

JOHN JAIRO CORONADO MARIN

EFEITO DO TAMANHO DO ABRASIVO NO DESGASTE DE METAIS

São Paulo  
2010

# **Livros Grátis**

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

JOHN JAIRO CORONADO MARIN

## EFEITO DO TAMANHO DO ABRASIVO NO DESGASTE DE METAIS

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

Área de concentração:

Engenharia Mecânica de Projeto de Fabricação

Orientador:

Prof. Titular Amilton Sinatora

São Paulo

2010

**Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.**

**São Paulo, 28 de junho de 2010.**

**Assinatura do autor** \_\_\_\_\_

**Assinatura do orientador** \_\_\_\_\_

## **FICHA CATALOGRÁFICA**

**Marin, John Jairo Coronado**  
**Efeito do tamanho do abrasivo no desgaste de metais / J.J.**  
**C. Marin. -- ed.rev. -- São Paulo, 2010.**  
**150 p.**

**Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de**  
**São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.**

**1.Desgaste abrasivo 2.Metals 3.Cavacos I.Universidade de**  
**São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia**  
**Mecânica II.t.**

## **AGRADECIMENTOS**

Ao orientador Prof. Titular Amilton Sinatora, pela confiança, orientação e apoio na realização deste trabalho.

À CNPq, pela bolsa de doutorado (141176/2006-7) que permitiu a realização deste trabalho.

Ao IPT, pela colaboração na fundição dos materiais.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pela colaboração com o microscópio eletrônico de varredura.

À Universidad del Valle, Escola de Engenharia Mecânica, Cali, Colômbia.

Aos professores, colegas, técnicos e pessoal administrativo do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) e do Departamento de Engenharia Mecânica, pela colaboração.

## RESUMO

Neste trabalho, foi investigado o efeito do tamanho do abrasivo na resistência ao desgaste de cinco ligas metálicas. Foi usado, para este estudo, o equipamento pino contra lixa e alumina como abrasivo, com tamanho médio entre 16  $\mu\text{m}$  e 192  $\mu\text{m}$ . A microestrutura das ligas metálicas foi caracterizada com microscopia ótica e os mecanismos de desgaste abrasivo e os microcavacos (partículas de desgaste) foram caracterizados usando microscopia eletrônica de varredura (MEV). Em uma primeira série de experimentos, foi usado ferro fundido mesclado com carbonetos  $\text{M}_3\text{C}$  (temperado e revenido a temperaturas entre 300 e 600  $^{\circ}\text{C}$ ). Para abrasivos pequenos, a perda de massa elevou-se com o aumento do tamanho do abrasivo. Entretanto, para abrasivos grandes, a perda de massa aumenta com inclinação menor e o mecanismo prevalente de desgaste é o microcorte. Para abrasivos maiores, o mecanismo prevalente de desgaste é microsulcamento. Em uma segunda série de experimentos, foi usado ferro fundido branco (FFB), com matrizes austenítica e martensítica. O FFB com matriz austenítica apresentou um tamanho crítico de abrasivo (TCA) de 36  $\mu\text{m}$  e, para o ferro fundido martensítico, foi aproximadamente de 116  $\mu\text{m}$ . A perda de massa do ferro fundido com matriz austenítica aumentou linearmente com o aumento do tamanho dos abrasivos, após o TCA a perda de massa aumenta com inclinação menor. O FFB martensítico, com menores tamanhos do abrasivo, apresentou um comportamento linear. Existe, porém, uma região de transição não-linear e achatada, quando o tamanho de partícula crítico é atingido, tornando-se independente do tamanho do abrasivo. Antes do TCA, o micromecanismo prevalente de desgaste foi microcorte e a lixa apresentou cavacos contínuos e finos e, após o TCA, o mecanismo prevalente de desgaste foi microsulcamento e apresentou cavacos descontínuos e deformados. O efeito do tamanho de abrasivo observado na perda de massa foi apresentado na energia específica de corte e no coeficiente de atrito. Em uma terceira série de experimentos, foi usado alumínio e aço AISI 1045. O alumínio (estrutura cristalina cúbica de fase centrada) apresentou um comportamento similar ao observado no FFB com matriz austenítica, e o aço AISI 1045 apresentou um comportamento similar ao FFB com matriz martensítica. Verificou-se que, no alumínio e no aço AISI

1045, também se apresenta mudança na morfologia dos cavacos e nos micromecanismos de desgaste, observados nos materiais com segunda fase dura. Em uma quarta série de experimentos, foi usado o ferro fundido cinzento para corroborar a mudança dos micromecanismos de desgaste abrasivo e dos microcavacos com o TCA. O ferro fundido cinzento não apresentou uma transição (TCA) na curva de tamanho de abrasivo contra perda de massa. A morfologia dos cavacos foi similar para os diferentes tamanhos de abrasivos (descontínua). Para abrasivos menores, porém, apresentaram-se alguns cavacos contínuos e finos. O micromecanismo prevalente de desgaste abrasivo foi de microcorte para os diferentes abrasivos usados. Portanto, nesta pesquisa, foi demonstrado que o tamanho crítico de abrasivo está relacionado com os micromecanismos de desgaste e com a morfologia dos microcavacos.

Palavras-chave: Tamanho de abrasivo. Micromecanismos de desgaste, Microcavacos, Materiais com segunda fase dura.

## ABSTRACT

In this research, the effect of abrasive size on the wear resistance of five metallic materials was investigated. Abrasive wear tests using a pin test on alumina paper were carried out using abrasive sizes between 16  $\mu\text{m}$  and 192  $\mu\text{m}$ . The wear surface of the specimens was examined by scanning electron microscopy for identifying the wear micromechanism and the type of microchips formed on the abrasive paper (wear debris). In a first series of experiments mottled cast iron samples with  $\text{M}_3\text{C}$  carbides were tested. The samples were quenched and tempered in temperatures ranging from 300°C to 600°C. For small abrasive particles, the wear mass loss increased linearly with the increase of particle size. However, for higher abrasive sizes the wear mass loss increased much more slowly. For lower abrasive sizes the main wear mechanism was microcutting. For higher abrasive sizes, the main wear mechanism was microploughing. In a second series of experiments white cast iron with  $\text{M}_3\text{C}$  carbide with austenitic and martensitic matrix were tested. The results show that the mass loss for cast irons with austenitic and martensitic matrices increases linearly with the increase of particle size until the critical particle size is reached. The cast iron with austenitic matrix presented a critical abrasive size of 36  $\mu\text{m}$  and for the martensitic cast iron, the critical particle size was about 116  $\mu\text{m}$ . After the critical particle size is reached, the rate of mass loss of the cast iron with austenitic matrix diminishes to a lower linear rate, and for cast irons with martensitic matrix the curve of mass loss is non-linear and flattens when the critical particle size is reached. It becomes, then, constant, independent of additional size increases. The abrasive paper in contact with the iron of both austenitic and martensitic matrices presents fine continuous microchips and the main wear mechanism was microcutting before reaching critical particle size, and after that it presents deformed discontinuous microchips and the main wear mechanism was microploughing. This behavior of change in rates after reaching a critical size happened not only for mass loss versus abrasive size, but it was also observed both in curves of friction coefficient and specific cutting energy versus abrasive size. In a third series of experiments aluminum and AISI 1045 steel were tested. The first (FCC structure) showed similar behavior to that observed in the white cast iron with austenitic matrix and the latter



showed similar behavior to that observed in white cast iron with martensitic matrix. Both aluminum and AISI 1045 steel show similar changes in the microchips morphology and in the wear micromechanisms, something that had been observed before in materials with hard second phase. In a fourth series of experiments gray cast iron was tested in order to demonstrate the relationship between the abrasive wear micromechanisms and the type of microchips, before and after achieving critical abrasive size. The grey cast iron did not show a transition in the curve of abrasive size against mass loss. The morphology of the chips was similar for the different sizes of abrasive (discontinuous). However, smaller abrasive sizes – some thin continuous microchips – were formed. The main abrasive wear micromechanism was microcutting for the different abrasives sizes tested. Therefore, it was shown that the critical abrasive size is related to the wear micromechanisms and the microchips morphology.

Keywords: abrasive size, wear micromechanisms, microchips, hard second phase materials.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Representação esquemática do desgaste abrasivo a dois e três corpos (ZUM GAHR, 1987) .....	4
Figura 2. Mecanismos de desgaste observados em MEV: (a) microsulcamento, (b) formação de proa, (c) microcorte (HOKKIRIGAWA E KATO, 1988).....	5
Figura 3. Representação esquemática dos mecanismos de desgaste abrasivo (ZUM GAHR, 1987) .....	6
Figura 4. Modelo de material removido e deslocado em desgaste abrasivo (STACHOWIAK E BATCHELOR; 2000) .....	7
Figura 5. Efeito da carga na taxa de desgaste abrasivo a dois e três corpos (MISRA; FINNIE, 1980).....	8
Figura 6. Perda de volume acumulada em função da carga aplicada (VILLABON, 2005) .....	8
Figura 7. Relação entre a perda de massa e a carga aplicada (CORONADO, SINATORA, 2009a) .....	9
Figura 8. Seção transversal das matrizes (a) martensítica; e (b) austenítica (ALBERTIN; SINATORA, 2001) .....	10
Figura 9. Esquema da relação entre a taxa de desgaste e razão entre dureza do abrasivo ( $H_A$ ) e dureza do material desgastado ( $H$ ) (KRUSCHOV, 1957) ..	11
Figura 10. Relação entre o desgaste abrasivo e a razão entre a dureza do abrasivo ( $H_A$ ) e a dureza material desgastado ( $H$ ) (ZUM GAHR, 1987) .....	12
Figura 11. Taxa de desgaste em função da razão entre a dureza do material ( $H$ ) e a dureza do abrasivo ( $H_A$ ) (PINTAÚDE <i>et al.</i> , 2009) .....	13
Figura 12. Taxa de desgaste de ferro fundido branco de alto cromo em função da razão entre a dureza do abrasivo e a dureza dos carbonetos (ZUM GAHR, 1987) .....	14
Figura 13. Relação entre microcorte e microsulcamento em função da razão entre o ângulo de ataque e o ângulo crítico de ataque ( $\alpha_c$ ) (ZUM GAHR, 1987) ..	15
Figura 14. MEV das partículas abrasivas (a) partículas arredondadas e (b) partículas pontiagudas (MEZLINI <i>et al.</i> , 2005).....	16
Figura 15. MEV dos riscos na liga de alumínio para ângulos de ataque de: (a) 30 ° e (b) 60 ° (MEZLINI <i>et al.</i> , 2005) .....	16

Figura 16. Representação esquemática da relação entre taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo .....	17
Figura 17. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo para lixas com mistura de $Al_2O_3$ e $Fe_3O_4$ (ANVIENT <i>et al.</i> , 1960) .....	18
Figura 18. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo para alumina solta (RABINOWICZ <i>et al.</i> 1961) .....	19
Figura 19. Relação entre o volume de desgaste e o tamanho do abrasivo (NATHAN; JONES, 1966) .....	20
Figura 20. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho do abrasivo (LARSEN-BADSE, 1968) .....	21
Figura 21. Relação entre o coeficiente de desgaste e o tamanho do abrasivo (DATE; MALKING, 1976) .....	22
Figura 22. Relação entre o coeficiente de desgaste e o tamanho de abrasivo para diferentes cargas para (a) PMMA, (b) níquel e (c) aço AISI 1095 (SIN <i>et al.</i> ; 1979) .....	23
Figura 23. Relação entre as taxas de desgaste e o tamanho do abrasivo a dois e três corpos (MISRA; FINNIE, 1981a) .....	24
Figura 24. Relação entre o desgaste abrasivo a três corpos e o tamanho de abrasivo (SASADA <i>et al.</i> , 1984) .....	25
Figura 25. Relação entre o $k$ e o $d$ para aços (SEVIM; ERYUREK; 2006) .....	26
Figura 26. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo para aços fundidos com Cr-TiC e aço AISI 440C (DOGAN <i>et al.</i> ; 2006) .....	27
Figura 27. Relação entre o coeficiente de atrito e o tamanho de abrasivo (ANVIENT <i>et al.</i> , 1960) .....	29
Figura 28. Relação entre o coeficiente de atrito e o tamanho de abrasivo para (a) PMMA, (b) níquel e (c) aço AISI 1095 (SIN <i>et al.</i> ; 1979) .....	30
Figura 29. Relação entre o coeficiente de atrito e a razão entre a dureza superficial deformada ( $H_s$ ) e a dureza inicial ( $H_o$ ) (PINTAÚDE <i>et al.</i> , 2003) .....	31
Figura 30. Relação entre o trabalho de corte e o tamanho de abrasivo (LARSEN-BADSE, 1968a) .....	32
Figura 31. Relação entre a energia específica de corte ( $Ua$ ) e o coeficiente de desgaste ( $k$ ) para diferentes tamanhos de abrasivo de alumina (MALKIN <i>et al.</i> 1972) .....	33
Figura 32. Relação entre a energia específica de corte do aço AISI 1095 e o tamanho de abrasivo (DATE; MALKIN, 1976) .....	33

Figura 33. Relação entre a energia específica de corte e a profundidade de penetração na usinagem do alumínio para (a) ferramentas piramidais e (b) ferramentas de ponta esférica (GRAHAM; BAUL, 1972).....	34
Figura 34. Relação entre a energia específica de corte e a profundidade de corte no processo de retificação para (a) alumínio e (b) aço (MALKING; JOSEPH, 1975) .....	34
Figura 35. Relação entre a energia de riscamento específica e a massa removida (BRYGGMAN <i>et al.</i> , 1981) .....	35
Figura 36. Equipamento de solidificação direcional .....	37
Figura 37 Fotografia do abrasômetro tipo roda de borracha, mostrando: A – disco de borracha; B e C – células de carga normal e tangencial; D e E: porta-amostras dos sistemas mecânico e instrumentado; F – Braço para ensaios mecânicos; G – termopar; H – bico alimentador do abrasivo; I – exaustor de poeira (VILLABÓN, 2005).....	38
Figura 38. Representação esquemática do abrasômetro roda de borracha .....	39
Figura 39. Fotografia do equipamento pino contra lixa .....	40
Figura 40. Micrografia do FFM temperado desde 930 °C .....	43
Figura 41. Micrografia do FFM revenido a (a) 300 °C e (b) 400 °C.....	44
Figura 42. Micrografia do FFM revenido a (a) 500 °C e (b) 600 °C.....	45
Figura 43. Micrografia do FFM com: (a) 27,5 % AR e (b) 3,4 % AR.....	47
Figura 44. Relação entre a temperatura de revenido, austenita retida e $k$ para ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha .....	50
Figura 45 Relação entre o coeficiente de desgaste e o teor de austenita retida para os ensaios (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha .....	51
Figura 46. Relação entre a temperatura de revenido, a macrodureza e a perda de massa para os ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha.....	52
Figura 47. Relação entre $k$ e a macrodureza para os ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha.....	53
Figura 48. Relação entre $k$ e a dureza da matriz antes a após o desgaste para os ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha .....	54
Figura 49. Relação entre o coeficiente de desgaste ( $K$ ) e a razão entre a macrodureza e a dureza do abrasivo (CORONADO <i>et al.</i> , 2009b) .....	56
Figura 50. MEV da superfície desgastada dos pinos revenidos a: (a) 300 °C e (b) 500 °C .....	57

Figura 51. MEV da superfície desgastada do pino apresentado (a) carboneto de nióbio e (b) grafita.....	58
Figura 52. MEV da superfície desgastadas das amostras (a) temperada e (b) revenida a 600 °C usando o equipamento roda de borracha .....	59
Figura 53. MEV a 2000X das superfícies desgastadas das amostras (a) temperada e (b) revenida a 600 °C, usando o equipamento roda de borracha:.....	60
Figura 54. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo (CORONADO, SINATORA, 2009c) .....	62
Figura 55. MEV das superfícies de desgaste do FFM com 27,5 % AR com tamanho de abrasivo: (a) 23,6 µm (predominância de microcorte) e (b) 192 µm (predominância de microssulcamento).....	63
Figura 56. Superfície de desgaste do FFM com 3,4 % AR com tamanho de abrasivo de 192 µm .....	65
Figura 57. Relação entre a largura dos riscos e o tamanho de abrasivo (CORONADO, SINATORA, 2009c) .....	65
Figura 58. MEV da lixa após o desgaste do FFM com 27,5 % AR, para tamanho de abrasivo (a) 66 µm e (b) 141 µm .....	67
Figura 59. MEV da lixa após o desgaste do FFM com 3,4 % AR, para tamanho de abrasivo (a) 66 µm e (b) 141 µm .....	68
Figura 60. Micrografia do FFB após a solidificação para taxas de resfriamento de (a) 1,5°C/s e (b) 15°C/s.....	72
Figura 61. Micrografia do FFB após o tratamento térmico para taxas de resfriamento de (a) 1,5°C/s e (b) 15°C/s .....	73
Figura 62. MEV do FFB para um corte longitudinal da matriz austenítica: (a) 3500X e (b) 8000X.....	77
Figura 63. MEV das superfícies desgastadas dos FFB de matriz austenítica resfriados a (a) 1,5 e (b) 15°C/s. (alumina 36 µm e carga de 4,6 N) .....	79
Figura 64. MEV das superfícies desgastadas do FFB de matriz martensítica resfriados a (a) 1,5 e (b) 15°C/s .....	80
Figura 65. MEV da superfície desgastada do FFB com matriz austenítica apresentando (a) microcavaco em espiral e (b) microcavaco contínuo (CORONADO, SINATORA, 2009d).....	81
Figura 66. (a) MEV de partícula abrasiva sobre o FFB com matriz martensítica e (b) EDS da partícula .....	83
Figura 67. MEV dos abrasivos com tamanho médio (a) 23,6 µm, (b) 36 µm (c) 66 µm, (d) 141 µm e (e) 193 µm.....	86

