476.57	452.48	440.05	428.68	54.42	
	483.49	476.95	453.01				
	486.22	479.62	455.31	442.80	431.29	54.93	
	486.69	480.24	456.57	444.35	433.13	53.56	
	489.66						
	491.61	485.07	461.00	448.58	437.20	54.41	
491.86	485.55	462.22	450.17	439.11	52.75		
Media	483.68	476.56	452.66	440.30	429.00	Media	54.03
Des.Pad.	6.26	6.33	6.46	6.91	6.98	Des.Pad.	0.83
Desgaste	0.00	6.53	23.90	12.32	11.30	IC (95%)	0.63

LIGA C5  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste	
Peso	488.52	485.16	484.09	474.84	470.30	14.86	
	488.70	487.38	486.32	477.10	472.50	14.88	
	491.27	489.75	488.66	479.29	474.76	14.99	
	491.92	490.58	489.48	480.13	475.51	15.07	
	492.28	490.88	489.76	480.36	475.75	15.13	
	492.43	490.89	489.78	480.41	475.90	14.99	
	493.09	491.66	490.57	481.28	476.69	14.97	
	495.51	494.22	493.17	483.91	479.43	14.79	
	495.81	494.51	493.41	484.17	479.60	14.91	
	496.31	494.94	493.83	484.39	479.77	15.17	
	500.36	498.87	497.74	488.28	483.61	15.26	
	506.28	504.85	503.73	494.21	489.53	15.32	
	Media	494.21	492.81	491.71	482.36	477.78	Media
Des.Pad.	5.25	5.24	5.23	5.16	5.13	Des.Pad.	0.16
Desgaste	0.00	1.40	1.10	9.35	4.59	IC (95%)	0.10

Valores nao utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50			
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	Desgaste		
Pesos	466.01	457.67	449.32	443.26	435.91	34.39		
	468.28	459.93	451.59	445.52	438.15	34.35		
	470.40	461.58	453.10	446.97	439.52	35.24		
	471.19	461.98	453.56	447.46	440.08	35.43		
	471.42	462.72	454.27	448.13	440.67	35.08		
	471.51	463.11	454.74	448.64	441.26	34.64		
	475.31	466.94	458.55	452.44	445.04	34.39		
	475.37	466.95	458.56	452.47	445.08	34.52		
	476.01	467.60	459.19	453.09	445.67	34.10		
	480.29	471.76	463.24	457.04	449.51	34.10		
	485.16	476.59	468.01	461.80				
	Media	473.72	465.17	456.74	450.62	442.09	Media	34.62
	Des.Pad.	5.49	5.51	5.45	5.41	4.12	Des.Pad.	0.47
Desgaste	4.16	8.56	8.43	6.12	7.41	IC (95%)	0.33	



## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	Desgaste	
Pesos	486.29	466.59	19.70	
	488.62	468.78	19.84	
	494.59	474.90	19.69	
	497.04	477.16	19.88	
Media	491.64	471.86	Media	19.78
Des.Pad.	5.02	4.99	Des.Pad.	0.10
Desgaste	0.00	19.78	IC (95%)	0.13

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	Desgaste	
Pesos	465.27	460.93	452.92	444.69	435.33	31.26	
	473.60	469.26	461.27				
	475.81	471.45	463.34	454.98	445.51	31.65	
Media	471.56	467.21	459.18	449.84	440.42	Media	31.46
Des.Pad.	5.56	5.55	5.52	7.28	7.20	Des.Pad.	0.28
Desgaste	1.32	4.35	8.04	8.29	9.42	IC (95%)	0.84

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	Desgaste	
Pesos	470.67	462.98	435.06	420.68	407.42	63.25	
	475.50	467.83	439.80	425.35	412.04	63.46	
	476.88	469.06	440.64	425.99	412.50	64.38	
	477.50	469.75	441.55	426.95	413.50	64.00	
	477.68	469.93	441.56	427.03	413.64	64.04	
	477.71	469.99	441.87	427.38	414.03	63.68	
	478.33	470.54	442.16	427.53	414.05	64.28	
	478.67	470.91	442.56				
	484.77	476.93	448.22	433.42	419.79	64.98	
	485.32						
	486.62	478.80	450.22	435.48	421.92	64.70	
491.15	483.29	454.66	439.88	426.29	64.86		
Media	480.07	471.82	443.48	428.97	415.52	Media	64.16
Des.Pad.	5.70	5.67	5.46	5.62	5.52	Des.Pad.	0.59
Desgaste	0.00	7.77	28.34	14.61	13.45	IC (95%)	0.41

LIGA C6  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste	
Pesos	488.88	487.67	486.79	478.76	474.77	12.90	
	498.74	497.28	496.33	488.06	484.04	13.24	
	499.08	497.73	496.78	488.50	484.50	13.23	
	501.80	500.57	499.72	491.77	487.85	12.72	
	502.29	501.05	500.15	491.91	487.86	13.19	
	502.43	501.08	500.15	491.93	487.92	13.16	
	504.46	502.87	501.97	493.68	489.66	13.21	
	505.30	503.79	502.83	494.31	490.15	13.64	
	506.26	504.92	504.00	495.83	491.70	13.22	
	508.44	506.86	505.89	497.43	493.27	13.59	
	510.25	508.76	507.79	499.21	495.03	13.73	
	513.74	512.24	511.26	502.62	498.47	13.77	
	Media	503.47	502.07	501.14	492.83	488.77	Media
Des.Pad.	6.38	6.30	6.27	6.12	6.06	Des.Pad.	0.32
Desgaste	0.00	1.40	0.93	8.30	4.07	IC (95%)	0.20

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50			
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	Desgaste		
Pesos	472.16	466.98	461.94	458.21				
	481.41	476.17	471.14	467.40	462.99	21.05		
	481.89	476.65	471.57	467.81	463.37	21.13		
	485.28	480.03	474.91	471.13	466.63	21.22		
	485.36	480.17	475.12	471.41	466.98	20.88		
	485.36	480.32	475.35	471.70	467.32	20.60		
	488.20	482.77	477.53	473.61	469.04	21.11		
	489.20	483.94	478.81	475.08	470.62	21.08		
	491.26	485.72	480.42	476.53	471.99	21.28		
	492.31	486.84	481.58	477.71	473.15	21.88		
	495.72	490.20	484.90	480.99	476.35	22.12		
	Media	486.20	480.89	475.75	471.96	468.84	Media	21.23
	Des.Pad.	6.38	6.27	6.19	6.13	4.25	Des.Pad.	0.45
Desgaste	2.49	5.31	5.14	3.79	4.49	IC (95%)	0.32	