Figura 68. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o FFB com matriz austenítica (CORONADO, SINATORA, 2009e) .....	87
Figura 69. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo (FFB com matriz austenítica) .....	88
Figura 70. Relação entre a dureza da austenita após o desgaste e a distância percorrida .....	89
Figura 71. MEV do corte longitudinal do pino de FFB com matriz austenítica após desgaste usando tamanho de abrasivo de 193 $\mu\text{m}$ : (a) 2500X e (b) 8000X .....	90
Figura 72. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o FFB austenítico e martensítico (CORONADO, SINATORA, 2009e) .....	91
Figura 73. Relação entre a profundidade do risco e o tamanho de abrasivo para FFB com matrizes martensítica e austenítica.....	93
Figura 74. Relação entre a largura do risco e o tamanho de abrasivo (medidas feitas em perfilômetro) .....	94
Figura 75. MEV da superfície após desgaste com abrasivo de 23,6 $\mu\text{m}$ do FFB com matrizes (a) austenítica e (b) martensítica .....	96
Figura 76. MEV da superfície após desgaste com abrasivo de 93 $\mu\text{m}$ do FFB com matrizes (a) austenítica e (b) martensítica .....	97
Figura 77. MEV da superfície de desgaste do FFB com matriz martensítica para tamanho médio de abrasivo (a) 16 $\mu\text{m}$ e (b) 141 $\mu\text{m}$ .....	98
Figura 78. MEV da superfície de desgaste do FFB com matriz austenítica para tamanho médio de abrasivo (a) 23,6 $\mu\text{m}$ e (b) 141 $\mu\text{m}$ .....	100
Figura 79. MEV das lixas após os ensaios do FFB com matriz austenítica para abrasivos de tamanho médio (a) 23,6 $\mu\text{m}$ (b) 36 $\mu\text{m}$ (c) 93 $\mu\text{m}$ e (d) 116 $\mu\text{m}$ .....	103
Figura 80. MEV das lixas após os ensaios do FFB com matriz martensítica para abrasivos de tamanho médio (a) 23,6 $\mu\text{m}$ (b) 36 $\mu\text{m}$ (c) 66 $\mu\text{m}$ (d) 93 $\mu\text{m}$ (e) 116 $\mu\text{m}$ e (f) 141 $\mu\text{m}$ .....	107
Figura 81. MEV dos microcavacos após o desgaste abrasivo sobre (a) lixa e (b) superfície desgastada .....	108
Figura 82. MEV de abrasivos fraturados em lixas de tamanho médio de abrasivo de 141 $\mu\text{m}$ após o desgaste de FFB com matriz martensítica (a) 250X e (b) 100X .....	110
Figura 83. Relação entre a energia específica de corte e o tamanho abrasivo do FFB com matrizes martensítica e austenítica .....	111

Figura 84. Relação entre a energia específica de corte e a profundidade do risco para o FFB com matrizes austenítica e martensítica.....	113
Figura 85. Relação entre o coeficiente de atrito e o tamanho do abrasivo para FFB com matrizes austenítica e martensítica .....	114
Figura 86. Relação entre a perda de massa e o coeficiente de atrito para FFB com matrizes austenítica e martensítica .....	116
Figura 87. Micrografia do aço AISI 1045 .....	118
Figura 88. Micrografia do alumínio .....	119
Figura 89. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o aço AISI 1045 e o alumínio .....	120
Figura 90. MEV da lixa com tamanho médio de abrasivo (a) e (b) 23,6 $\mu\text{m}$ ; (c) e (d) 141 $\mu\text{m}$ após desgaste de pinos de aço AISI 1045 .....	123
Figura 91. MEV da lixa com tamanho de abrasivo de: (a) e (b) 23.6 $\mu\text{m}$ (c) e (d) 141 $\mu\text{m}$ após desgaste de pinos de alumínio .....	125
Figura 92. MEV da superfície de desgaste do aço AISI 1045 para tamanho médio de abrasivo (a) 23,5 $\mu\text{m}$ e (b) 141 $\mu\text{m}$ .....	128
Figura 93. MEV da superfície de desgaste do alumínio usando tamanho de abrasivo (a) 23,5 $\mu\text{m}$ e (b) 141 $\mu\text{m}$ .....	129
Figura 94. Micrografia do ferro fundido cinzento .....	131
Figura 95. Relação entre a perda de massa e o tamanho do abrasivo do ferro fundido cinzento .....	132
Figura 96. MEV da lixa com tamanho médio de abrasivo (a) 16 $\mu\text{m}$ e (b) 116 $\mu\text{m}$ após desgaste de pinos de ferro fundido cinzento .....	133
Figura 97. MEV da superfície de desgaste do ferro fundido cinzento usando tamanho médio de abrasivo (a) 16 $\mu\text{m}$ e (b) 116 $\mu\text{m}$ .....	134
Figura 98. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo dos metais estudados.....	136

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Classificação de desgaste abrasivo proposta por Gates (1998) .....	4
Tabela 2. Teor de austenita retida e martensita .....	46
Tabela 3. Macro e microdurezas (matriz) Vickers .....	48
Tabela 4. Microdureza Vickers da matriz (100 gf) após dos ensaios de desgaste....	54
Tabela 5. Macro dureza dos ferros fundidos brancos para diferentes taxas de resfriamento .....	74
Tabela 6. Microdureza das matrizes de FFB para diferentes taxas de resfriamento antes e após o desgaste .....	75
Tabela 7. Perda de massa do FFB com diferentes taxas de resfriamento.....	75



## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1	DEFINIÇÃO E CLASSIFICAÇÃO DO DESGASTE ABRASIVO .....	3
2.2	MECANISMOS DE DESGASTE ABRASIVO.....	5
2.3	VARIÁVEIS QUE AFETAM O DESGASTE ABRASIVO .....	7
2.3.1	Carga.....	7
2.3.2	Microestrutura.....	10
2.3.3	Dureza do abrasivo.....	11
2.3.4	Geometria do abrasivo.....	15
2.3.5	Tamanho do abrasivo .....	17
2.3.5.1	Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa.....	17
2.3.5.2	Efeito do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito .....	28
2.3.5.3	Efeito do tamanho do abrasivo na energia específica de corte ....	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS .....	36
3.1	MATERIAIS.....	36
3.1.1	Solidificação direcional .....	36
3.2	ENSAIOS DE DUREZA .....	37
3.3	ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO .....	37
3.3.1	Desgaste abrasivo a três corpos.....	38
3.3.2	Desgaste abrasivo a dois corpos.....	39
3.4	DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	40
3.5	PERFILOMETRIA .....	41
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	42

4.1	PRIMEIRA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – FERRO FUNDIDO MESCLADO	42
4.1.1	Análise microestrutural e composição química .....	42
4.1.2	Austenita retida .....	46
4.1.3	Macro e microdureza antes do desgaste .....	48
4.1.4	Ensaio de desgaste abrasivo .....	48
4.1.5	Comparação entre os ensaios de desgaste abrasivo a dois e três corpos	49
4.1.6	Microdureza depois do desgaste .....	53
4.1.7	Mecanismos de desgaste .....	56
4.1.8	Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa.....	61
4.1.9	Análise das lixas após o ensaio de desgaste .....	66
4.1.10	Resumo da primeira série de experimentos .....	69
4.1.11	Dúvidas decorrentes da primeira série de experimentos.....	69
4.2	SEGUNDA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – FERRO FUNDIDO BRANCO	71
4.2.1	Análise microestrutural .....	71
4.2.2	Durezas e fração volumétrica .....	74
4.2.3	Efeito da taxa de resfriamento .....	75
4.2.4	Efeito do tamanho de abrasivo na perda de massa.....	84
4.2.5	Análise da Superfície de desgaste.....	92
4.2.6	Análise das lixas após os ensaios de desgaste .....	101
4.2.7	Efeito do tamanho do abrasivo na energia específica de corte .....	111
4.2.8	Efeito do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito .....	114
4.2.9	Resumo da segunda série de experimentos.....	116
4.2.10	Dúvidas decorrentes da segunda série de experimentos .....	117
4.3	TERCEIRA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – AÇO E ALUMÍNIO .....	118

4.3.1	Dureza, análise microestrutural e composição química.....	118
4.3.2	Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa.....	119
4.3.3	Análise das lixas após o desgaste.....	121
4.3.4	Micromecanismos de desgaste.....	126
4.3.5	Resumo da terceira série de experimentos .....	130
4.3.6	Dúvidas decorrentes da terceira série de experimentos .....	130
4.4	QUARTA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – FERRO FUNDIDO CINZENTO 131	
4.4.1	Dureza, análise microestrutural e composição química.....	131
4.4.2	Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa.....	132
4.4.3	Microcavacos formados nas lixas e mecanismos de desgaste.....	132
4.4.4	Resumo da quarta série de experimentos .....	135
4.5	APRECIÇÃO GERAL DOS RESULTADOS .....	136
5	CONCLUSÕES .....	138
5.1	GERAL.....	138
5.2	ESPECÍFICAS .....	138
5.2.1	Primeira série de experimentos: ferro fundido mesclado.....	138
5.2.2	Segunda série de experimentos: ferro fundido branco .....	139
5.2.3	Terceira série de experimentos: aço AISI 1045 e alumínio.....	140
5.2.4	Quarta série de experimentos: ferro fundido cinzento .....	141
	TRABALHOS FUTUROS .....	142
	TRABALHOS PUBLICADOS E EM PREPARAÇÃO .....	143
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	144

## 1 INTRODUÇÃO

Em 1966, na Inglaterra, foi publicado o primeiro relatório (relatório Jost) sobre tribologia pelo Departamento de Educação e Ciência (*Tribology, Education and Research*). Neste relatório, sugeriu-se que as perdas econômicas por falhas tribológicas na indústria inglesa correspondiam a 515 milhões de libras por ano (0,5 % do PNB). Rabinowicz (1984) verificou, porém, que os valores reportados no relatório de Jost estavam subestimados e reportou que as perdas por desgaste seriam de 180 bilhões de dólares na indústria automotiva dos EUA (6 % do PNB). Estimativas de reduções de gastos devido a desgaste indicam que é possível reduzir as perdas até em 20 % com a aplicação dos conhecimentos em tribologia existentes (JOST, 1990). Portanto, novas pesquisas em tribologia podem reduzir ainda mais as perdas por desgaste.

Em termos gerais, pode-se classificar o desgaste em desgaste por deslizamento e desgaste por partículas duras: erosão e desgaste abrasivo (HUTCHINGS, 1992). O desgaste abrasivo é um problema comum em indústrias de mineração, laminação, cana de açúcar, agrícola, entre outras. Estima-se que o custo com a abrasão atinja cerca de 1 % a 4 % do produto interno bruto de nações industrializadas (TYLCZAK, 1992). Os estudos realizados até agora mostram que a resistência ao desgaste abrasivo dos materiais muda, dependendo de sua microestrutura, além de outras variáveis, como tamanho, dureza, geometria e tenacidade do abrasivo.

O efeito do tamanho abrasivo na taxa de desgaste foi muito estudado para materiais sem uma segunda fase dura (ANVIENT, 1960; RABINOWICZ; DUNN, 1961; GODDARD; WILMAN, 1962; RABINOWICZ; MUTIS, 1965; NATHAN; JONES, 1966; LARSEN-BADSE, 1968a; LARSEN-BADSE, 1968b; SAMUELS, 1971; DATE; MALKIN, 1976; SIN *et al.*, 1979; MISRA; FINNIE, 1981a; MISRA; FINNIE, 1981b; SASADA *et al.*, 1984; JACOBSON *et al.*, 1988; COSTA *et al.*, 1997; GAHLIN; JACOBSON, 1999; SEVIM; ERYUREK, 2006). Os diferentes autores verificaram o efeito do tamanho do abrasivo na taxa de desgaste. Porém, nos materiais com segunda fase dura, o efeito do tamanho abrasivo ainda não foi estudado. Portanto, este trabalho busca ampliar para materiais com segunda fase dura o estudo do efeito do tamanho abrasivo na taxa de desgaste. Embora que o efeito do tamanho abrasivo na taxa de desgaste tenha sido estudado por varias décadas, o fenômeno ainda não está bem compreendido. O efeito do tamanho do abrasivo em materiais

homogêneos (sem uma segunda fase dura) foi atribuído a: *clogging*, partículas formadas por adesão, contatos elásticos, deterioração de abrasivos pequenos, abrasivos pequenos com bordas arredondadas, microsulcamento produzido por abrasivos pequenos, entre outros. Ainda também não existe, porém, uma explicação geral aceita por toda a comunidade científica.

Portanto, o objetivo geral desta pesquisa é estudar o efeito do tamanho de partícula abrasiva na taxa de desgaste para materiais com segunda fase dura (ferro fundido branco e mesclado) e compará-lo com materiais sem segunda fase dura: aço AISI 1045, alumínio e ferro fundido cinzento.

Ao longo deste trabalho, verificam-se alguns fenômenos que têm importância para o entendimento do desgaste abrasivo como, por exemplo:

- a) a severidade dos ensaios a dois e três corpos usando o coeficiente de desgaste em função da dureza do material e da dureza dos abrasivos;
- b) o efeito da temperatura de revenido na resistência ao desgaste em ensaios de desgaste abrasivo a dois e três corpos;
- c) o efeito da austenita retida com a variação do tamanho abrasivo;
- d) o efeito do tamanho do abrasivo (alumina) na perda de massa, usando o equipamento pino-lixia;
- e) o efeito do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito e na energia específica de corte.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

A intensidade do desgaste abrasivo depende da configuração do sistema de desgaste, da força aplicada, das propriedades microestruturais dos materiais, como em todas as outras formas de desgaste. Entretanto, o desgaste abrasivo tem a peculiaridade de ser fortemente influenciado por características do agente abrasivo como sua dureza, a geometria e o seu tamanho.

### 2.1 DEFINIÇÃO E CLASSIFICAÇÃO DO DESGASTE ABRASIVO

O desgaste abrasivo é definido pela ASTM G-40 (2001) como “a perda de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, ao longo da qual se movem”. Portanto, o desgaste abrasivo apresenta-se quando existe interação entre duas superfícies que estão em contato físico direto e uma delas é muito mais dura do que a outra ou existem partículas duras entre as superfícies. Assim, devido ao carregamento normal, as asperezas da superfície dura ou as partículas duras (abrasivos) penetram na superfície do material mais mole, produzindo deformação plástica em metais e ligas. Quando se apresenta um movimento tangencial, o material é removido da superfície mole.

Existem dois grandes grupos para classificar o desgaste abrasivo, são eles: desgaste abrasivo a dois corpos e desgaste abrasivo a três corpos (RABINOWICZ, 1961; MISRA; FINNIE, 1980). O desgaste a dois corpos ocorre quando as partículas abrasivas ou asperezas estão fixas no segundo corpo que desliza sobre outro riscando ou removendo material, por exemplo, no equipamento pino contra lixa. Também é denominado de desgaste abrasivo por deslizamento (HUTCHINGS *et al.*, 1996). No desgaste abrasivo a três corpos, as partículas estão livres para rolar, de tal forma que não retiram material do primeiro corpo o tempo todo em que estão em contato, por exemplo, no equipamento roda de borracha. Segundo Hutchings *et al.*, (1996) esta forma de desgaste é denominada de desgaste abrasivo por rolamento. Os ensaios de abrasão a dois corpos apresentam taxas de desgaste maiores do que

os ensaios de abrasão a três corpos (RABINOWICZ, 1961; MISRA; FINNIE, 1980). Na Figura 1 pode-se ver uma representação esquemática dos ensaios.

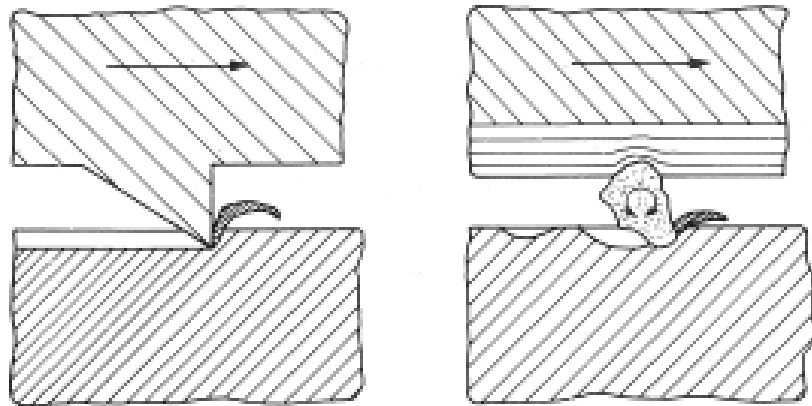


Figura 1. Representação esquemática do desgaste abrasivo a dois e três corpos (ZUM GAHR, 1987)

Gates (1998) sugeriu que o desgaste abrasivo deve ser classificado de acordo com a severidade em três regimes: moderado, severo e extremo. Na Tabela 1, apresentam-se as variáveis que afetam a classificação do desgaste abrasivo baseada na severidade.

Tabela 1. Classificação de desgaste abrasivo proposta por Gates (1998)

Situações típicas	Modo de desgaste abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
Tamanho de partícula	Pequeno	Intermediário	Grande
Restrição	Sem restrição (partícula livre para fazer rolamento)	Parcialmente restringido	Fortemente restringido (partícula fixa para fazer corte)
Forma da partícula	Arredondada	Pontiaguda	Pontiaguda
Pressão de contato	Baixa (não produz fratura de partículas)	Moderada (suficiente para fraturar partículas)	Muito alta (pode causar deformação macroscópica ou fratura frágil do material desgastado)
Mecanismo dominante	Microsulcamento	Microcorte	Microcorte e/ou microtrincamento

Descrevem-se a seguir os micromecanismos de desgaste abrasivo.

## 2.2 MECANISMOS DE DESGASTE ABRASIVO

No desgaste abrasivo, o material (mole) é danificado ou removido por diversos mecanismos. Na Figura 2, são apresentados três mecanismos de desgaste abrasivo: microsulcamento, formação de proa e microcorte (HOKKIRIGAWA; KATO, 1988; KATO, 1990;).