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	Desgaste	
Pesos	489.15	471.76	17.39	
	496.08	478.78	17.30	
	501.13	483.49	17.64	
	502.54	485.74	16.80	
	503.88	486.38	17.50	
	505.27	487.45	17.82	
	506.59	488.69	17.90	
	506.60	489.09	17.51	
	509.87	492.19	17.68	
	510.16	492.53	17.63	
	510.17	492.64	17.53	
	510.84	492.93	17.91	
Media	504.36	486.81	Media	17.55
Des.Pad.	6.50	6.36	Des.Pad.	0.30
Desgaste	0.00	17.55	IC (95%)	0.19

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	Desgaste	
Pesos	471.13	469.19	465.53	461.96	457.98	13.78	
	482.81	480.74	476.89	473.09	468.89	14.60	
	485.17	483.37	479.86	476.31	472.18	13.56	
	485.74	483.75	479.97	476.42	472.48	13.90	
	486.74	484.64	480.60	476.83	472.61	14.84	
	488.03	485.94	482.08	478.27	474.03	14.66	
	488.42	486.42	482.68	479.05	474.96	14.13	
	491.51	489.62	485.79				
	491.83	489.79	485.97	482.25	478.06	14.47	
	491.97	489.97	486.23	482.40	478.15	14.49	
	492.25	490.14	486.24	482.54	478.43	14.50	
	Media	486.87	484.87	481.08	476.91	472.78	Media
Des.Pad.	6.11	6.09	6.04	6.11	6.05	Des.Pad.	0.42
Desgaste	0.66	2.00	3.79	3.69	4.13	IC (95%)	0.30

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	Desgaste	
Pesos	471.87	466.16	445.34	434.71	425.01	46.86	
	473.01	467.10	445.78	434.99	425.17	47.84	
	476.38	470.28	448.58	437.70	427.79	48.59	
	484.05	477.97	456.19	445.23	435.23	48.82	
	488.26						
	490.73	484.66	462.62				
	490.79	484.75	462.99	451.97	441.91	48.88	
	493.10	487.05	465.10	453.99	443.83	49.27	
	493.82	487.65	465.33	454.17	443.97	49.85	
	493.89	487.80	466.06	455.06	445.05	48.84	
	496.97	490.81	468.71	457.59	447.43	49.54	
	503.45	497.22	474.69	463.45	453.24	50.21	
	Media	488.03	481.95	460.13	448.89	438.86	Media
Des.Pad.	9.84	10.21	9.80	10.12	9.96	Des.Pad.	0.97
Desgaste	0.00	6.06	21.82	10.99	10.02	IC (95%)	0.69

LIGA C7  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste	
Peso	487.29	484.41	483.00	474.86	470.71	13.70	
	488.07	486.73	483.41	475.16	471.28	15.45	
	488.58	488.19	485.85	478.20	474.56	13.63	
	491.67	489.48	487.24	479.35	475.47	14.01	
	491.96	489.84	488.25	480.62	476.81	13.03	
	493.04	491.09	489.03	481.74	478.17	12.92	
	493.30	491.80	490.28	482.75	479.07	12.73	
	496.29	493.90	490.88	482.95	479.11	14.79	
	497.29	494.80	493.93	486.37	482.66	12.14	
	497.88	495.51	494.65	486.92	483.10	12.41	
	499.52	497.62	496.78	489.35	485.70	11.92	
	507.78	506.07	505.22	497.59	493.80	12.27	
Media	494.39	492.45	490.71	482.99	479.20	Media	13.25
Des.Pad.	5.80	5.74	6.26	6.41	6.46	Des.Pad.	1.10
Desgaste	0.00	1.94	1.74	7.72	3.79	IC (95%)	0.69

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50		
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	Desgaste	
Pesos	468.24	461.99	455.77	451.13	445.61	25.10	
	471.90	466.89	461.89	458.13	453.45	21.11	
	472.79	467.46	462.14	458.16	453.67	21.80	
	474.74	469.47	464.20	460.28	455.62	21.19	
	475.74	470.84	465.42	461.30	456.31	21.86	
	476.27	471.03	466.31	462.75	458.54	20.53	
	476.59	471.72	466.89	463.30	459.07	20.04	
	480.18	475.27	470.11	466.25	461.65	21.01	
	480.45	475.28	470.38	466.70	462.34	20.76	
	483.22	478.44	473.60	470.00	465.73	19.97	
491.27	486.28	481.28	477.53				
Media	477.40	472.24	467.09	463.23	457.20	Media	21.34
Des.Pad.	6.25	6.50	6.75	6.94	5.66	Des.Pad.	1.47
Desgaste	2.52	5.16	5.15	3.86	4.60	IC (95%)	1.03

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	Desgaste	
Pesos	489.52	472.67	16.85	
	495.98	478.26	17.72	
	499.15	482.32	16.83	
	503.81	486.70	17.11	
	505.89	487.52	18.37	
Media	498.87	481.49	Media	17.38
Des.Pad.	6.51	6.17	Des.Pad.	0.66
Desgaste	0.00	17.38	IC (95%)	0.76

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25		
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	Desgaste	
Pesos	472.27	470.90	468.48	466.08	463.34	9.33	
	477.78	476.29	473.73	470.97	467.89	10.37	
	481.77	480.06	477.01	473.87	470.32	12.00	
		487.06	485.57	482.94			
Media	479.72	478.21	475.54	470.31	467.18	Media	10.57
Des.Pad.	6.25	6.18	6.06	3.94	3.54	Des.Pad.	1.35
Desgaste	0.47	1.51	2.66	2.77	3.12	IC (95%)	2.47

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	Desgaste	
Pesos	482.38	477.29	458.54	448.59	439.51	42.87	
	483.03	477.97	458.55	448.89	440.10	42.93	
	483.27						
	485.72	480.64	461.84	452.16	443.35	42.37	
	487.02	481.77	462.39	452.71	443.59	43.43	
	487.46	482.18	462.70				
	488.68	483.43	464.19	454.31	445.33	43.35	
	489.74	484.47	465.01	455.02	445.88	43.86	
	491.76	486.62	467.63	457.85	448.98	42.78	
	491.80	486.62	467.65	457.88	448.99	42.81	
	496.03	490.79	471.57	461.70	452.74	43.29	
	500.73	495.50	476.33	466.47	457.50	43.23	
Media	488.97	484.30	465.13	455.56	446.60	Media	43.09
Des.Pad.	5.50	5.41	5.40	5.60	5.60	Des.Pad.	0.42
Desgaste	0.00	5.19	19.17	9.81	8.96	IC (95%)	0.30



LIGA D  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45			
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	Desgaste		
Pesos	489.03	488.16	487.48	481.21	478.15	10.01		
	489.57	488.49	487.79	481.54	478.46	10.03		
	490.49	489.34	488.61	482.16	479.12	10.22		
	491.18	490.20	489.47	482.95	479.76	10.44		
	492.11	491.08	490.34	484.02	480.94	10.14		
	494.35	493.42	492.71	486.44	483.33	10.09		
	495.11	494.04	493.29	486.73	483.47	10.57		
	495.50	494.33	493.59	487.12	484.02	10.31		
	495.75	494.67	493.83	487.48	484.40	10.27		
	496.33	495.33	494.59	488.18	485.06	10.27		
	500.52	499.45	498.71	492.15	488.93	10.52		
	501.07	499.93	499.17	492.72	489.57	10.36		
	Media	494.25	493.20	492.47	486.06	482.93	Media	10.27
	Desv.Pad.	3.95	3.92	3.90	3.85	3.81	Des.Pad.	0.18
Desgaste	0.00	1.05	0.74	6.41	3.12	IC (95%)	0.12	

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50			
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	desgaste		
Pesos	476.47	473.33	470.10	467.67	464.78	13.37		
	476.84	473.77	470.58	468.19	465.33	13.13		
	477.75	474.53	471.28	468.80	465.76	13.36		
	478.03	474.75	471.36	468.82	465.85	13.91		
	479.64	476.45	473.18	470.75	467.83	13.11		
	481.71	478.30	474.81	472.22	469.10	14.23		
	481.74	478.65	475.48	473.09	470.14	13.33		
	482.25	478.99	475.64	473.14	470.22	13.80		
	483.40	480.20	476.92	474.46	471.52	13.54		
	487.20	483.91	480.54	477.99	474.98	13.95		
	487.91	484.69	481.41	478.93				
	Media	481.18	477.96	474.66	472.19	468.55	Media	13.57
	desv.Pad.	3.92	3.88	3.86	3.84	3.27	des.Pad.	0.38
	desgaste	1.62	3.22	3.30	2.48	2.96	IC (95%)	0.27

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	desgaste	
Pesos	487.64	474.06	13.58	
	488.27	474.14	14.13	
	490.73	477.35	13.38	
	491.46	477.54	13.92	
	492.06	478.54	13.52	
	492.51	478.95	13.56	
	492.74	479.06	13.68	
	493.21	479.72	13.49	
	493.33	479.79	13.54	
	494.21	480.61	13.60	
	495.94	481.31	14.63	
	497.01	483.32	13.69	
Media	492.43	478.70	Media	13.73
desv.Pad.	2.73	2.69	des.Pad.	0.35
desgaste	0.00	13.73	IC (95%)	0.22

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25			
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	desgaste		
Pesos	473.78	472.81	470.81	468.90	466.76	7.38		
	477.02	476.10	474.13	472.38	470.38	6.97		
	477.21	476.26	474.34	472.54	470.51	7.03		
	478.22	477.34	475.53	473.83	471.79	6.75		
	478.61	477.66	475.60	473.86	471.94	7.01		
	478.70	477.68	475.72					
	479.38	478.43	476.46	474.59	472.55	7.17		
	479.45	478.51	476.54	474.63	472.58	7.21		
	480.28	479.37	477.50	475.45	473.03	7.58		
	480.93	479.82	477.59	475.68	473.73	7.58		
	482.99	482.11	480.19	478.40	476.41	6.91		
	Media	478.78	477.83	475.86	474.03	471.97	Media	7.16
	desv.Pad.	2.37	2.38	2.37	2.49	2.51	des.Pad.	0.28
desgaste	0.34	0.95	1.97	1.84	2.06	IC (95%)	0.20	

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	desgaste	
Pesos	475.66						
	478.11	473.07	454.18	444.51	435.72	42.39	
	478.12	473.25	454.94	445.50	436.89	41.23	
	480.45	475.38	456.38	446.59	437.62	42.83	
	481.64	476.52	457.53	447.80	438.98	42.66	
	482.22	477.21	458.20	448.40	439.43	42.79	
	483.33	478.59	459.40	449.35	440.23	43.10	
	484.14	478.92	460.60	451.35	442.57	41.57	
	485.02	479.92	461.00				
	486.73	481.98	463.98	454.69	446.19	40.54	
	488.84	483.95	465.48	455.94	447.23	41.61	
	493.57	488.53	469.64	459.94	451.06	42.51	
Media	483.15	478.85	460.12	450.41	441.59	Media	42.12
desv.Pad.	5.00	4.64	4.71	5.01	5.05	des.Pad.	0.84
desgaste	0.00	4.99	18.73	9.63	8.81	IC (95%)	0.59

LIGA E  
Ensaio1: Minerio de Ferro  
RUN IN

Per. (h)	0.00	2.83	2.50	24.55	13.45		
Acum. (h)	0.00	2.83	2.50	27.05	40.50	desgaste	
Pesos	485.98	484.82	484.08	477.03	473.47	11.35	
	486.65	485.73	485.07	478.51	475.19	10.54	
	488.48	487.39	486.64	479.59	476.05	11.34	
	491.08	490.00	489.19	481.64	477.82	12.18	
	491.17	490.03	489.23	481.98	478.29	11.74	
	492.27	491.26	490.55	483.55	480.01	11.25	
	492.97	491.83	491.11	484.31	480.85	10.98	
	494.10	493.07	492.29	485.00	481.34	11.73	
	496.19	495.06	494.28	486.97	483.29	11.77	
	498.41	497.40	496.58	489.05	485.26	12.14	
	498.82	497.70	496.92	489.45	485.67	12.03	
	500.58	499.33	498.54	491.14	487.45	11.88	
	Media	493.06	491.97	491.21	484.02	480.39	Media
desv.Pad.	4.76	4.73	4.71	4.51	4.43	des.Pad.	0.50
desgaste	0.00	1.09	0.76	7.19	3.63	IC (95%)	0.31