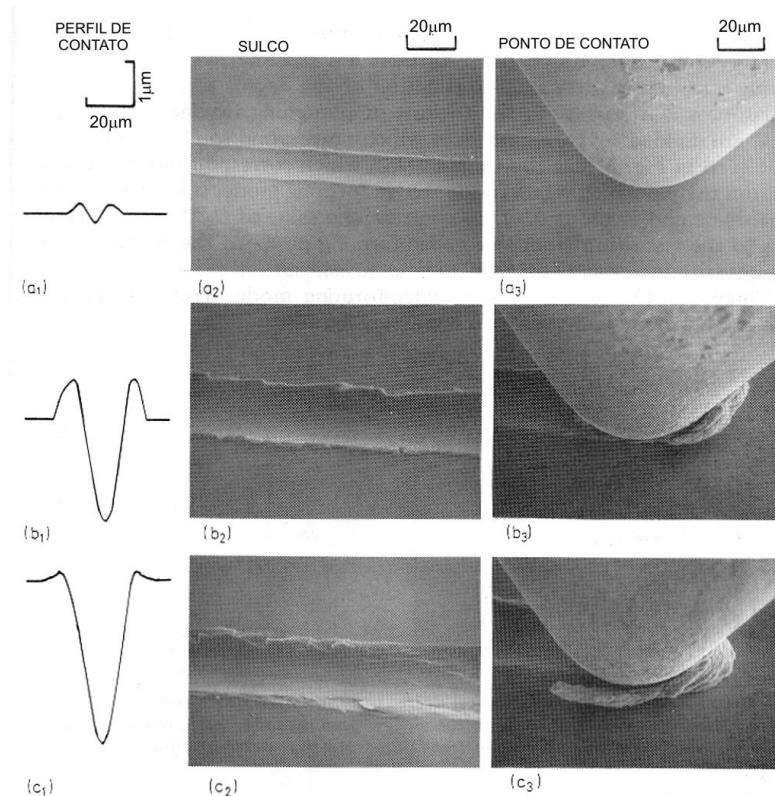


Figura 2. Mecanismos de desgaste observados em MEV: (a) microsulcamento, (b) formação de proa, (c) microcorte (HOKKIRIGAWA E KATO, 1988)

O mecanismo de microsulcamento causa deslocamento de material formando bordas nas laterais. O mecanismo de microcorte opera de forma similar a uma ferramenta de corte, e o material é removido em forma de microcavacos. Os mecanismos de microsulcamento e microcorte são relacionados ao desgaste moderado e severo respectivamente. A formação de proa é associada com a transição entre microsulcamento e microcorte (KAYABA *et al.*, 1986; HOKKIRIGAWA *et al.*, 1987). No mecanismo de formação de proa, uma parcela de material é formada na frente do abrasivo enquanto que a outra parte é deslocada para as bordas do sulco. A perda de massa ocorre somente pela remoção do material deslocado para frente do abrasivo.



Na Figura 3, apresenta-se a representação esquemática dos mecanismos de desgaste abrasivo proposta por Zum Gahr (1987). O mecanismo de microfadiga ocorre devido ao acúmulo de deformação plástica. Após sucessivas ocorrências do processo de microsulcamento, o material pode fraturar como resultado de um processo de fadiga de baixo ciclo. O mecanismo de microtrincamento ocorre devido a altas tensões concentradas, impostas pelas partículas abrasivas, especialmente na superfície dos materiais frágeis (ZUM GAHR, 1987) ou materiais que apresentam severo encruamento.

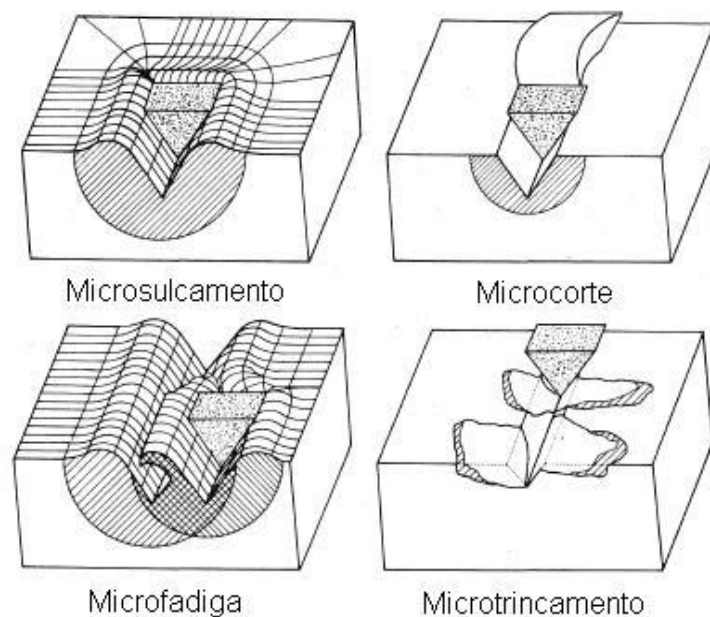


Figura 3. Representação esquemática dos mecanismos de desgaste abrasivo (ZUM GAHR, 1987)

Um parâmetro importante usado na avaliação dos mecanismos de desgaste é o fator  $f_{ab}$ , que é obtido com testes de esclerometria. O fator  $f_{ab}$  é definido como a razão entre o volume de material removido por desgaste e o volume do risco (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK E BATCHELOR, 2000). Este fator pode ser calculado através da equação 1.

$$f_{ab} = \frac{A_v - (A_1 + A_2)}{A_v} \quad (\text{Equação 1})$$

Na equação acima,  $A_v$  é a área transversal do risco e  $A_1$  e  $A_2$  são as áreas do material deslocado nas laterais devido à deformação plástica.

Na Figura 4, pode-se ver a representação esquemática do fator  $f_{ab}$ . O microsulcamento ideal ocorre quando o fator  $f_{ab}$  é igual a zero. O microcorte ideal ocorre quando o fator  $f_{ab}$  é igual a 1. Já o microtrincamento apresenta-se quando o fator  $f_{ab}$  é maior do que 1.

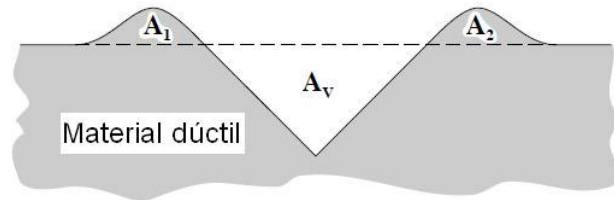


Figura 4. Modelo de material removido e deslocado em desgaste abrasivo (STACHOWIAK E BATCHELOR; 2000)

Em resumo, no regime de desgaste moderado, três mecanismos de desgaste podem atuar de forma predominante: microsulcamento, formação de proa e microfadiga; enquanto que, no regime de desgaste severo, os mecanismos atuantes predominantemente podem ser o microcorte e o microtrincamento (ASM HANDBOOK, 1992; GATES, 1998).

## 2.3 VARIÁVEIS QUE AFETAM O DESGASTE ABRASIVO

As variáveis que afetam o desgaste abrasivo são: a carga, o material (dureza, tenacidade à fratura e microestrutura) e o abrasivo (dureza, geometria e tamanho). Esta revisão da literatura se concentrará no efeito do abrasivo no desgaste, uma vez que o objetivo do trabalho é estudar o efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa de ligas metálicas.

Descreve-se a seguir o efeito da carga no desgaste abrasivo em materiais sem segunda fase dura e com segunda fase dura.

### 2.3.1 Carga

A relação entre a taxa de desgaste a dois e três corpos e a carga aplicada é apresentada na Figura 5, para um material sem segunda fase dura: aço AISI 1020 e abrasivo de SiC com tamanho de grão de 250  $\mu\text{m}$  (MISRA; FINNIE, 1980). A taxa de desgaste no ensaio a dois corpos cresce linearmente com a carga entre 1 e 5 kgf.

Para o sistema a três corpos, porém, verificava-se que, para cargas menores que 2 kgf, esse comportamento não é linear e, posteriormente, a taxa de desgaste aumenta de forma linear com o aumento da carga aplicada. Na Figura 5, apresenta-se um gráfico que mostra que, em ensaios a dois corpos, são gerados taxas de desgaste maiores do que as apresentadas nos ensaios a três corpos. Isso ocorre, porque, no último, os abrasivos estão livres para rolar.

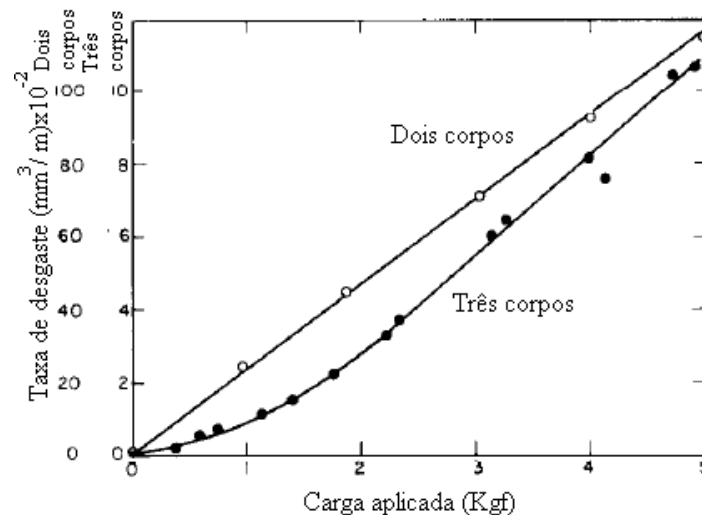


Figura 5. Efeito da carga na taxa de desgaste abrasivo a dois e três corpos (MISRA; FINNIE, 1980)

A relação entre a perda de volume e carga normal para o aço AISI 1004 foi estudada por Villabon (2005), usando a configuração de desgaste abrasivo três corpos e dois tamanhos de abrasivos de areia. Os resultados são apresentados na Figura 6.

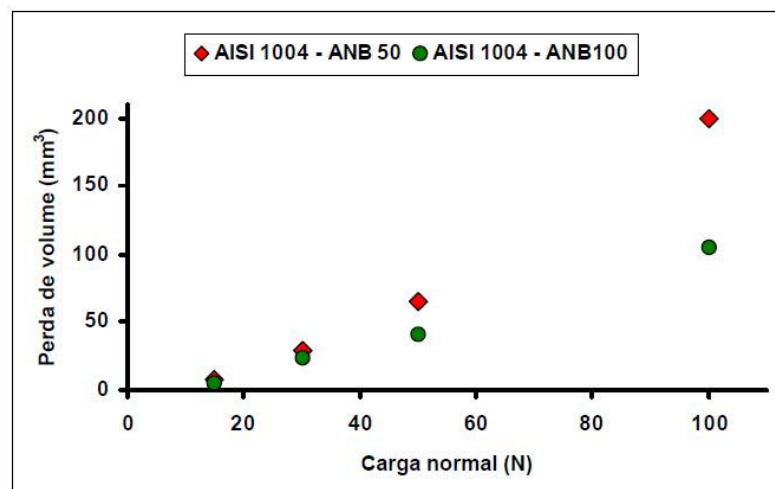


Figura 6. Perda de volume acumulada em função da carga aplicada (VILLABON, 2005)

Os resultados de perda de massa apresentam um comportamento crescente com o aumento da carga normal. As curvas mostram que com areia de maior tamanho apresentou-se a maior perda de volume. Esta diferença torna-se significativa para as cargas maiores.

A relação entre a perda de massa e a carga aplicada foi estudada para um material com segunda fase dura: ferro fundido com grafita e cementita com diferentes teores de cromo e vanádio (CORONADO *et al.*, 2008; CORONADO; SINATORA, 2009a). Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados no equipamento pino (3 mm de diâmetro) contra lixa. Na Figura 7, verifica-se que, quando a carga aumenta, a perda de massa também aumenta. Os resultados mostram que não há diferença entre os materiais para 1 N e 2 N.

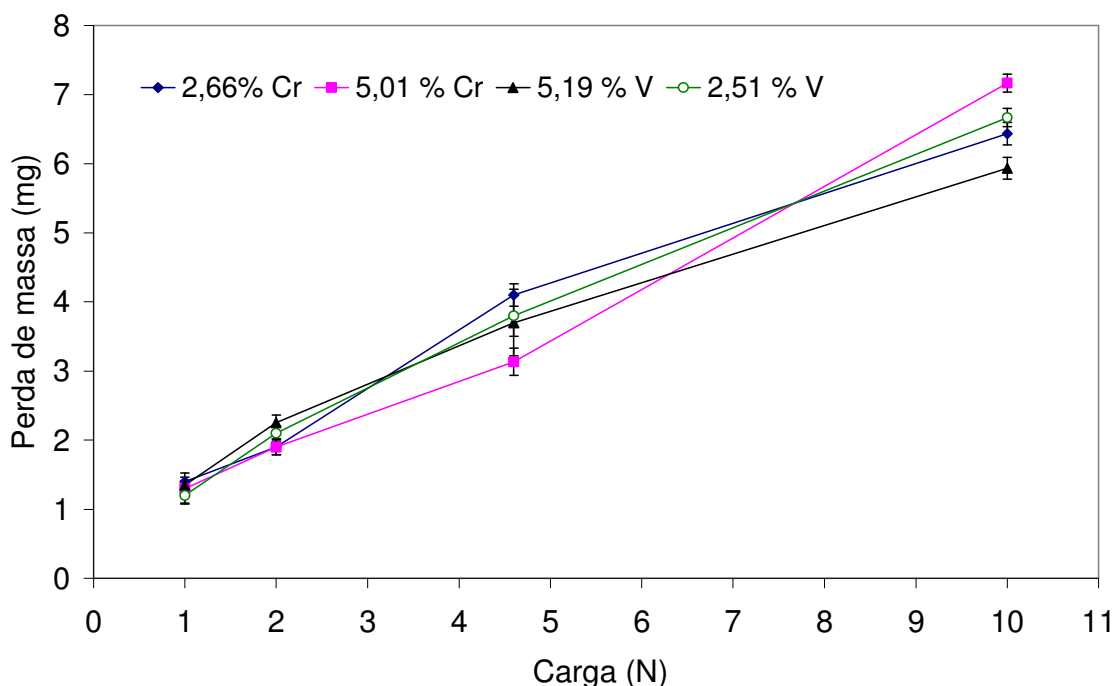


Figura 7. Relação entre a perda de massa e a carga aplicada (CORONADO, SINATORA, 2009a)

Para uma carga de 4,6 N, o ferro fundido com 5,01 % Cr apresentou a maior resistência ao desgaste, contudo, a 10 N, apresentou a menor resistência ao desgaste. A 10 N, o ferro fundido com 5,19 % V apresentou a maior resistência à abrasão. Os resultados demonstram que o efeito do teor de Cr sobre a perda de massa é oposto quando a carga aumenta de 4,6 N para 10 N. Para 4,6 N, a perda de massa diminui enquanto a porcentagem de Cr aumenta de 2,66 % para 5,01 %.

Entretanto, para 10 N, a perda de massa aumenta, quando a porcentagem de Cr aumenta.

### 2.3.2 Microestrutura

Nos ensaios abrasivos a três corpos, quando cargas de impacto se apresentam como em moinhos e britadores, os ferros fundidos brancos com matrizes martensíticas apresentam melhor desempenho do que nas matrizes austeníticas (ZUM GAHR, 1987; SARE; ARNOLD, 1995; ALBERTIN; SINATORA, 2001). Trabalhos anteriores, porém, têm demonstrado que ferros fundidos brancos com alto teor de cromo e matriz predominantemente austenítica apresentam melhor desempenho que as martensíticas em ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos (GUNDLACH; PARKS, 1978; ZUM GAHR, 1987; SINATORA *et al.*, 1991).

Avery (1974) realizou ensaios em um britador cônico industrial usando ferro fundido branco de alto cromo com matriz predominantemente martensítica e encontrou deformação plástica dos carbonetos. Albertin e Sinatora (2001) estudaram o efeito das matrizes martensíticas, austeníticas e perlíticas sobre a resistência ao desgaste em ferros fundidos brancos com alto teor de cromo. Os ensaios foram realizados em um equipamento de moinho de bolas. Na Figura 8 mostra-se a seção perpendicular das superfícies desgastadas.

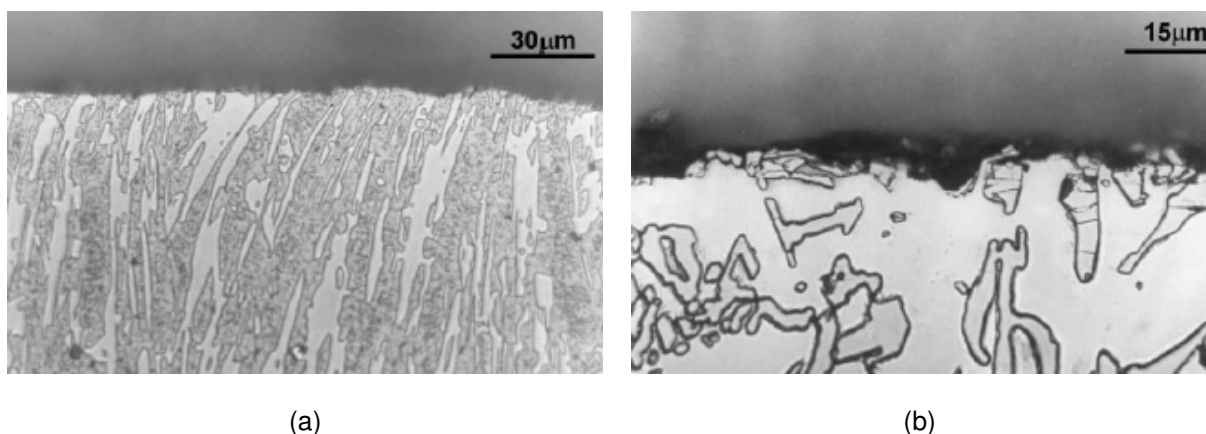


Figura 8. Seção transversal das matrizes (a) martensítica; e (b) austenítica (ALBERTIN; SINATORA, 2001)

Os autores encontraram que, no ferro fundido martensítico, os carbonetos abaixo da superfície não se quebram, devido ao fato de a matriz dura suportar os carbonetos.