Valores não utilizados (pre-desgaste)

Minerio de Ferro

Per. (h)	21.17	44.50	45.33	33.92	37.50		
Acum. (h)	21.17	65.67	111.00	144.92	182.42	desgaste	
Pesos	471.40	467.22	462.90	459.59	455.57	17.90	
	473.96	469.71	465.55	462.36	458.52	17.53	
	476.04	471.40	466.62	462.96	458.56	19.26	
	476.10	471.78	467.31	463.88	459.74	18.55	
	477.91	473.79	469.47	466.18	462.15	17.86	
	479.27	475.16	470.95	467.66	463.73	17.12	
	479.43	475.71	471.84	468.84	465.13	16.21	
	481.13	476.88	472.49	469.14	465.26	18.03	
	483.06	478.72	474.25	470.76	466.61	18.65	
	483.55	479.29	474.91	471.52	467.46	18.21	
	485.32	481.13	476.81	473.45			
Media	478.83	474.62	470.28	466.94	462.27	Media	17.93
desv.Pad.	4.28	4.31	4.33	4.33	4.00	des.Pad.	0.85
desgaste	2.03	4.22	4.34	3.34	4.02	IC (95%)	0.60

## Ensaio 2: Apatita

## RUN IN

Per. (h)	0.00	55.83		
Acum. (h)	0.00	55.83	desgaste	
Pesos	488.76	473.82	14.94	
	490.00	473.93	16.07	
	490.06	474.66	15.40	
	491.82	476.32	15.50	
	493.52	477.82	15.70	
	494.57	478.26	16.31	
	494.57	478.34	16.23	
	494.67	478.84	15.83	
	495.34	479.39	15.95	
	495.34	481.85	13.49	
	498.76	484.23	14.53	
502.88	488.34	14.54		
Media	494.19	478.82	Media	15.37
desv.Pad.	3.93	4.30	des.Pad.	0.85
desgaste	0.00	15.37	IC (95%)	0.53

## Apatita

Per. (h)	11.25	24.42	45.00	46.00	44.25	
Acum. (h)	11.25	35.67	80.67	126.67	170.92	desgaste
Pesos	473.49	472.23	469.65	467.06	464.07	9.86
	474.24	472.98	470.35	467.74	464.69	9.97
	475.87	474.45	471.69	468.89	465.62	10.70
	477.36	476.01	472.97	469.69	465.91	11.91
	477.75	476.09	473.22	470.12	466.48	11.78
	477.79	476.21	473.31	470.52	467.30	11.04
	478.38	476.96	474.13			
	478.93	477.49	474.69	471.82	468.50	10.89
	481.52	480.63	478.75	476.94	474.96	6.89
	483.86	482.76	480.46	478.16	475.54	8.69
	487.84	486.34	483.45	480.51	477.35	10.99
	Media	478.82	477.47	474.79	472.15	469.04
desv.Pad.	4.20	4.23	4.32	4.69	4.96	des.Pad. 1.52
desgaste	0.45	1.35	2.68	2.71	3.10	IC (95%) 1.07

## Ensaio 3: Silica

## Silica

Per. (h)	0.00	24.00	90.17	46.75	46.00		
Acum. (h)	0.00	24.00	114.17	160.92	206.92	desgaste	
Pesos	475.91	469.94	446.72	435.26	424.36	51.55	
	476.11	470.00	447.13	436.19	425.12	50.99	
	478.09	471.83	448.31	437.66	426.42	51.67	
	479.88	473.66	449.96	440.64	429.49	50.39	
	481.13						
	481.84	475.83	452.78	441.15	430.31	51.53	
	482.25	476.14	452.99	445.38	434.78	47.47	
	485.47	479.54	457.35	445.61	434.94	50.53	
485.87	479.96	459.99					
Media	480.73	474.61	451.90	440.27	429.35	Media	50.59
desv.Pad.	3.62	3.94	4.83	4.17	4.34	des.Pad.	1.47
desgaste	0.00	6.06	22.71	10.48	10.92	IC (95%)	1.31

### Referências Bibliográficas

1. SINATORA, A. **Desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos com 12,5% de cromo e 2% de carbono.** Campinas-SP, 1990. 191 p. Tese (Doutorado) - Faculdade Estadual de Campinas - Universidade de Campinas.
2. ALBERTIN, E. et al. **Ferros fundidos brancos resistentes ao desgaste abrasivo.** CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO, 3., São Paulo, 1986. **Anais** . ABIFA-Associação Brasileira de Fundição, 1986, 26p.
3. TSCHIPTSCHIN, A.P.; GOLDENSTEIN, H. **Aços e ferros fundidos resistentes ao desgaste abrasivo.** Relatório interno FAÇO - Fábrica de Aço Paulista, 1983, 32 p.
4. RIGNEY, D.A.; GLAESER, W.A. **Wear resistance.** METALS HANDBOOK. American Society for Metals. 9 ed. Metals Park, 1978, v. 1, p. 597-638.
5. CARPINETTI COSTA, P.H. **Efeito do nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo e molibdênio.** São Paulo, 1985. 109p. Dissertação (Mestrado). Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
6. SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 1., São Paulo, 1989. São Paulo, ABM-Associação Brasileira de Metais e EPUSP. 1989, 253 p.
7. SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 2., Uberlândia, MG, 1991. Uberlândia, MG, ABM e Universidade Federal de Uberlândia, 1991, 570 p.
8. SINATORA, A. **Influência do Cr e do Mo na solidificação de ferros fundidos brancos com alto teor de cromo.** Campinas-SP, 1988. 102p. Dissertação (Mestrado), Faculdade Estadual de Campinas - Universidade de Campinas.
9. De MELLO, J.D.B. **Structures Metallurgiques et caracterisation de l'abrasion des fontes blanches au chrome.** Grenoble, 1983. Tese (Doutorado). Institute Nationale Polytechnique de Grenoble.
10. RESENDE, I.M. **Influência da velocidade de solidificação na estrutura metalúrgica e comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos ao cromo.** Uberlândia, MG., 1991. 91p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia.

11. ROTONDARO, R.G. **Mecanismos de desgaste abrasivo.** São Paulo, 1988. 125p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
12. KLIAUGA, A.M. **Microestrutura e resistência ao desgaste abrasivo de algumas ligas do sistema Fe-Cr-C.** São Paulo, 1991. 125p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
13. GREGOLIN, J.A.R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste.** Campinas, 1990. 228p. Tese (Doutorado) - Faculdade Estadual de Campinas - Universidade de Campinas,
14. MARATRAY, F. Les fontes blanches a haute teneur en chrome resistant a l'abrasion. **SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 2.,** Uberlândia, M.G., 1991. **Anais.**
15. DURMAN, R.W. The application of alloyed white cast irons in crushing, grinding and material handling processes, **The British Foundryman,** April, 1972, p. 164.
16. DURMAN, R.W. Progress in abrasion resistant materials for use in comminution processes. **International J. of Mineral Processing ,** 1988. p. 381-99.
17. FARGE, J.C.; BARCLAY, G.A. Properties and performance of cast iron grinding balls. **SYMPOSIUM MATERIALS FOR THE MINING INDUSTRY,** Vail, CO., E.U.A., 1974. p. 189-99.
18. ROTONDARO, R.G. Estudo do efeito da variação do mecanismo de desgaste abrasivo no ensaio de abrasão de Bond. Tentativa de correlação com o desgaste de revestimento de moinho. **SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 1.,** São Paulo, 1989. ABM-Associação Brasileira de Metais e EPUSP, São Paulo, 1989, 253 p.
19. NASS, D.E. Steel grinding media used in the United States and Canada. **IN: SYMPOSIUM MATERIALS FOR THE MINING INDUSTRY.** Vail, Co., E.U.A., 1974, p. 173-83.
20. VERMEULEN, L.A.; HOWAT, D.D. Theories of ball wear and the results of a marked-ball test in ball milling. **J. South African Institute of Mining and Metallurgy,** 83(8) Aug. 1983, p. 189-97.
21. VERMEULEN, L.A.; HOWAT, D.D. Abrasive and impactive wear of grinding balls in rotary mills. **J. South African Institute of Mining and Metallurgy,** 86(4) April 1986, p. 113-24.



22. BARROS F<sub>o</sub>, O. et al. Testes de avaliação de corpos moedores. IN: SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 2., Uberlândia, MG, 1991. ABM e Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, M.G., 570 p.
23. NORMAN, T.E. Wear in ore processing machinery. In: **WEAR CONTROL HANDBOOK**. ASME, 1980. Peterson, M.B.; Winor, W.O. eds. p. 109-1051.
24. "Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Fundição. Associação Brasileira de Metais-ABM. São Paulo, 1988, 58 p.
25. BARROS F<sub>o</sub>, O.; BANDEIRA DE MELO, L.A. Utilização de peças de aço e ferro fundido para componentes resistentes ao desgaste e alta temperatura nas usinas de pelotização da C.V.R.D., 1982, 37 p.
26. BLICKENSDEFER, R. et al The effect of heat treatment on spalling of a Cr-Mo white cast iron. IN: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS. Ludema, K.C., ed. Reston, Virginia, E.U.A. 1983, p. 471-6.
27. BLICKENSDEFER, R. et al Evaluating and improving material for mineral processing. IN: Tribology in Mineral Processing. War on Wear. The Institution of Mechanical Engineer. Londres, 1984, p. 15-22.
28. BLICKENSDEFER, R.; TYLCZAK, J.H. A large scale impact spalling test. **Wear**, 84, 1982, p. 361-73.
29. BLICKENSDEFER, R. et al Spalling of high-chromium white cast iron balls subjected to repetitive impact. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS. K.C.Ludema, Ed. Denver, Colorado, p. 175-82.
30. LAIRD II, G. et al. Crack propagation and spalling of white cast iron balls subjected to repeated impact. **Wear**, 124, 1988, p. 217-235.
31. DIESBURG, D.E.; BORIK, F. Optimizing abrasion resistance and toughness in steels and irons for the mining industry. In: MATERIALS FOR THE MINING INDUSTRY, SYMPOSIUM. Vail, Co, E.U.A., 1979, p. 15-91.
32. ZUM GAHR, K.H.; DOANE, D.V. Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast iron. **Metallurgical Transactions**, 11A, April 1980, p. 613-20.
33. RAPPAPORT, B. et al Uso de traçador radioativo no estudo do desgaste de bolas de ferro fundido "Ni-hard" para moinhos. **Metalurgia ABM**, v. 22, n. 103, junho 1966, p. 453-60.

34. GUESSER, W.L. et al. Nióbio em ferros fundidos ligados ao cromo para aplicações em desgaste abrasivo. **Metalurgia ABM**, 45, n. 381, agosto 1989, p. 323-39.
35. SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Considerações técnicas e econômicas sobre a fabricação e utilização de bolas de moinho fundidas. **SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE**, 2, Uberlândia, 1991, p. 85-122.
36. SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Análise da fratura e do desgaste irregular de bolas de moinho de ferro fundido branco com alto cromo. **SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE**, 2, Uberlândia, 1991, p. 503-524.
37. JACKSON, R.S. The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system. **J. Iron and Steel Institute**, 1970, 108(2), p. 163-167.
38. THORPE, W.R.; CHICCO, B. The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface. **Metallurgical Transactions A**, v. 16A, p. 1541-1549.
39. SINATORA, A. et al Effect of Carbon, Chromium and Molybdenum contents solidification and microstructure of 15% or 20%Cr white cast irons. **INTERNATIONAL FOUNDRY CONGRESS**, 55, Moscow, URSS, Sept. 11-16, 1988.
40. LAIRD II, G. et al On the nature of eutectic carbides in Cr-Ni white cast irons. **Metallurgical Transactions A**, v. 22A, Aug. 1991, p. 1709-1720.
41. SINATORA, A. et al Características de solidificação e avaliação quantitativa das microestruturas de ferros fundidos brancos de alto cromo com 0,6 a 4% de silício - resultados preliminares. do Congresso Nacional de Fundição-CONAF, outubro 1993, São Paulo. **Anais**
42. MATSUBARA, Y. et alii Eutectic solidification of high-Chromium cast iron - eutectic structures and their quantitative analysis. **Transactions AFS**, v. 72, 1981, p. 183-196.
43. GOOSSENS, L.J.M. et alii Observações relativas às influências do teor de carbono em ferros fundidos brancos com 15%Cr e 3%Mo. **Metalurgia ABM**, v.35, n. 262, p. 591-6, 1979.
44. BARNIER, C. et alii. Influence d'un traitement thermique sur l'évolution structurale d'une fonte blanche à haut chrome. **Traitement Thermique**, 181, p. 33-40, 1984.