As matrizes austeníticas e perlíticas são muito moles, para suportar os carbonetos, portanto, os carbonetos são quebrados e o processo de desgaste continua.

Sare e Arnold (1989) realizaram ensaios com britador de mandíbulas, perceberam que os carbonetos trincaram subsuperficialmente, quando foram observadas grandes deformações da matriz.

### 2.3.3 Dureza do abrasivo

A importância da dureza do abrasivo na magnitude do desgaste abrasivo fica evidente no esquema apresentado na Figura 9.

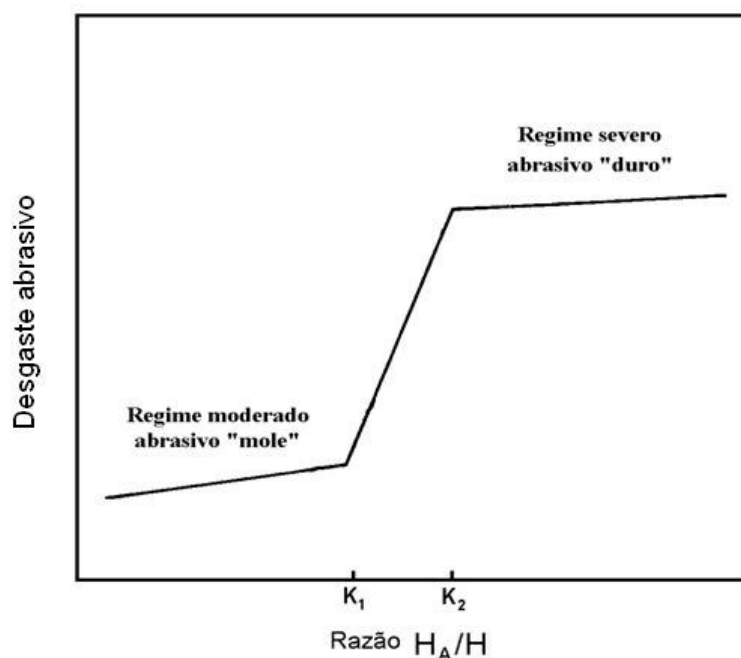


Figura 9. Esquema da relação entre a taxa de desgaste e razão entre dureza do abrasivo ( $H_A$ ) e dureza do material desgastado ( $H$ ) (KRUSCHOV, 1957)

Neste esquema, mostra-se a influência da razão  $H_A/H$  (razão entre a dureza do abrasivo e a dureza do material desgastado) na taxa de desgaste abrasivo. Na Figura 9,  $K_1$  e  $K_2$  são valores que definem a região de transição dos regimes moderado e severo de materiais homogêneos (sem segunda fase dura). Segundo Kruschov (1957), estes valores são de 0,7 a 1,1 para  $K_1$  e 1,3 a 1,7 para  $K_2$ . Em decorrência, os projetos de ligas para equipamentos ou componentes devem sempre que possível ter relações  $H_A/H$  na região de desgaste moderado. Para isto, os engenheiros vêm elevando, progressivamente, a dureza dos materiais de modo a

minimizar a relação  $H_A/H$ , que reduz o desgaste. Adicionalmente, a elevação da dureza dos materiais homogêneos, passou-se a adicionar ou obter por transformações, fases duras, para diminuir ainda mais esta relação.

Na Figura 10, comparam-se materiais homogêneos e não homogêneos (ferros fundidos brancos, aços e depósitos por solda com carbonetos formados na solidificação, metal duro, entre outros) de igual dureza. Para materiais não homogêneos ou com segunda fase dura, a transição é mais suave comparada com materiais homogêneos. Os materiais não homogêneos apresentam menor perda de massa no regime moderado (ZUM GAHR, 1987).

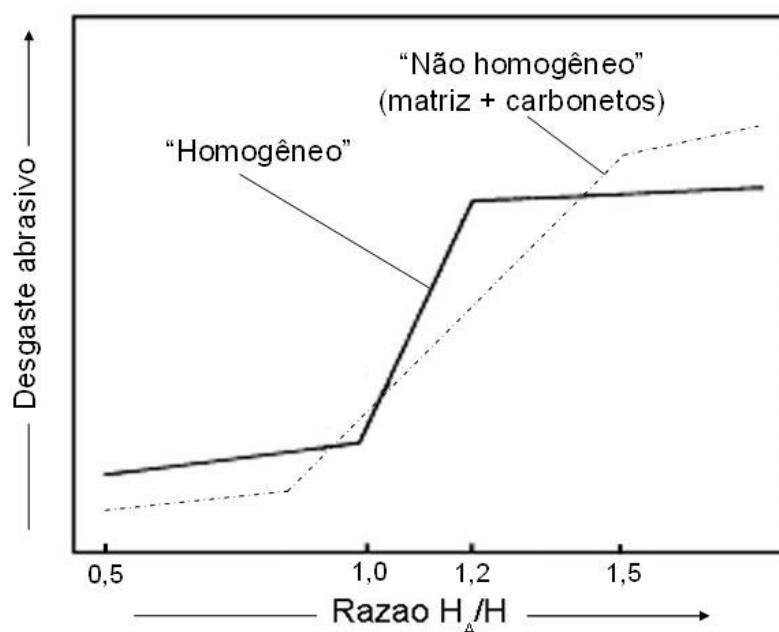


Figura 10. Relação entre o desgaste abrasivo e a razão entre a dureza do abrasivo ( $H_A$ ) e a dureza material desgastado ( $H$ ) (ZUM GAHR, 1987)

Verifica-se, então, que a presença de segunda fase dura contribui para reduzir a taxa de desgaste no regime de desgaste moderado. É importante destacar que a Figura 10 é apenas um esquema e não um gráfico com dados experimentais, ou seja, na região mais importante para os projetos de engenharia, existem poucos estudos experimentais. A razão para isto parece estar relacionada com o elevado tempo de ensaio para determinação de valores experimentais de desgaste no regime moderado.

Porém, num trabalho recente de Pintaúde *et al.* (2009), usou-se o equipamento pino contra lixa com abrasivos de dois tamanhos (0,2 mm e 0,06 mm), para estudar a transição de regime moderado para severo. Os abrasivos usados foram alumina e vidro e os materiais ensaiados foram aços AISI 1070 e AISI 52100, além de ferro fundido dúctil e ferro fundido branco. Na Figura 11, mostram-se duas regiões para cada tamanho de abrasivo, que correspondem com alta e baixa taxa de desgaste. Na região onde a relação  $H/H_A$  foi maior do que 0,8, com baixas taxas de desgaste, o efeito do tamanho do abrasivo foi mais evidente, com mais de uma ordem de grandeza.

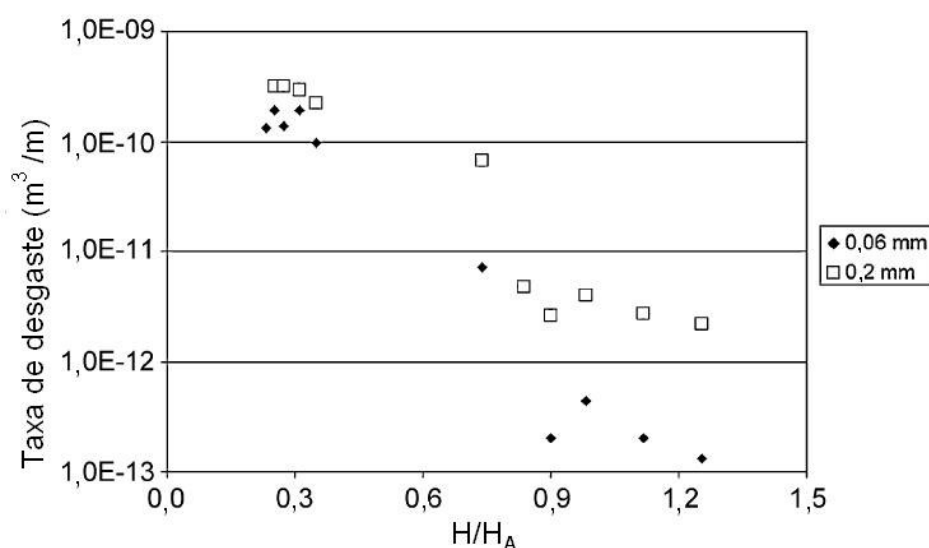


Figura 11. Taxa de desgaste em função da razão entre a dureza do material (H) e a dureza do abrasivo ( $H_A$ ) (PINTAÚDE *et al.*, 2009)

Uma análise detalhada, entretanto, mostra que, para ocorrer elevação da dureza volumétrica, basta que a segunda fase seja mais dura do que a matriz que a suporta, independentemente da dureza desta segunda fase ser maior ou menor do que a dureza do agente abrasivo. Entretanto, não se deve esperar o mesmo desempenho deste diante da abrasão por SiC, alumina ou por sílex (*flint*), como de fato, se vê na Figura 12. Na Figura 12, mostra-se que o aumento na fração volumétrica de carbonetos de 7 % para 24 % foi muito mais efetivo quando o abrasivo (sílica) era mais mole do que o carboneto que quando era mais dura (SiC) (ZUM GAHR, 1987). O aumento na fração volumétrica dos carbonetos quando o abrasivo era mais duro do que o carboneto produz um aumento na taxa de desgaste devido ao trincamento dos carbonetos.



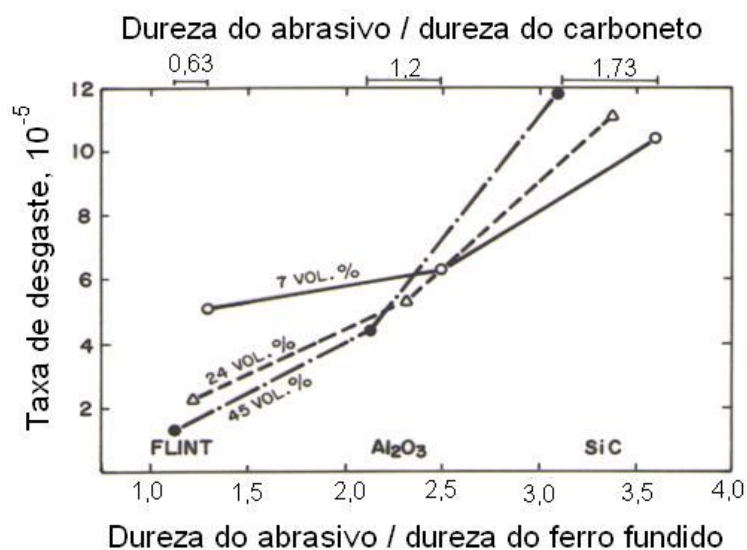


Figura 12. Taxa de desgaste de ferro fundido branco de alto cromo em função da razão entre a dureza do abrasivo e a dureza dos carbonetos (ZUM GAHR, 1987)

Embora extremamente importante, este efeito foi pouco explorado na literatura e vem sendo abordado na linha de pesquisa do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) da Universidade de São Paulo (ALBERTIN; SINATORA; 2001; PINTAÚDE, 2002; SANTOS, 2005; BERNARDES, 2005; VILLABÓN, 2005; PINTAÚDE *et al.*, 2009). Nos estudos com abrasivos mais moles, a dureza do óxido que recobre os materiais pode ser um fator importante que não tem sido investigado na literatura. As exceções são os trabalhos de Avient *et al.* (1960) e De Mello *et al.* (2001). Atualmente, no LFS está sendo pesquisado o efeito do filme de óxido, tamanho e dureza do abrasivo na transição de desgaste moderado para severo de materiais com segunda fase dura. Estão sendo empregadas três condições de ensaio, ao ar, sob atmosfera de argônio e sob atmosfera de oxigênio com o objetivo de analisar o efeito da presença e da formação do filme superficial de óxido.

A hipótese de que a camada de óxido teria um papel relevante na resistência ao desgaste tem apoio em estudos anteriores (DE MELLO *et al.*, 2001; SANTOS, 2006) nos quais a dureza da camada de óxido tem valores superiores dos abrasivos como vidro, granada (*garnet*) e sílica, ou seja, valores que permitem em princípio resistir a ação de abrasivos.

### 2.3.4 Geometria do abrasivo

Na literatura, reportou-se que o material pode ser desprendido da superfície por microcorte, quando o ângulo de ataque das partículas abrasivas é maior do que o ângulo de ataque crítico (MULHEARN; SAMUELS, 1962; SEDRIKS; MULHEARN, 1963; SEDRIKS; MULHEARN, 1964). Ocorre uma transição gradual de microsulcamento para microcorte com o aumento do ângulo de ataque (ZUM GAHR, 1987). Isto é apresentado na Figura 13. O ângulo de ataque ( $\alpha$ ) é dado pelo ângulo formado entre a superfície do abrasivo e a superfície do material.

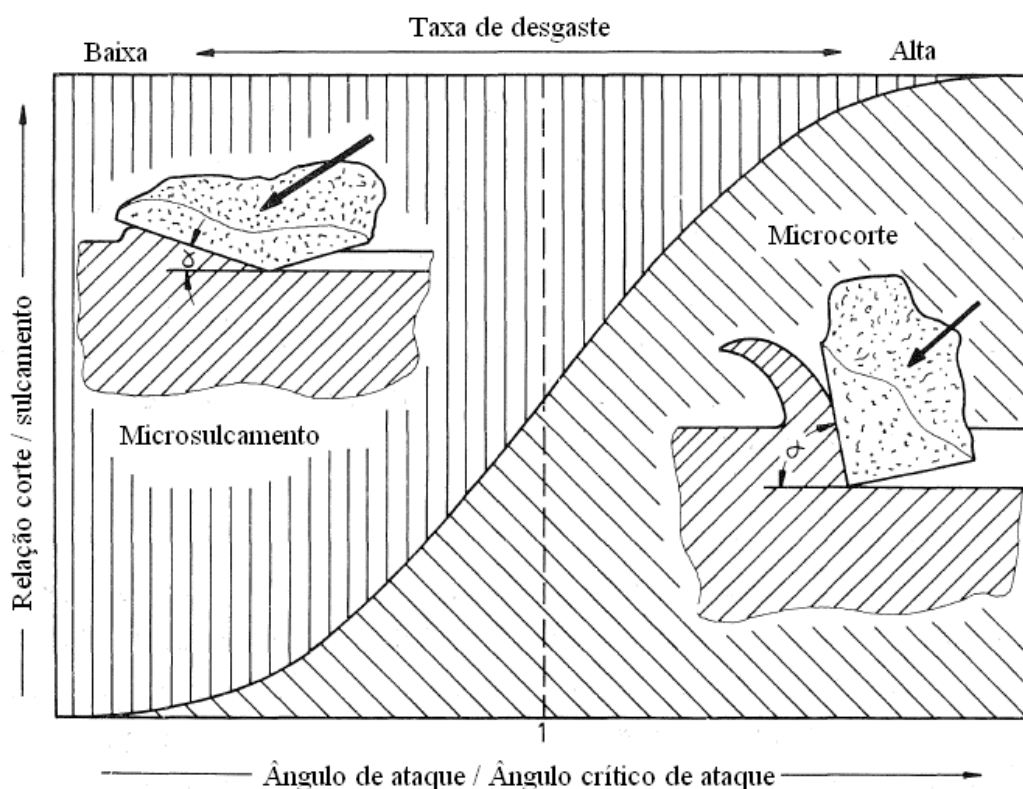


Figura 13. Relação entre microcorte e microsulcamento em função da razão entre o ângulo de ataque e o ângulo crítico de ataque ( $\alpha_c$ ) (ZUM GAHR, 1987)

A lamina (liga de alumínio) usada nos caminhões para o transporte de material granular, apresenta dano por deslizamento causado pelas partículas de areia e cascalho. Numa análise do material granular foram encontradas partículas abrasivas de diferente tamanho e morfologia (MEZLINI *et al.* 2005). Na Figura 14 (a) mostra-se que as partículas grandes apresentam forma arredondada. Na Figura 14 (b) mostra-se que as partículas pequenas apresentam forma mais pontiaguda.

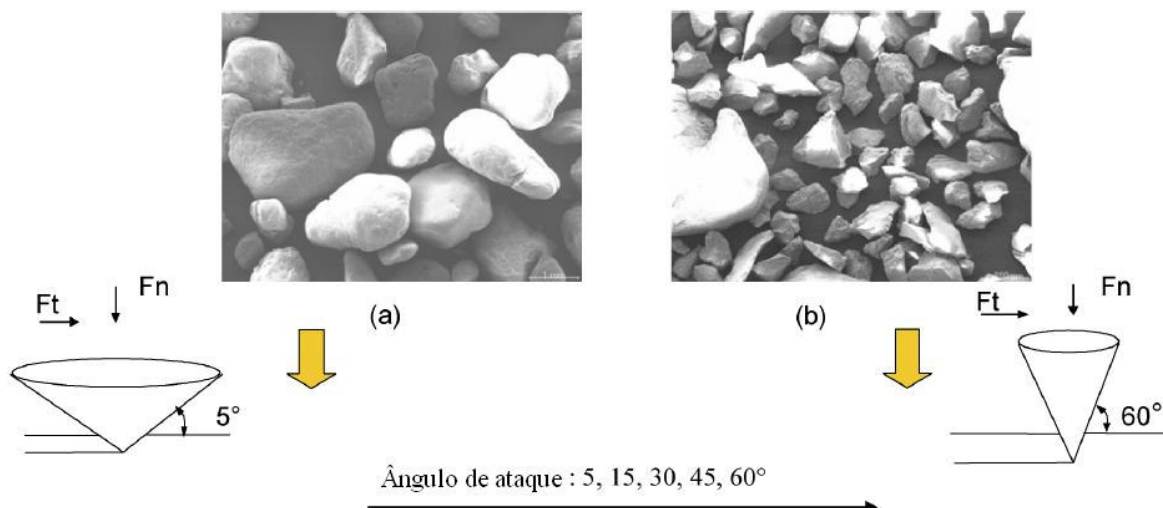


Figura 14. MEV das partículas abrasivas (a) partículas arredondadas e (b) partículas pontiagudas (MEZLINI *et al.*, 2005)

Mezlini *et al.* (2005) realizaram ensaios de esclerometria retilínea para estudar o efeito do ângulo de ataque (geometria da partícula) nos micromecanismos de desgaste abrasivo. Os autores usaram cone rígido com diferentes ângulos de ataque sobre uma liga de alumínio da serie 5xxx. Na Figura 15 (a) mostra-se que para o indentador com ângulo de ataque de 30° o material é deslocado para as bordas do risco, assim o material é acumulado nas faces e na frente do indentador, sem perda de material. Na Figura 15 (b) mostra-se que para o indentador com ângulo de ataque de 60°, apresenta-se uma transição no mecanismo de desgaste de microsulcamento para microcorte, com formação de cavacos na frente do indentador.

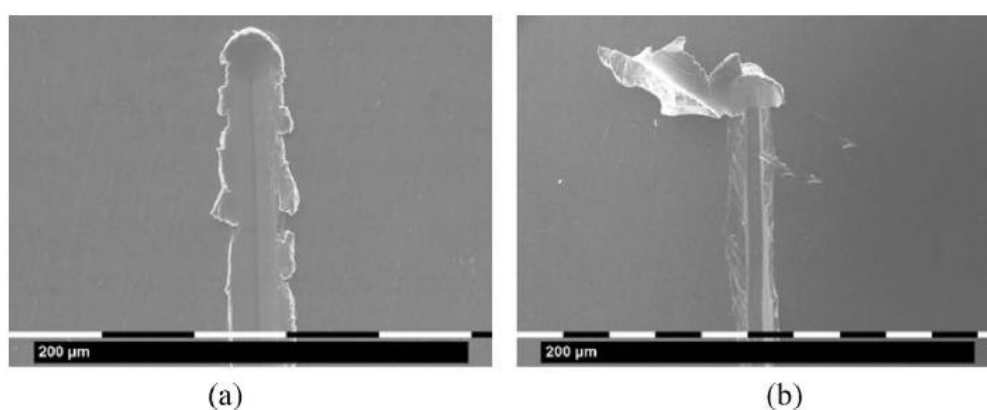


Figura 15. MEV dos riscos na liga de alumínio para ângulos de ataque de: (a) 30 ° e (b) 60 ° (MEZLINI *et al.*, 2005)

### 2.3.5 Tamanho do abrasivo

Na literatura, reporta-se também que o tamanho do abrasivo apresenta uma relação linear com a perda de massa, o coeficiente de atrito e a energia específica de corte, para abrasivos pequenos. Após alcançar um tamanho de abrasivo crítico, apresenta-se uma mudança na inclinação da reta ou a reta pode ficar constante.

Descreve-se, a seguir, o efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa.

#### 2.3.5.1 Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa

O efeito do tamanho abrasivo na taxa de desgaste foi muito estudado para materiais homogêneos, sem uma segunda fase dura (ANVIENT, 1960; RABINOWICZ; DUNN, 1961; GODDARD; WILMAN, 1962; RABINOWICZ; MUTIS, 1965; NATHAN; JONES, 1966; LARSEN-BADSE, 1968a; LARSEN-BADSE, 1968b; SAMUELS, 1971; DATE; MALKIN, 1976; SIN *et al.*, 1979; MISRA; FINNIE, 1981a; MISRA; FINNIE, 1981b; SASADA *et al.*, 1984; JACOBSON *et al.*, 1988; COSTA *et al.*, 1997; GAHLIN; JACOBSON, 1999; SEVIM; ERYUREK, 2006). Para abrasivos pequenos, a taxa de desgaste aumenta em forma proporcional com o aumento do tamanho da partícula abrasiva, até alcançar o tamanho crítico do abrasivo (TCA). Na Figura 16, sintetizam-se os três comportamentos descritos na literatura.

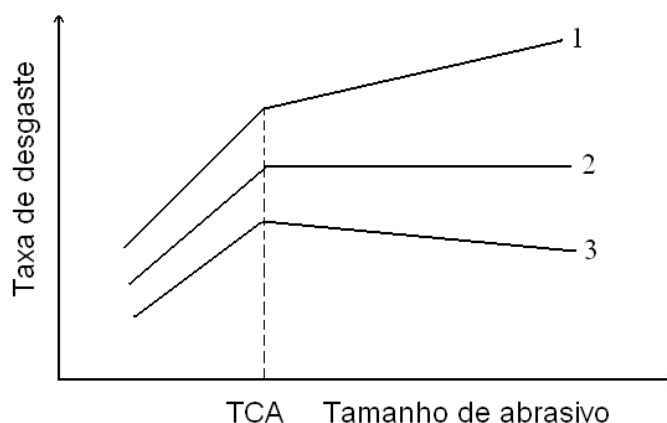


Figura 16. Representação esquemática da relação entre taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo

De acordo com a literatura, após o TCA, podem acontecer três fenômenos: a taxa de desgaste aumenta a uma menor inclinação (curva 1), torna-se independente do aumento do tamanho abrasivo (curva 2), ou diminui a inclinação (curva 3). Existem

muitas hipóteses para explicar este fenômeno, porém, ainda não existe uma explicação geral aceita por toda a comunidade científica. O fenômeno de TCA apresenta-se em desgaste abrasivo a dois corpos, desgaste abrasivo a três corpos, erosão e processos de usinagem por abrasão (processo de retificação usando rebolo) e por corte (corte de metais usando ferramentas monocortantes). Devido à importância do efeito do tamanho de abrasivo, tanto na tribologia quanto em processos de manufatura, uma discussão detalhada da literatura será apresentada cronologicamente neste capítulo.

Anvient *et al.* (1960) realizaram ensaios de desgaste abrasivo em metais puros: Ag, Cu, Pt, Fe, Mo e W. Os resultados são mostrados na Figura 17. Os autores descreveram que a taxa de desgaste aumentou com o aumento do tamanho do abrasivo na faixa de 5 até 70  $\mu\text{m}$  e ficou independente da taxa de desgaste, quando o tamanho de abrasivo estava na faixa de 70 até 140  $\mu\text{m}$ .

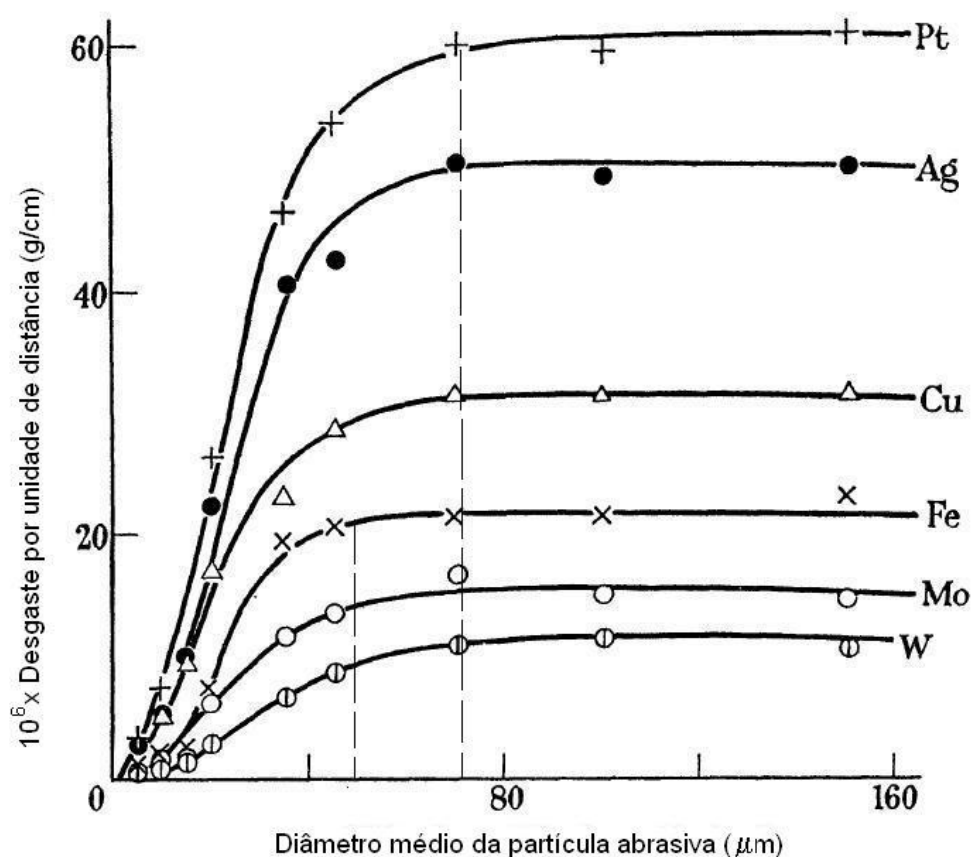


Figura 17. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo para lixas com mistura de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  (ANVIENT *et al.*, 1960)

Anvient *et al.* (1960) e Goddard e Wilman (1962) propuseram que o TCA é controlado pela interposição (entupimento) de detritos nos interstícios dos abrasivos de menor tamanho (*clogging*). Esta explicação, porém, não pode ser válida, porque os ensaios não foram realizados em lixa fresca e porque o *clogging* não explica o efeito do TCA em desgaste abrasivo a três corpos e em erosão (MISRA; FINNIE, 1981a).

Rabinowicz *et al.* (1961) encontraram que a taxa de desgaste no bronze e no aço, produzida por partículas soltas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , é afetada pelo tamanho do abrasivo da mesma forma observada por Anvient *et al.* (1960). Os primeiros autores descreveram que a posição do cotovelo na curva é essencialmente o mesmo encontrado pelos últimos (Figura 18). Uma análise mais detalhada, porém, mostra que, no ferro (Figura 17) e no aço (Figura 18), o TCA pode ser estimado em aproximadamente  $50\ \mu\text{m}$ . No entanto, para os outros metais e ligas, o TCA é aproximadamente de  $70\ \mu\text{m}$ .

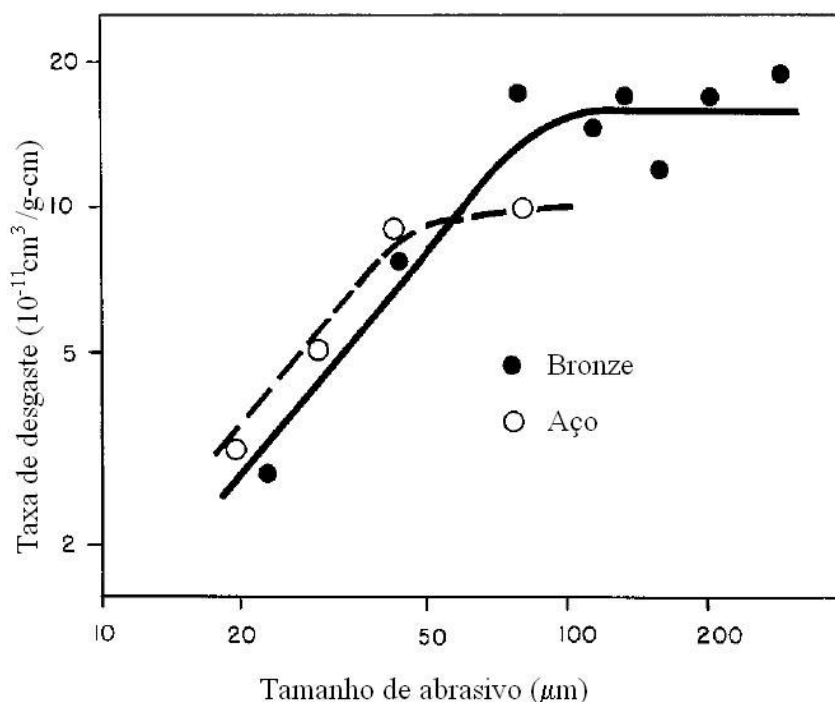


Figura 18. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo para alumina solta (RABINOWICZ *et al.* 1961)

Posteriormente, em estudos realizados por Rabinowicz e Mutis (1965) explicaram que o TCA apresenta-se devido à interferência entre os abrasivos menores e as partículas formadas na adesão em metais e polímeros. Os autores propuseram que

a adesão pode ocorrer quando as partículas abrasivas são pequenas e quando as partículas adesivas formadas são maiores do que as partículas abrasivas. A ação de corte pode ser evitada, diminuindo o desgaste abrasivo. Em termos gerais, esta explicação concorda com fenômeno de *clogging* expressado por Anvient *et al.* (1960). Esta explicação dada pelos autores não esclarece o efeito do TCA devido a o fato de não há partículas por desgaste adesivo no processo de erosão (MISRA; FINNIE, 1981a).

Nathan e Jones (1966) realizaram ensaios em diferentes materiais (cobre, alumínio, bronze e aço) no equipamento de desgaste abrasivo a dois corpos. Estudaram a variação do volume de desgaste com a variação do diâmetro médio das partículas abrasivas de SiC (35 - 710  $\mu\text{m}$ ), carregamento (0,5 - 6 Kg.), velocidade de abrasão (0,032 - 2,5 m/seg) e distância percorrida (1,5 - 6 m). Os resultados apresentados na Figura 19 indicam que o volume de material removido aumenta linearmente com o tamanho das partículas abrasivas até 70  $\mu\text{m}$ . Entre 70  $\mu\text{m}$  e 150  $\mu\text{m}$ , a taxa diminui continuamente, e, acima de 150  $\mu\text{m}$ , apresenta-se uma relação linear a uma menor taxa.

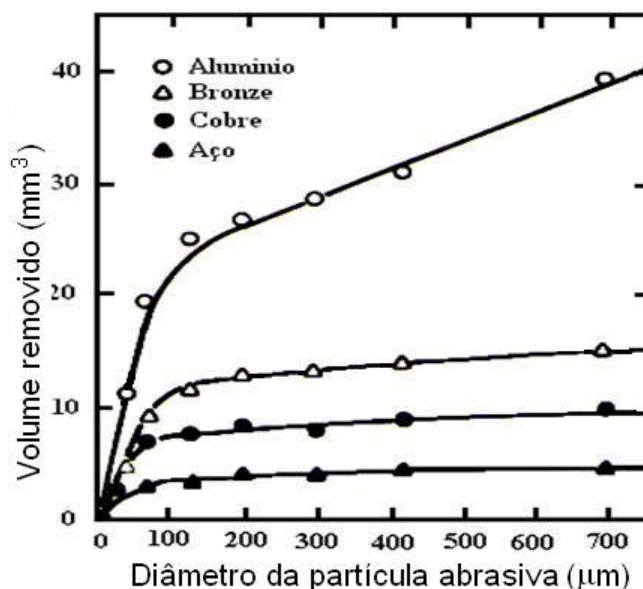


Figura 19. Relação entre o volume de desgaste e o tamanho do abrasivo (NATHAN; JONES, 1966)

Uma análise mais detalhada, porém, mostra que somente dois tamanhos de abrasivos médios menores que 100  $\mu\text{m}$  foram ensaiados. Para o alumínio, a inclinação é maior, comparada com os outros materiais em estudo. Os autores (NATHAN; JONES; 1966) não apresentaram uma explicação para o fenômeno do

TCA. O fenômeno é similar ao observado por outros autores (ANVIENT *et al.*, 1960; RABINOWICZ *et al.*, 1961) até 70  $\mu\text{m}$ , porém, para abrasivos maiores, a perda de massa não foi independente do tamanho abrasivo, como observado até então na literatura.

Larsen-Badse (1968a) realizou ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos em cobre usando SiC como abrasivo. O autor verificou que a taxa de desgaste aumenta rapidamente até alcançar o TCA. O valor do TCA ficou na faixa de 40  $\mu\text{m}$  até 80  $\mu\text{m}$ . Acima do TCA, ocorreram duas situações: a taxa de desgaste foi constante para baixas cargas e a taxa de desgaste diminuiu para altos valores de carga. Os resultados são mostrados na Figura 20.

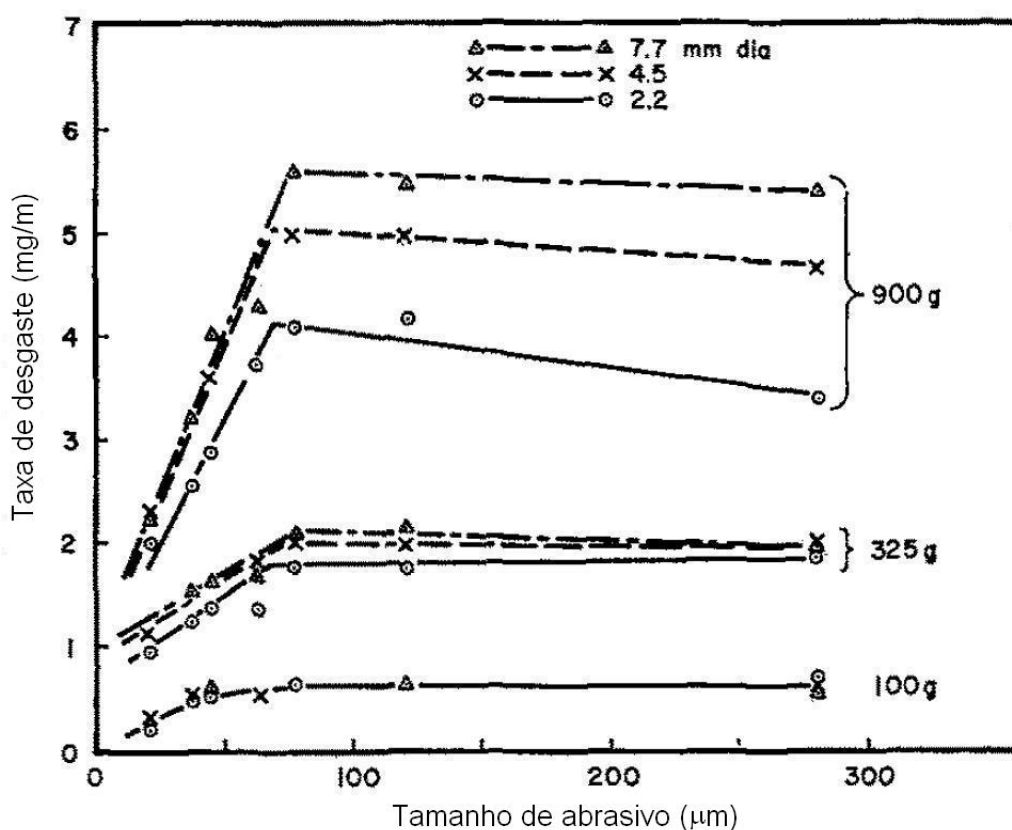


Figura 20. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho do abrasivo (LARSEN-BADSE, 1968)

O autor não apresentou uma explicação para a diminuição da taxa de desgaste com o aumento da carga. Larsen-Badse (1968c) observou que o aumento na carga aplicada levava a um aumento do número de riscos formados, porém, a largura média dos riscos variava pouco. O autor concluiu que, para tamanhos de abrasivos menores existe somente contato elástico com o material e, conseqüentemente,



somente suportam a carga aplicada, sem remoção de material. Esta explicação, no entanto, não é válida porque este mecanismo não aplica em erosão (MISRA; FINNIE, 1981a).