45. DUPIN, et alii Etude structurale de l'état brut de coulée de fontes blanches a 17% Chrome. **Hommes e Fonderie**, jan. 1985, p. 19-25.
46. ONO, Y. et alii Partition coefficients of alloying elements to primary austenite and eutectic phases of Chromium irons for rolls. **ISIJ International**, v.32, n. 11, p. 1150-1156, 1992.
47. BUNGARDT, K. et alii Untersuchung über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff. **Archiv für das Erzenhüttenwesen**, v. 29, n. 3, p.193-203, 1958.
48. MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. ATLAS: Courbes de transformation de fontes blanches au Chrome et au Chrome-Molybdène. Paris, **Climax Molybdenum S.A.**, 1970, 198 p.
49. MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. Factors affecting the structure of Chromium and Chromium-Molybdenum white irons. Paris, **Climax Molybdenum S.A.**, 1970, 32 p.
50. CIAS, W.W. Austenite transformation kinetics and hardenability of heat-treated 17.5%Cr white cast irons. **Trans. AFS**, v. 79, 1974, 318 p.
51. SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Temperabilidade de ferros fundidos de alto cromo - efeito da relação %Cr/%C e do manganês. CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO, 5, São Paulo, outubro de 1991.
52. DODD, J.; PARKS, J.L. Factors affecting the production and performance of thick section high Chromium Molybdenum alloy iron castings. **AFS International Cast Metals Journal**, Sept. 1980, p. 47-57.
53. THORPE, W.R.; CHICCO, B. On the formation of duplex eutectic carbides in commercially important white irons. **Material Science and Engineering**, 51, 1981, p. 11-19.
54. POWELL, G.L.F.; HEARD, L.S. Misinterpretation of microstructure in wear-resistant alloy white irons. In: CONFERENCE ON METALS IN MINING, Queensland, Austrália, 1981, p. 58.
55. OGI, K. et alii. Eutectic solidification of high Chromium cast iron-mechanism of eutectic growth. **Transactions AFS**, v. 72, 1981, p. 197-294.
56. FANG et alii Abrasive wear resistance of Chromium family white cast irons. **Chinese J. Metallurgy Science Techn.**, 4, 1988, p. 16-23.

57. ROZHKOVA et alii Effect of Carbon on the Transformation of austenite in white Chromium cast irons. **Metal Science and Heat Treatment**, 19, (3/4), p. 273-276, 1977.
58. NIWA, R. Influence of Manganese content on the mechanical properties, microstructures and abrasion resistance in 28%Cr cast iron. **IMONO**. v. 52, 1980. p. 135-40.
59. ZUM GAHR, K.H. Fracture analysis of white cast iron. **Z. Metallkunde**, v. 71, n. 2, 1980, p. 103-109.
60. PARENT-SIMONIN, S.; MARGERIE, J.C. Caractéristiques mécañiques et resistance a l'usure de fontes blanches. **Fonderie**, Jan. 1973, p. 15-27.
61. BERNS, H. Wrought, cast and weld deposited abrasion resistant alloys with superhard phases. IN: Tribology in Mineral Extraction War on Wear. The Institution of Mech. Engineers, Londres, 1984, p. 193-200.
62. AVERY, H.S. Work hardening in relation to abrasion resistance. IN: MATERIAL FOR THE MINING INDUSTRY SYMPOSIUM, Vail, Co, EUA, 1976, p. 43-78.
63. CARVALHO, M.A.; NOGUEIRA, M.A.S. Efeito do tempo decorrido entre a têmpera e o tratamento sub-zero na transforma o da austenita retida avaliado por dilatometria. IN: CONGRESSO DA ABM, XLIII, Belo Horizonte, MG, 1988, p. 93-109. Anais.
64. SINATORA, A; GOLDENSTEIN, H. Um estudo estatístico dos resultados de Maratray e Usseglio-Nanot. EPUSP, São Paulo, 1988.
65. MOORE, M.A. et al Factor affecting wear in tumbling mills: influence of composition and microstructures. **International J. of Mineral Processing**, 222, 1983, p. 313-343.
66. LARSEN-BASSE, J.; PREMARATNE, B. Effect of relative hardness on transitions in abrasive wear mechanisms. IN: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS, Denver CO, E.U.A., 1983, ed Ludema, K.C., p. 161-166.
67. SAE-Society of Automobile Engineers - Abrasive Wear - J965. Aug. 1966, Nova Iorque, 16 p.
68. ZUM GAHR, K.H. Microstructure and wear of materials. **Elsevier**, 1987, cap. 4 e 5, p. 93-99 e 132-292.
69. SINATORA, A. et al Resistência ao impacto de ferros fundidos brancos de alto cromo. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDI O-CONBRAFUND, 8, 1987. Anais