O dano dos abrasivos de menor tamanho tem sido usado por muitos pesquisadores, para explicar o efeito do tamanho do abrasivo (LARSEN-BADSE, 1968a; LARSEN-BADSE, 1972). A explicação de dano dos abrasivos menores, porém, não é apropriada, porque, quando aumenta o tamanho de abrasivo, aumenta a probabilidade de encontrar mais defeitos. Date e Malking (1976) realizaram ensaios de abrasão em aço AISI 1090 com cinco abrasivos de alumina (# 320, # 240, # 150, # 80 e # 36). Estes resultados são apresentados na Figura 21.

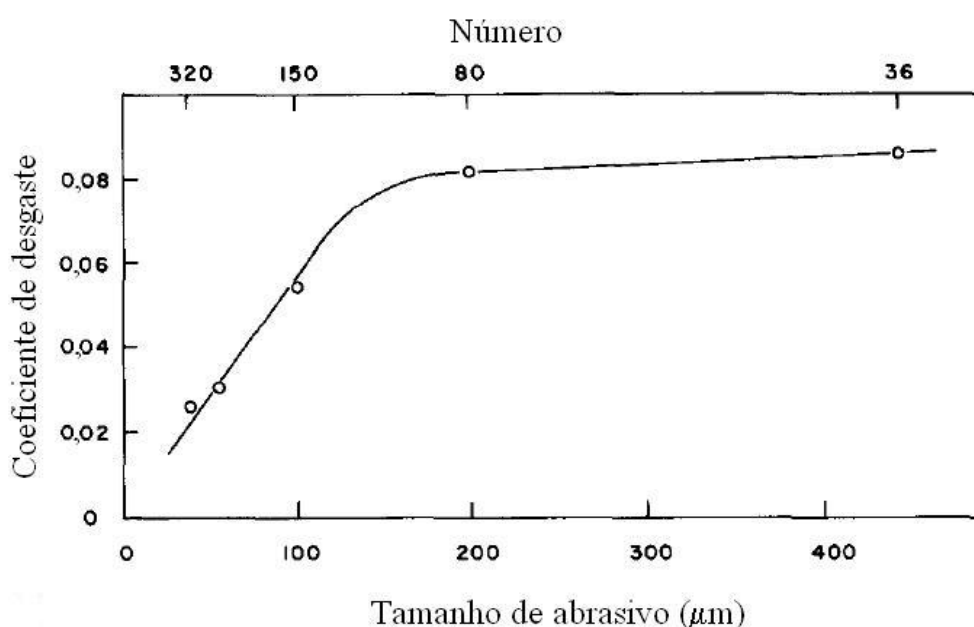


Figura 21. Relação entre o coeficiente de desgaste e o tamanho do abrasivo (DATE; MALKING, 1976)

Esses autores realizaram um extenso estudo sobre as lixas após o desgaste usando MEV e encontraram que os abrasivos maiores apresentaram mais dano. Date e Malking (1976) também encontraram uma camada de material cobrindo a superfície da lixa para abrasivos abaixo do TCA. Um efeito similar apresentou-se em abrasivos maiores, mas, menos intenso. Microcavacos devido à abrasão e detritos resultantes de adesão nos interstícios dos abrasivos menores, também foram responsáveis pela diminuição na taxa de desgaste com a diminuição do tamanho de abrasivo (DATE; MALKING, 1976). Os ensaios não foram realizados em abrasivos novos (mesmo trilha).

Algumas complicações observadas em alguns dos trabalhos anteriores, como *clogging*, poderiam ser evitadas, se os ensaios de desgaste fossem realizados sobre abrasivos novos (frescos). Sin *et al.* (1979) realizaram ensaios usando o equipamento pino-disco em PMMA (polimetil meta acrilato), níquel puro e aço AISI 1095, usando trajetória espiral e SiC como abrasivo. Os resultados mostrados na Figura 22 indicam que, quando o tamanho do abrasivo aumenta, o coeficiente de desgaste aumenta rapidamente até alcançar o TCA. Acima do TCA, o coeficiente de desgaste fica independente do tamanho do abrasivo. O TCA foi aproximadamente de 80  $\mu\text{m}$  para todos os materiais ensaiados.

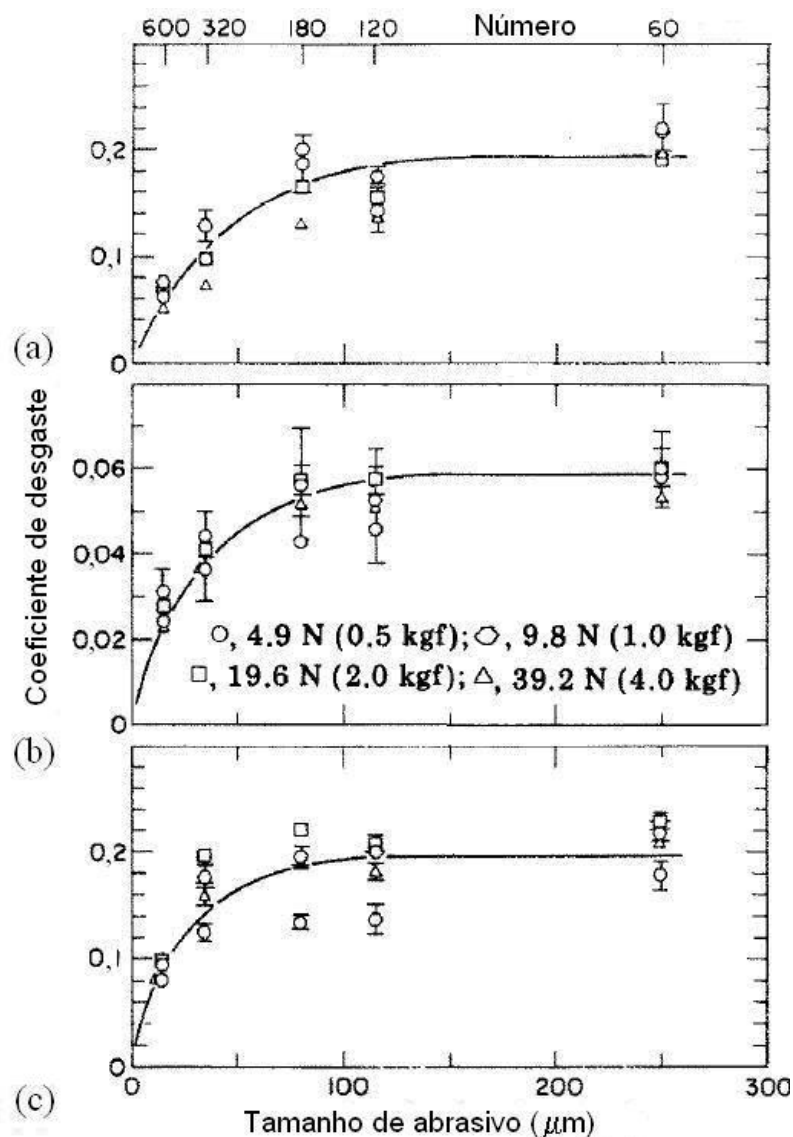


Figura 22. Relação entre o coeficiente de desgaste e o tamanho de abrasivo para diferentes cargas para (a) PMMA, (b) níquel e (c) aço AISI 1095 (SIN *et al.*; 1979)

Sin *et al.* (1979) propuseram que o efeito do tamanho do abrasivo é devido às bordas arredondadas dos grãos abrasivos menores. Misra e Finnie (1981a) demonstraram, porém, que quando diminui o tamanho do abrasivo, os grãos são mais pontiagudos. Sin *et al.* (1979) também reportaram que os abrasivos menores com pontas arredondadas produzem mais microsulcamento do que microcorte. No entanto, Misra e Finnie (1981a) observaram as superfícies de desgaste com MEV e encontraram pouco aumento no microsulcamento com a diminuição no tamanho abrasivo.

Misra e Finnie (1981a) realizaram ensaios em cobre nas configurações a dois corpos, três corpos e erosão. Os resultados mostraram que, quando o abrasivo de SiC tinha mais de 100  $\mu\text{m}$ , o tamanho afetava pouco o desgaste abrasivo. Na Figura 23, mostra-se que, para abrasivos menores a 100  $\mu\text{m}$ , a taxa de desgaste diminui de intensidade contínua e pronunciadamente. Uma análise das curvas, porém, mostra que somente abrasivos com dois tamanhos médios maiores que 100  $\mu\text{m}$  foram usados. Os autores propõem que uma camada pouco profunda, perto da superfície desgastada, apresenta mais deformação plástica do que o resto do material. A explicação de uma camada dura foi proposta inicialmente por Kramer e Demer (1961).

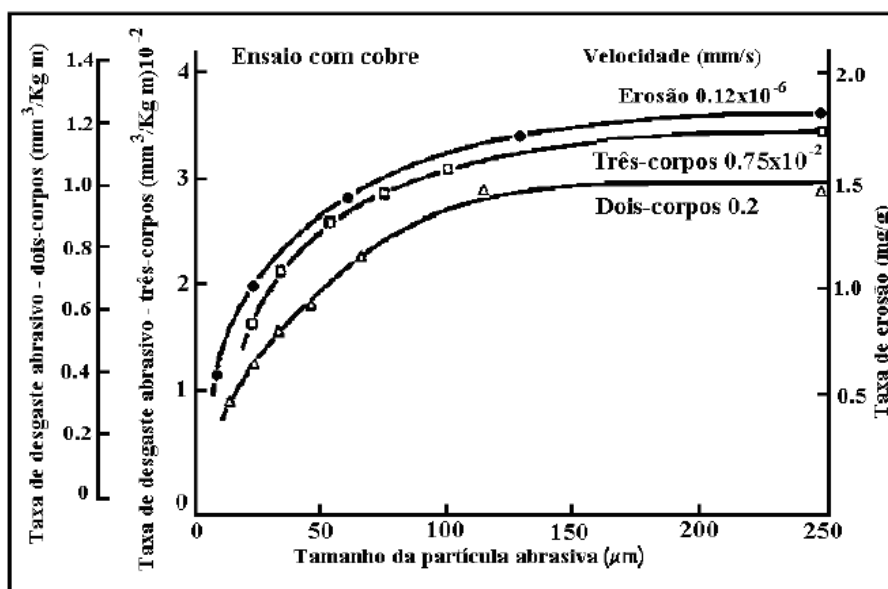


Figura 23. Relação entre as taxas de desgaste e o tamanho do abrasivo a dois e três corpos (MISRA; FINNIE, 1981a)

Uma pesquisa previa, porém, foi realizada por Goodwin *et al.* (1969). Eles estudaram o efeito do tamanho do abrasivo na erosão de aços usando diferentes velocidades e ângulos de impacto. Os autores encontraram que acima do TCA a erosão não foi influenciada pelo tamanho do abrasivo e este valor (TCA) elevou-se com o aumento da velocidade de impacto.

Sasada *et al.*, (1984) realizaram ensaios em alumínio puro, cobre, ferro, níquel e zinco, usando abrasivos de SiC com tamanhos de abrasivo entre 3 – 150  $\mu\text{m}$  e desgaste abrasivo a três corpos. Na Figura 24, mostra-se, nas regiões I e II, um comportamento similar ao observado em outros trabalhos, onde os grãos de SiC atuam como abrasivos. Porém, na região III, para abrasivos menores do que o tamanho de transição ( $d_t$ ), os abrasivos ajudam na remoção de detritos (debris), mediante desgaste adesivo.

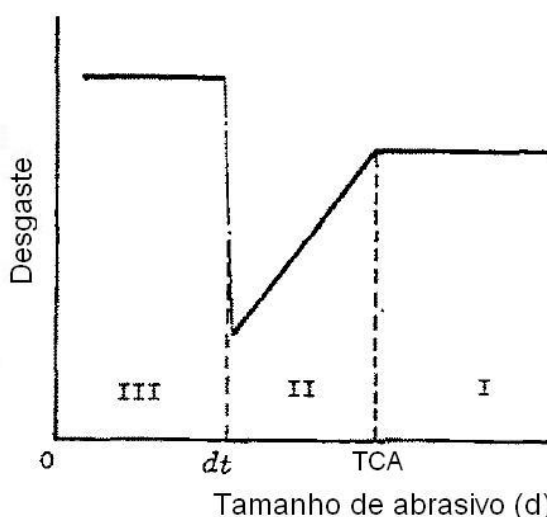


Figura 24. Relação entre o desgaste abrasivo a três corpos e o tamanho de abrasivo (SASADA *et al.*, 1984)

Em um trabalho mais recente, Sevim e Eryurek (2006) realizaram ensaios em aços, usando alumina com tamanhos de abrasivos entre 50 e 180  $\mu\text{m}$ . Na Figura 25, mostra-se que, para aços, existe uma relação parabólica entre o coeficiente de desgaste ( $k$ ) e o tamanho do abrasivo ( $d$ ). O coeficiente  $k$  não fica constante com o aumento de  $d$ . A inclinação da curva, porém, diminui com o aumento de  $d$ . Uma análise mais detalhada da curva, porém, indica que uma relação linear pode ser usada entre  $k$  e  $d$  com um alto coeficiente de correlação. Os autores mostram que o

efeito da redução do tamanho de grão do abrasivo, no regime severo, resulta em diminuições de perda de massa da ordem de 20 % a 40 %.

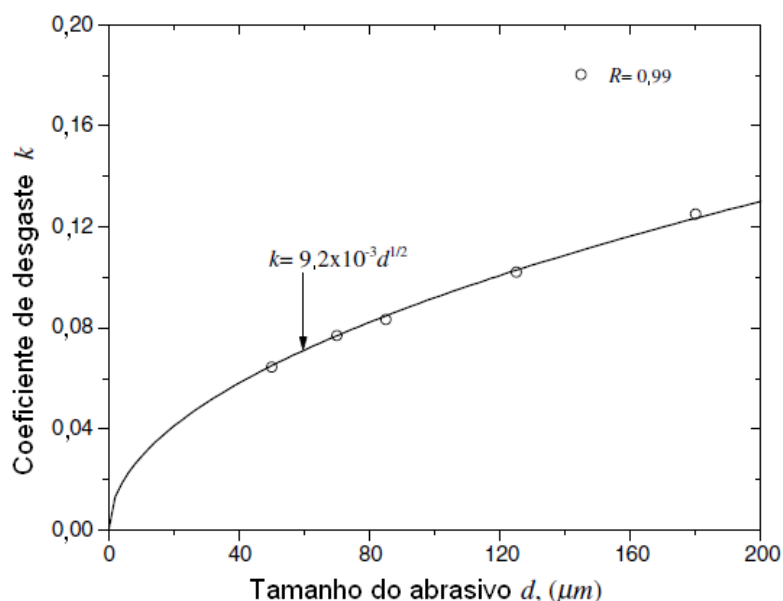


Figura 25. Relação entre o  $k$  e o  $d$  para aços (SEVIM; ERYUREK; 2006)

Em resumo, o efeito do tamanho do abrasivo em materiais homogêneos foi atribuído a: *clogging*, partículas adesivas, contatos elásticos, deterioração de abrasivos pequenos, abrasivos pequenos com pontas arredondadas, microsulcamento produzido por abrasivos pequenos, entre outros. Ainda não existe, porém, uma explicação geral aceita por toda a comunidade científica.

A seguir, apresentam-se os poucos trabalhos nos quais se pode analisar o efeito do tamanho do abrasivo em materiais com segunda fase dura. Em materiais com segunda fase dura, os estudos do efeito do tamanho do abrasivo na taxa de desgaste têm sido focados nos ferros fundidos brancos com alto cromo e no desenvolvimento de ligas (SANTANA; DE MELLO, 1993; PINTAÚDE *et al.*, 2001; DOGAN *et al.*, 2001; BERNARDES, 2005; DOGAN *et al.*, 2006).

Santana e De Mello (1993) analisaram a influencia do tamanho do abrasivo em ferros fundidos brancos de alto cromo. Os autores encontraram que, para abrasivos grandes, o desgaste abrasivo foi maior, porém, somente dois tamanhos de abrasivos foram analisados (SiC e alúmina).

Pintaúde *et al.* (2001) realizaram ensaios de desgaste abrasivo em ferro fundido branco ao alto cromo, usando granito como abrasivo. Com granito de menor tamanho, a taxa de desgaste foi mais elevada do que usando granito com tamanho maior, porque as partículas maiores do que os espaços intersticiais entre as bolas do moinho reduzem a quantidade de partículas em contato, resultando em baixas taxas de desgaste e menor eficiência de moenda.

Bernardes (2005) realizou ensaios de desgaste abrasivo em ferro fundido branco multicomponente. Foram realizados ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos em diferentes condições de severidade, dois tipos de abrasivos e três tamanhos de abrasivos. Os resultados mostraram que o tamanho do abrasivo influencia significativamente os valores de resistência ao desgaste relativo apenas no regime moderado e, mesmo assim, apenas quando não há ocorrência de fratura nos grãos abrasivos.

Dogan *et al.* (2006) realizaram ensaios de desgaste abrasivo em aços fundidos ao cromo reforçado com partículas de TiC que foram comparados com aço AISI 440C. Foram usados somente três tamanhos de abrasivos (37, 58 e 100  $\mu\text{m}$ ). Os resultados mostrados na Figura 26 indicam que, a 100  $\mu\text{m}$  o aço AISI 440C apresenta melhor desempenho do que as ligas de fases duras. Um comportamento oposto, porém, apresentou-se com tamanhos de abrasivos de 37  $\mu\text{m}$  e 58  $\mu\text{m}$ .

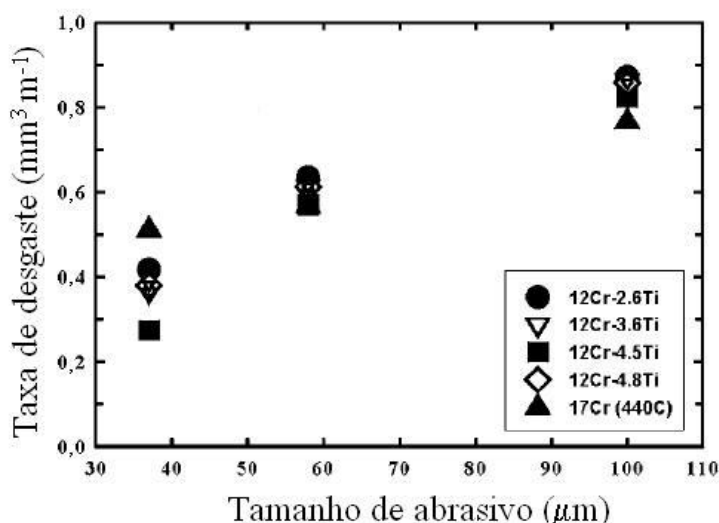


Figura 26. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo para aços fundidos com Cr-TiC e aço AISI 440C (DOGAN *et al.*; 2006)

Descreve-se a seguir o efeito do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito.

### 2.3.5.2 Efeito do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito

Em termos gerais, as partículas abrasivas apresentam forma angular. Assumindo que as partículas abrasivas têm forma cônica, com semi-ângulo apical  $\varepsilon$ , a expressão teórica simplificada para o coeficiente de atrito ( $\mu$ ) entre os abrasivos em contato com metal pode ser calculado através da equação 2 (RABINOWICZ, 1965; HUTCHINGS; 1992).

$$\mu = \mu_a + \mu_d = \frac{s}{H} + \cot \varepsilon \quad (\text{Equação 2})$$

Na equação acima,  $\mu_a$  é o componente adesivo,  $\mu_d$  é o componente de sulcamento (deformação),  $s$  é tensão de cisalhamento do material desgastado, e  $H$  é a dureza do material.

Um efeito similar ao observado no tamanho do abrasivo com a taxa de desgaste apresenta-se também com o coeficiente de atrito para desgaste abrasivo a dois corpos. No entanto, poucos trabalhos reportam o efeito do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito (ANVIENT *et al.*, 1960; SIN *et al.*; 1979). Anvient *et al.* (1960) encontraram que o coeficiente de atrito aumenta linearmente para Ag, Pt, Mo, Fe e W até alcançar um valor crítico (aproximadamente 70  $\mu\text{m}$ ), similar ao TCA que apresenta-se na taxa de desgaste ou coeficiente de desgaste (Figura 27). Acima do TCA, o coeficiente de atrito fica constante. Porém, para o alumínio, o coeficiente de atrito aumenta até alcançar um TCA (aproximadamente de 40  $\mu\text{m}$ ) e, acima deste valor, o coeficiente de atrito aumenta com uma inclinação menor.

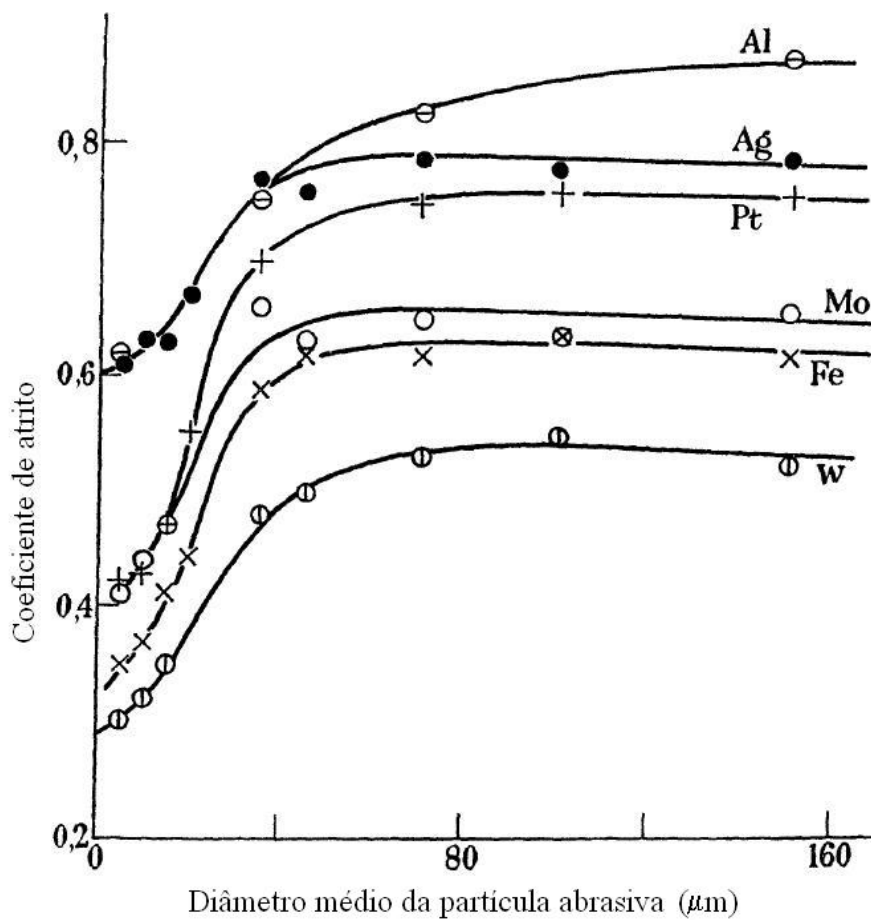


Figura 27. Relação entre o coeficiente de atrito e o tamanho de abrasivo (ANVIENT *et al.*, 1960)

Sin *et al.* (1979) reportaram os valores de coeficiente de atrito para: PMMA, níquel e aço AISI 1095. Os resultados são apresentados na Figura 28. O coeficiente de atrito aumenta inicialmente com o aumento do tamanho do abrasivo até alcançar o TCA e, acima deste valor (aproximadamente 80  $\mu\text{m}$ ), fica constante. Os autores não apresentam uma possível explicação para este fenômeno.



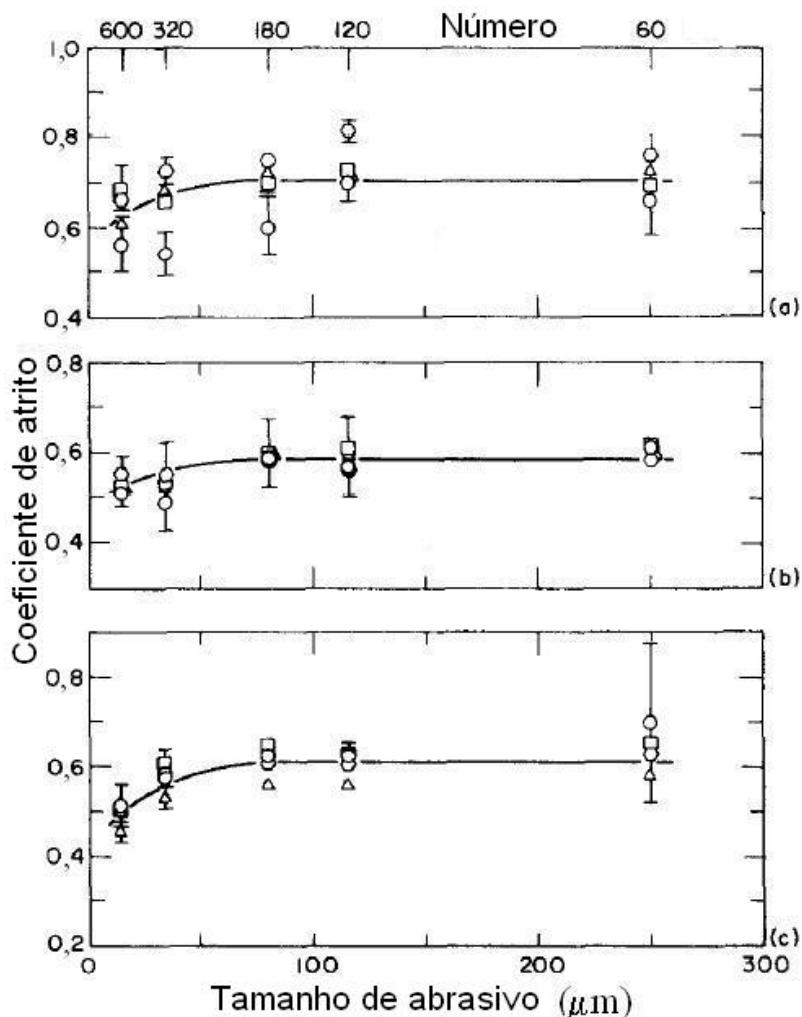


Figura 28. Relação entre o coeficiente de atrito e o tamanho de abrasivo para (a) PMMA, (b) níquel e (c) aço AISI 1095 (SIN *et al.*; 1979)

Pintaúde *et al.*, (2003) estudaram aços com diferentes durezas, AISI 1006 e AISI 52100, usaram um equipamento para desgaste abrasivo do tipo pino contra lixa. Os autores usaram lixas de vidro (0,06 e 0,2 mm) para os ensaios. Encontraram que, para o aço AISI 1006, o coeficiente de atrito aumenta quando aumenta o tamanho do abrasivo, como se observa na Figura 29. Diferentemente, que para o aço AISI 52100, o coeficiente de atrito não muda.

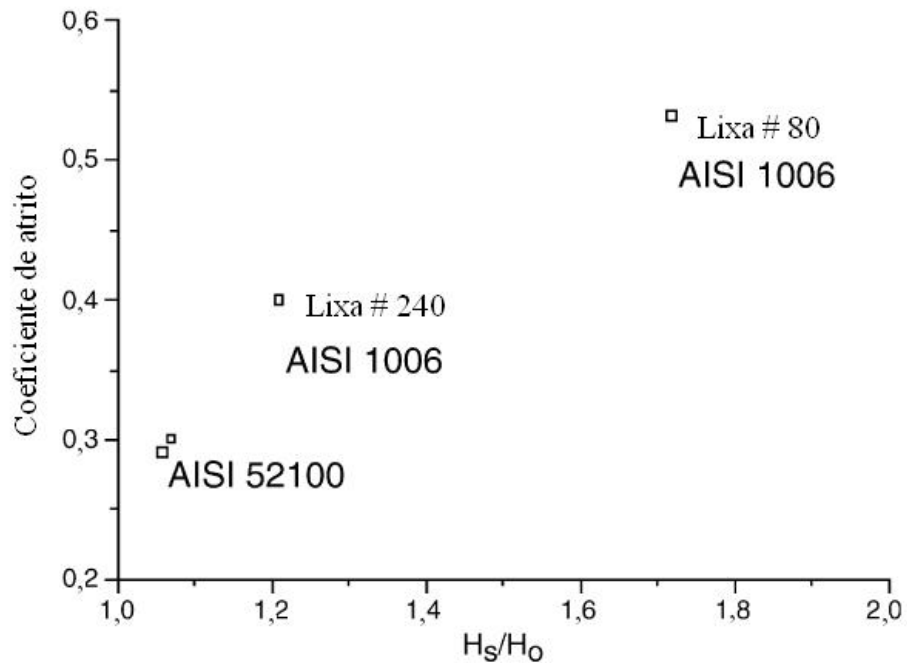


Figura 29. Relação entre o coeficiente de atrito e a razão entre a dureza superficial deformada ( $H_s$ ) e a dureza inicial ( $H_o$ ) (PINTAÚDE *et al.*, 2003)

Descreve-se a seguir o efeito do tamanho do abrasivo na energia específica de corte.

### 2.3.5.3 Efeito do tamanho do abrasivo na energia específica de corte

Um efeito similar ao observado na taxa de desgaste com o tamanho do abrasivo apresenta-se na energia específica de corte para desgaste abrasivo a dois corpos, usinagem por abrasão, usinagem por corte e no riscamento. Larsen-Badse, (1968a,b) foi o primeiro a relacionar o trabalho de corte (energia específica de corte) com o efeito do tamanho do abrasivo, como se observa na Figura 30.

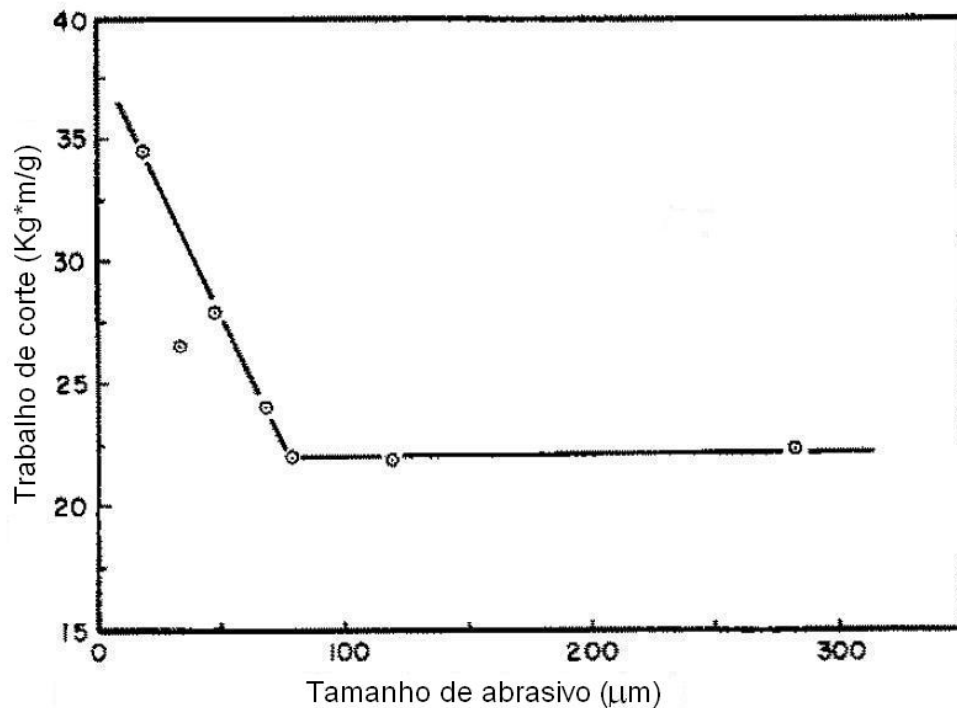


Figura 30. Relação entre o trabalho de corte e o tamanho de abrasivo (LARSEN-BADSE, 1968a)

O autor define o trabalho de corte ( $CW$ ) como o trabalho consumido no processo de abrasão. O  $CW$  ( $Kg*m/g$  ou  $kcal/g*mol$ ) foi calculado através da equação 3.

$$CW = \frac{F}{R} \quad (\text{Equação 3})$$

Na equação acima,  $F$  (g) é a força de corte e  $R$  é a taxa de desgaste ( $mg/m$ ).

Date e Malkin (1976) definem a energia específica de corte ( $U$ ) como a energia requerida por unidade de volume de material removido durante o processo de abrasão ou corte. Para desgaste abrasivo a dois corpos, reporta-se que o TCA é aproximadamente o mesmo para a taxa de desgaste e para a energia específica de corte (MALKING *et al.*, 1972; DATE; MALKIN, 1976). Os resultados são apresentados na Figura 31 e na Figura 32.

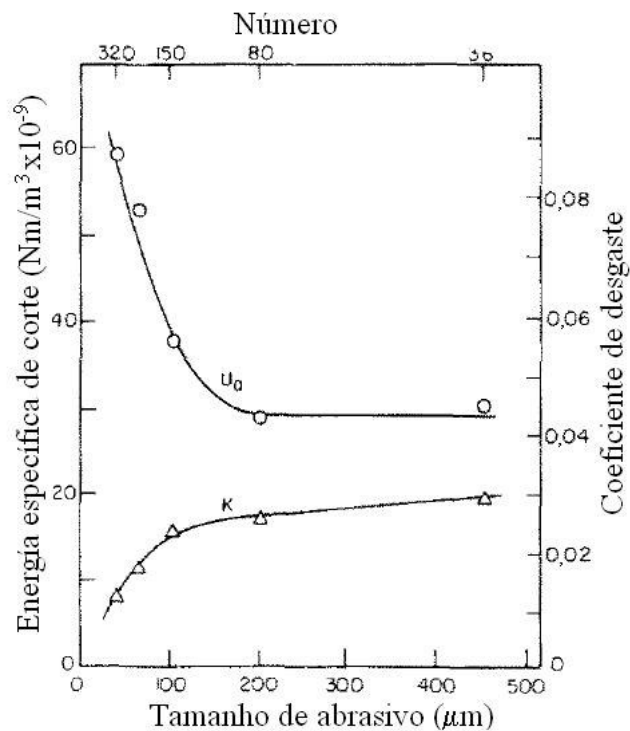


Figura 31. Relação entre a energia específica de corte ( $U_a$ ) e o coeficiente de desgaste ( $k$ ) para diferentes tamanhos de abrasivo de alumina (MALKIN *et. al.* 1972)

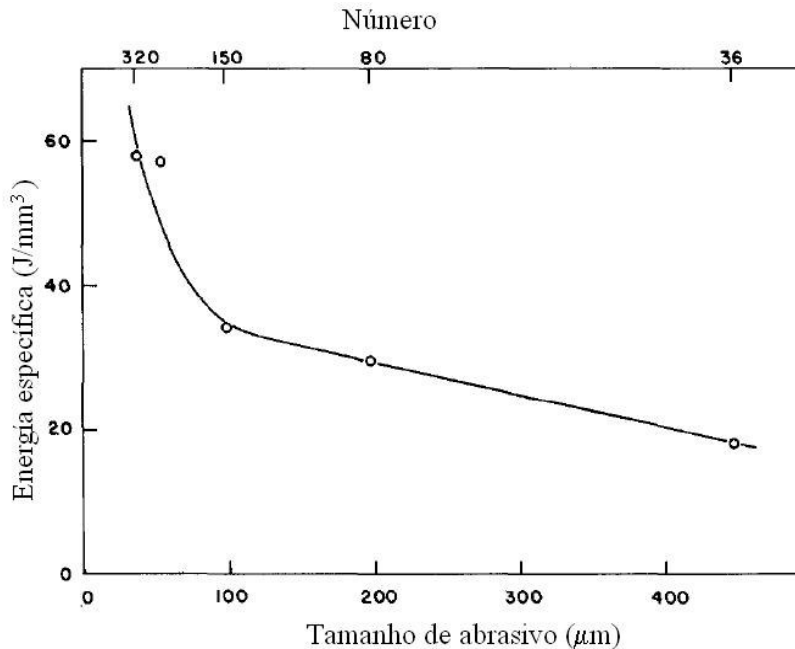


Figura 32. Relação entre a energia específica de corte do aço AISI 1095 e o tamanho de abrasivo (DATE; MALKIN, 1976)

Para desgaste abrasivo a dois corpos,  $U$  ( $\text{Nm/mm}^3$ ) pode ser calculado usando a equação 4 (DATE; MALKIN, 1976):

$$U = \frac{FV}{M/\rho} \quad (\text{Equação 4})$$

Na equação acima,  $F$  é força tangencial média,  $V$  é a velocidade periférica,  $M$  é taxa de desgaste media (massa/tempo) e  $\rho$  é a densidade do material.