70. BEREZA, J.M. Wear and impact resistant white cast irons. **British Foundryman**, v.74, n. 10, out. 1981, p. 205-211.
71. DIXON, R.H.T. Some effects of heat treatment upon impact-fatigue life of Ni-hard grinding balls. **J. Iron and Steel Institute**, 197, 1961, p. 40-48.
72. FROST, R.H. et alii Impact fracture behavior of high Chromium-Molybdenum white cast irons. **AFS Transactions**, 1986, p. 297-322.
73. FAN, X.H. et alii A study of high-Chromium cast iron on abrasion resistance and impact fatigue resistance. **Wear**, 138, jun. 1990, p. 47-60.
74. FAN, X.H. et alii A structural study of high Cr cast iron as a grinding ball material. **Chinese J. Met. Sci. Technol.**, v. 5, n. 6, 1989, p. 401-406.
75. DUNN, D.J. Metal removal mechanism comprising wear in mineral processing. In: **INTERNATIONAL CONFERENCE WEAR OF MATERIALS**, 1985, p. 501-508.
76. HOKKIRIGAWA, K; KATO, K. Theoretical estimation of abrasive wear resistance based on microscopic wear mechanism. Proceed. International Conference. **Wear of Materials**, 1989, p. 1 - 8, Ludema, K.C., ed.
77. IWASAKI, I et alii Nature of corrosive wear in ball mill grinding. **Int. J. of Mineral Processing**, 22(1988), p. 345-360.
78. GUNDEWAR, C.S. et alii Laboratory studies on ball wear in the grinding of a hematite-magnetite ore. **Int. J. of Mineral Processing**, 29(1990), p. 121-139.
79. SAILORS, R.H.; OWENS, J. Cast high Chromium media in wet grinding. IN: **INTERMOUNTAIN MINERAL SYMPOSIUM**. Vail, CO, E.U.A., 1982, p. 53-61.
80. PITT, C.H. et alii Laboratory abrasion and electrochemical test methods as a means of determining mechanism and rates of corrosion and wear in ball mills. **Int. J. Mineral Processing**, 22(1988), p. 361-380.
81. "Friction, Wear, and Lubrication Glossary". Organization for Economic Cooperation and Development, Paris, França, 1969.
82. Norma DIN 50.320: Wear, Terms, Systematic Analysis of wear processes, classification of wear phenomena. Berlim, 1979.
83. Norma ASTM G 40-83. Standard terminology relating to erosion and wear, 1983.

84. KRUSCHOV, M.M. Principles of abrasive wear. **Wear**, 28(1974) p. 69-88.
85. BORIK, F. Testing for abrasive wear. IN: ASTM STP 615 Selection and use of Wear tests for metals. Bayer, R.G. ed., 1976, p. 30-44.
86. FINKIN, E.F. Abrasive Wear. IN: ASTM STP 446: Evaluation of wear testing, 169, p.55-90
87. QUINN, T.F.J. The classifications, laws, mechanisms and theories of wear. IN: PROC. CONF. FUNDAMENTALS OF TRIBOLOGY. Suh, N.P.; Saka, N. ed. Massachusetts, Jun. 1978, p. 477-492.
88. PETERSON, M.B. Wear testing objectives and approaches. IN: ASTM STP 615: Selection and use of wear tests for metals. Bayer, R.G. ed. 1975, p. 3-11.
89. JAHANMIR, S. On the wear mechanisms and the wear equations. IN: Proceed. Conf. Fundamentals of Tribology, Suh, N.P.; Saka, N. ed. Massachusetts, Jun. 1978, p. 455-468.
90. ZUM GAHR, K.H. How microstructure affects wear resistance. **Metal Progress**, Sept. 1979, p. 46-52.
91. WATSON, J.D. et alii Abrasive wear of white cast irons. **Metals Forum**, 3(1): p. 74-88, Jan. 1980.
92. LUDEMA, K.C. Wear debris as an indicator of valid simulation in wear tests. Selection and use of wear tests for metals, ASTM STP 615, Bayer, R.G. ed. ASTM, 1976, p. 102-109.
93. XING, J. et alii An investigation on the wear resistance of high Chromium cast iron. IN: Proceed. Int. Conf. on Wear of Materials. Ludema, K.C. ed. 1983, p. 45-61.
94. BLICKENDERFER, R. et alii Comparison of several types of abrasive wear tests. IN: Proc. Int. Conf. Wear of Materials. Ludema, K.C. ed., 1983, p. 313-323.
95. SUH, N.P. Fundamental aspects of abrasive wear. IN: Proc. Conf. Fundamentals Tribology, Suh, N.P.; Saka, N. ed. Massachusetts, Jun. 1978, ed., 1983, p. 493-518.
96. HIRANO, H.H.; LEVY, A.V. An investigation of two-body abrasive wear. IN: Proc. Conf. Fundamentals Tribology, Suh, N.P.; Saka, N. ed. Massachusetts, Jun. 1978, ed., 1983, p. 519-542.
97. KOSEL, T.H.; FIORE, N. Abrasive wear in multiphase microstructure. J. Materials for Energy Systems, 3, Sept. 1981, p. 7-26.

98. SUH, N.P. Wear mechanisms: an assessment of the state of knowledge. IN: Proc. Conf. Fundamentals Tribology, Suh, N.P.; Saka, N. ed. Massachusetts, Jun. 1978, ed., 1983, p. 443-453.
99. ZUM GAHR, K.H. Abrasive wear of microstructures with internal notches. IN: International Conference on the Strength of Metals and Alloys, 5, Aachen, 1979. Proceedings... Toronto, Pergamon, 1979, p. 225-230.
100. TURENNE, S. et al The effect of matrix microstructure on the abrasion resistance of high-Cr white cast irons. IN: WEAR RESISTANCE OF METALS AND ALLOYS, Chicago, 1988. Kingsbury, G.R. ed. ASM, 1988, p. 105-113. Proceedings...
101. MOORE, M.A. A review of two-body abrasive wear. *Wear*, 27, 1974, 1-17.
102. AVIENT, B.W. et al An experimental study of friction and wear during abrasion of metals. Proc. Royal Society, 258(1293), out, 1960, p.159-180.
103. MUSCARA, J.; SINNOT, J. Construction and evaluation of a versatile abrasive wear testing apparatus. *Metals Engineering Quarterly*, May, p. 21-32.
104. AVERY, H.S. Classification and precision of abrasion tests. Proc. INT. CONF. WEAR OF MATERIALS, 1979, Dearborn, M.I., K.C. Ludema, ed. p. 148-157.
105. PACCA, R.F. et al Efeito do movimento relativo da amostra na abrasão a dois corpos. IN: SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 2., ABM, Uberlândia, 1991, p. 163-176.
106. MOORE, M.A.; SWANSON, P.A. The effect of particle shape on abrasive wear: a comparison of theory and experiment. In: Int. CONF. ON WEAR OF MATERIAL. Proceed. Reston, Virginia, E.U.A., 1983. Ludema, K.C. ed. p. 1-11.
107. NATHAN, G.K.; JONES, W.J.D. The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions. *Wear*, 9, (1966), p. 300-309, in ref. 97.
108. REICK, W. et al Influência do abrasivo nos resultados de desgaste obtidos pelo ensaio do pino em aços inoxidáveis com microestrutura duplex. In: SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 1., ABM-Associação Brasileira de Metais e EPUSP, São Paulo, 1989, p. 145-154.

109. KULIK, T. et al Effect of depth of cut on second-phase particle fracture in abrasion of two-phase alloys. Proc. INT. CONF. WEAR OF MATERIALS. Ludema, K.C., ed. 1989, p. 23-33.
110. CHEN, J.H.; HU, Z.W. Main causes of slurry wear of various materials under field and laboratory conditions. Proc. INT. CONF. WEAR OF MATERIALS. 1989, p. 9-14.
111. MAYVILLE, R.A. Abrasive concentration effects on wear under reciprocating conditions. Proc. INT. CONF. WEAR OF MATERIALS. 1989, p. 83-87.
112. MOROZ JR., P.J.; LORENZETTI, J.J. The effects of matrix hardness and microstructures on the wear of steel grinding balls during wet copper ore grinding. Proc. INT. CONF. WEAR OF MATERIALS. 1981, p. 280-290.
113. TORRANCE, A.A. An explanation of the hardness differential needed for abrasion. *Wear*, 68(1981), p. 263-266.
114. RABINOWICZ, E. The wear of hard surfaces by soft abrasives. Proceed. Proc. INT. CONF. WEAR OF MATERIALS. 1989, p. 12-18.
115. HARRISON, G.L.; DIXON, R.H.T. Developments in the production and use of alloy cast irons. *The British Foundryman*, April 1962, p. 164-176.
116. KRAINER, E. et alii Wear in crushing and grinding plants. *Zement Kalk-Gips*, 1976, 3, p. 56-60.
117. SINATORA, A. et alii Efeito da porcentagem de austenita retida na taxa de desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo contendo ou não vanádio. IN: SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 1., EPUSP, São Paulo, 1989, p. 183-190.
118. ZUM GAHR, K.H.; ELDIS, G.T. Abrasive wear of white cast iron. *Wear*, 64, 1980, p. 175-194.
119. DAWSON, R.J. et alii. Silica abrasion of ferrous castings. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS. Reston, Virginia, E.U.A., K.C.Ludema, Ed. 1983, p. 97-106.
120. SARE, I.R. Abrasion Resistance and fracture toughness of white cast irons. *Metals Technology*, Nov. 1979, p. 412-419.
121. BORIK, F. Using tests to define the influence of metallurgical variables on abrasion. *Metals Engineering Quarterly*, May 1972, p. 33-39.



122. LOPES, A.J. et al Study of white cast iron grinding balls. COMISSION NACIONAL DE ENERGIA ATÓMICA. Argentina, 20p.
123. WESNER, A.L. et al Study of grinding-ball wear employing a radioactive-tracer technique. *Trans. ASME*, 217, 1960, p. 429-434.
124. LEIVA, H.A.; ESTAY, S.H. Evaluacion experimental de fundiciones blancas de bajo cromo aplicadas em molienda secundaria. In: SIMPOSIUM DE INGENIERIA DE MINAS, 7., Depto.. de Ingenieria de Minas, Univ. de Santiago de Chile, p. 39-57, 1990.
125. NORMAN, T.E.; LOEB, C.M. Wear tests on grinding balls. *Trans. AIME*, 176, 1948, p. 490-526.
126. NORDQUIST, D.E.; MOELER, J.E. Relative wear rates of various diameter grinding balls in production mills. *Trans.Soc. Min. Eng. AIME*, 187, 1950, p. 712-715.
127. HUKKI, R.T. Correlation between principal parameters affecting mechanical ball wear. *Trans.Soc. Min. Eng. AIME*, 199, 1954, p. 642-644.
128. BOND, F.C. Wear and size distribution of grinding balls. *Trans. AIME*, 153, 1943, p. 373-385.
129. AZZARONI, E. Determinacion de la ley de desgaste y distribucion del tamaño de las bolas en los molinos de bola. *ARMCO International.*, nov. 1977, 182p.
130. RIGNEY, D.; GLAESER, W.A. Wear of grinding balls. In: METALS HANDBOOK, ASM, 9 ed., v. 1, p. 601-604.
131. MOROZ, Jr., P.J.; LORENZETTI, J.J. The effects of matrix hardness and microstructure on the wear of steel grinding balls during wet copper ore grinding. In: PROC. INT. CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS. 1981, S. Francisco, E.U.A., p. 280-290.
132. American Society for Testing and Materials. Norma ASTM E 562-83. Determining volume fraction by systematic mannual point count. Sept. 1983
133. IPT-Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. **Caracterização de amostras de corpos moedores.** Relatório nº 30.628, São Paulo, setembro de 1992.
134. American Society for Testing and Materials. Norma ASTM E 384. Test method for microhardness of materials.

135. PRASAD, S.V.; KOSEL, T.H. In situ SEM scratch tests on white cast irons with rounded quartz abrasive. In: INT. CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS. 1983, P. 121-129.
136. FRANCO, S.D. et al Abordagem global do estudo do processo abrasivo - desenvolvimento e avaliação do abrasômetro a dois e três corpos. In: SEMINÁRIO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 1., ABM/EPUSP, São Paulo, 1989, p. 47-62.
137. SINATORA, A. Efeito da estrutura da partida na quantidade de austenita retida após tratamento de austenitização a 950°C de ferro fundido 12,5%Cr-2%C. Comunicação pessoal, novembro 1993.
138. BERALDO, J.L. Moagem de minérios em moinhos tubulares. Cap. 3 - Projeto e Construção de moinhos de barras e de bolas. p. 22-47.