Para usinagem por abrasão e por corte, a energia específica de corte é relacionada com sua profundidade. Na Figura 33, apresentam-se os resultados de Graham e Baul (1972).

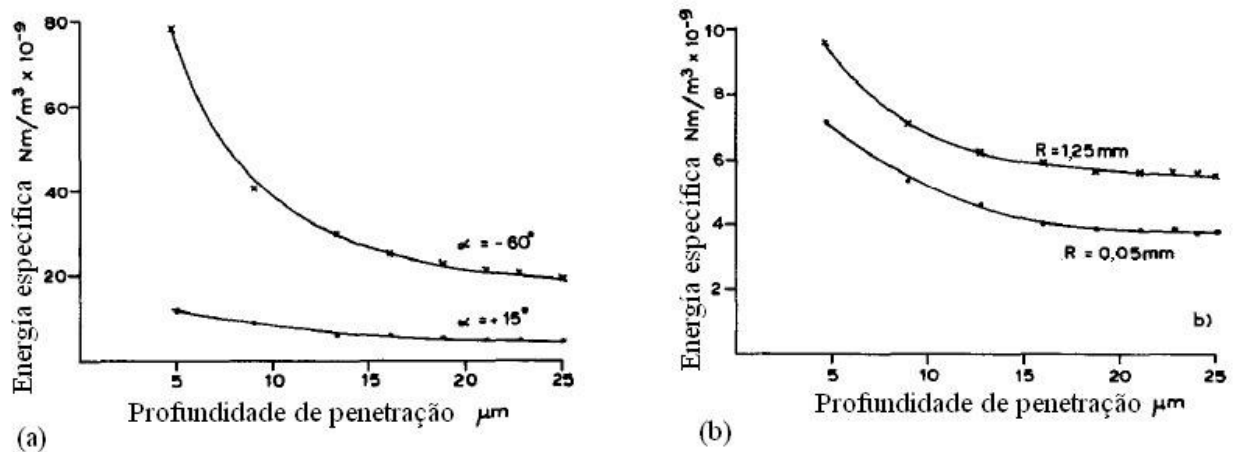


Figura 33. Relação entre a energia específica de corte e a profundidade de penetração na usinagem do alumínio para (a) ferramentas piramidais e (b) ferramentas de ponta esférica (GRAHAM; BAUL, 1972)

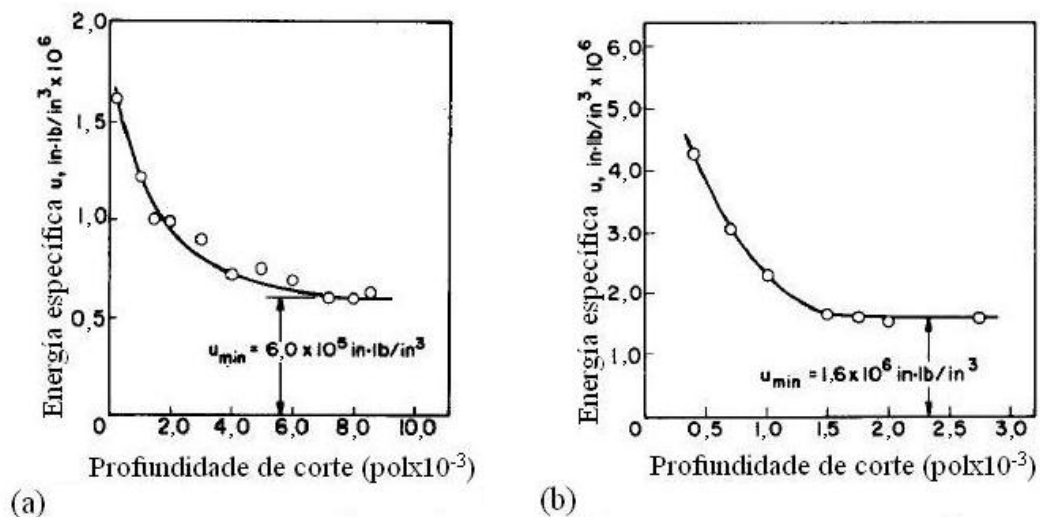


Figura 34. Relação entre a energia específica de corte e a profundidade de corte no processo de retificação para (a) alumínio e (b) aço (MALKING; JOSEPH, 1975)

Os resultados do trabalho de Malking e Joseph (1975) são apresentados na Figura 34 e mostram um efeito similar ao observado com a taxa de desgaste.

Finalmente, na Figura 35, mostra-se um comportamento similar ao observado nos casos anteriores, em que a massa removida diminui rapidamente com a diminuição da energia de riscamento específica, até alcançar um valor crítico, porque a massa removida diminui com uma inclinação muito menor.

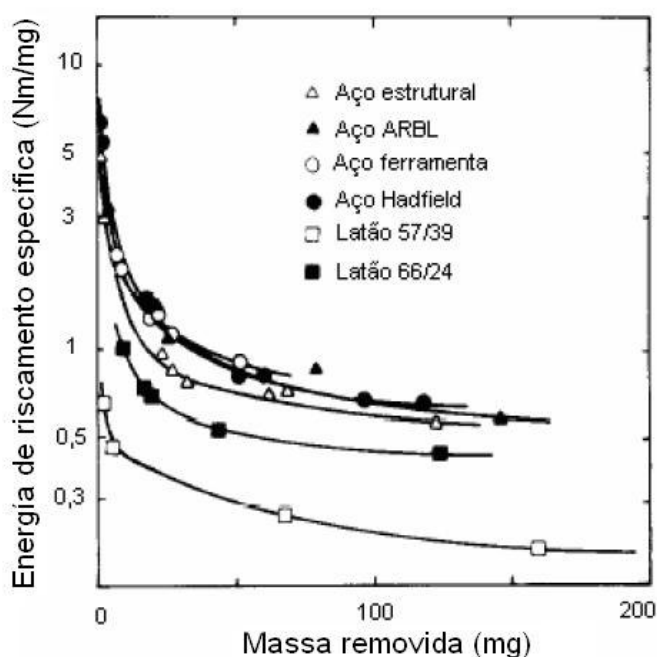


Figura 35. Relação entre a energia de riscamento específica e a massa removida (BRYGGMAN *et al.*, 1981)

Os seguintes pontos resumem o efeito do tamanho do abrasivo no desgaste reportado na literatura:

- quando materiais com segunda fase dura foram testados, somente usaram-se três tamanhos de abrasivos, não permitindo uma visão completa do fenômeno;
- não se reportam análises das partículas de desgaste formadas nas lixas embaixo e acima do TCA;
- não se reportam estudos do efeito do tamanho abrasivo no coeficiente de atrito e energia específica de corte de materiais com segunda fase dura;
- não se reporta o efeito da energia específica de corte na profundidade de penetração dos abrasivos em desgaste abrasivo a dois corpos.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

A primeira série de experimentos foi realizada no ferro fundido mesclado, temperado e revenido a temperaturas entre 300 e 600°C. As matrizes apresentaram diferentes teores de austenita retida e microdurezas. A segunda série de experimentos foi realizada no ferro fundido branco que foi solidificado a duas taxas de resfriamento (1,5 e 15°C/s) e foram ensaiadas duas matrizes: uma matriz predominantemente austenítica e a outra predominantemente martensítica. A terceira série de experimentos foi realizada no alumínio e no aço AISI 1045 e a quarta série de experimentos foi realizada no ferro fundido cinzento.

##### 3.1.1 Solidificação direcional

Neste trabalho, foi estudada uma liga de ferro fundido branco com diferentes taxas de resfriamento. Na Figura 36, apresenta-se um desenho esquemático do equipamento usado para realizar a solidificação da liga e consiste de uma coquilha de cobre, refrigerada com água, e um envoltório de areia e material exotérmico. Nessa figura, apresentam-se as regiões do tarugo em que foram retiradas as amostras: perto da coquilha, onde a taxa de resfriamento foi de 15°C/s, e perto do massalote, onde a taxa de resfriamento foi de 1,5°C/s. Foram usados termopares para medir a temperatura nessas regiões.

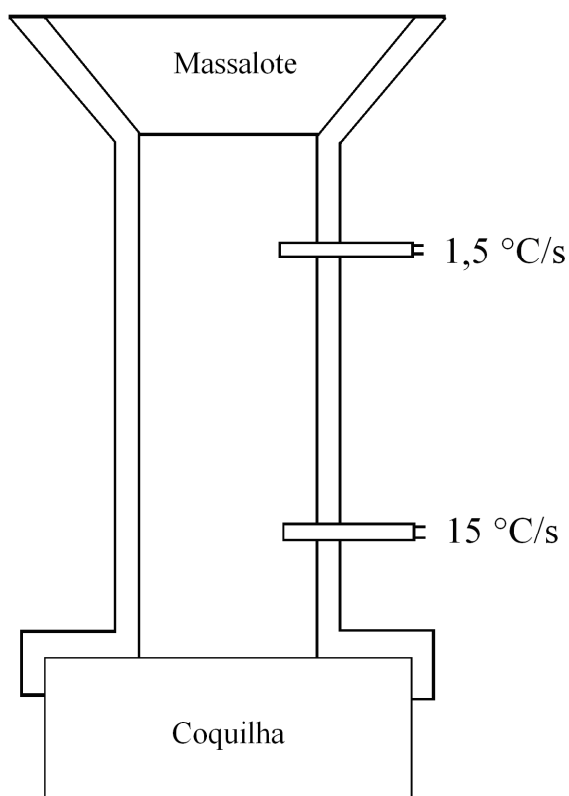


Figura 36. Equipamento de solidificação direcional

### 3.2 ENSAIOS DE DUREZA

A medição de macrodureza e microdureza Vickers foi realizada em durômetros Buehler. Pelo menos doze repetições foram realizadas para cada material ou fase e os erros foram determinados com o 95 % de confiança.

### 3.3 ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados no equipamento roda de borracha e no equipamento pino contra lixa. Após os ensaios de desgaste, as amostras foram limpas no ultra-som e a perda de massa foi medida numa balança analítica com sensibilidade de 0,1 mg. As superfícies de desgaste das amostras foram observadas com auxílio do microscópio óptico e eletrônico de varredura, para identificar os mecanismos de desgaste abrasivo. Também foram realizadas medidas de microdureza na matriz, com o intuito de analisar as possíveis mudanças ocorridas



nas superfícies das amostras, como o encruamento resultante do passo dos abrasivos.

### 3.3.1 Desgaste abrasivo a três corpos

Os ensaios de desgaste abrasivo a três corpos foram realizados no equipamento roda de borracha. Este equipamento foi construído no Laboratório de Fenômenos de superfície da Universidade de São Paulo (VILLABÓN, 2005). O procedimento A ( $F = 130 \text{ N}$ , distância percorrida: 4309 m) foi utilizado segundo a norma ASTM G65, que é particularmente útil na classificação de materiais de média à extrema resistência à abrasão (ferro fundido mesclado). As amostras foram usinadas com dimensões de 76,2 mm de altura 25,4 mm de largura e 12,7 mm de espessura. Areia quartzo fina ANB 100 (150 – 300  $\mu\text{m}$  de tamanho) foi usada como abrasivo. Para cada liga foram realizadas pelo menos três repetições com um intervalo de confiança de 95 %. As Figura 37 e Figura 38 mostram o equipamento roda de borracha e sua representação esquemática. A areia desce pela mangueira e entra em contato com a amostra e com a roda de borracha. Finalmente, a perda de massa foi medida numa balança analítica.

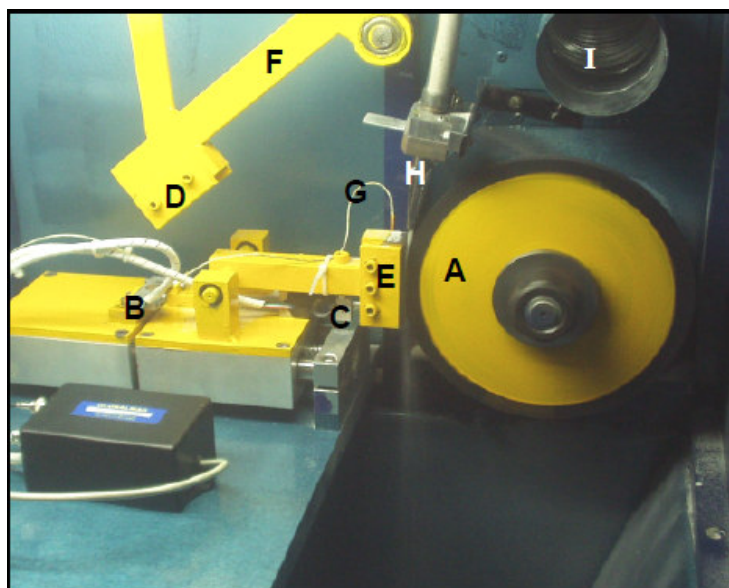


Figura 37 Fotografia do abrasômetro tipo roda de borracha, mostrando: A – disco de borracha; B e C – células de carga normal e tangencial; D e E: porta-amostras dos sistemas mecânico e instrumentado; F – Braço para ensaios mecânicos; G – termopar; H – bico alimentador do abrasivo; I – exaustor de poeira (VILLABÓN, 2005).

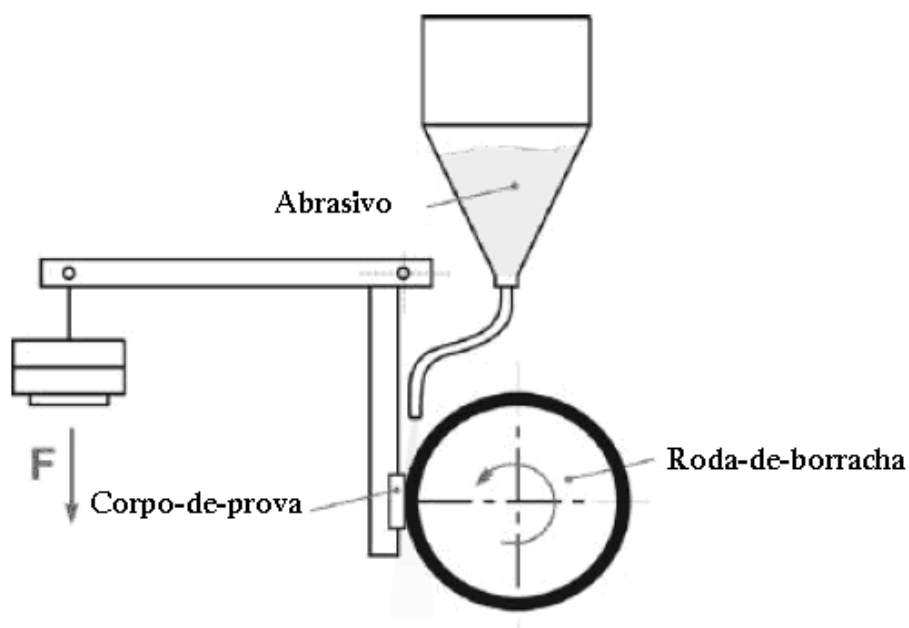


Figura 38. Representação esquemática do abrasômetro roda de borracha

### 3.3.2 Desgaste abrasivo a dois corpos

Os ensaios a dois corpos foram realizados no equipamento PLINT TE79 do tipo pino contra lixa. Esse tipo de equipamento é utilizado na determinação da resistência ao desgaste de materiais, como descrito na Norma ASTM G132. Na Figura 39, mostra-se o equipamento utilizado.

Um disco é recoberto com uma lixa de alumina com diferentes tamanhos de abrasivos (entre 16 e 192  $\mu\text{m}$ ) e carga normal de 4,6 N. Os pinos de 3,0 mm de diâmetro e 20 mm de comprimento foram cortados por eletroerosão a fio. A velocidade rotacional fixa foi de 66 rpm. Para cada liga foram realizadas pelo menos três repetições com um intervalo de confiança de 95 %. Para cada pino, sempre foi realizado um assentamento da superfície, utilizando-se lixa de alumina de grana # 600. A perda de massa das amostras foi medida em uma balança analítica. O percurso foi em espiral (superposição de apenas 1/3 da pista) com raio inicial de 40 mm e final de 5 mm resultando numa distância total percorrida de 16,95 metros para cada lixa.

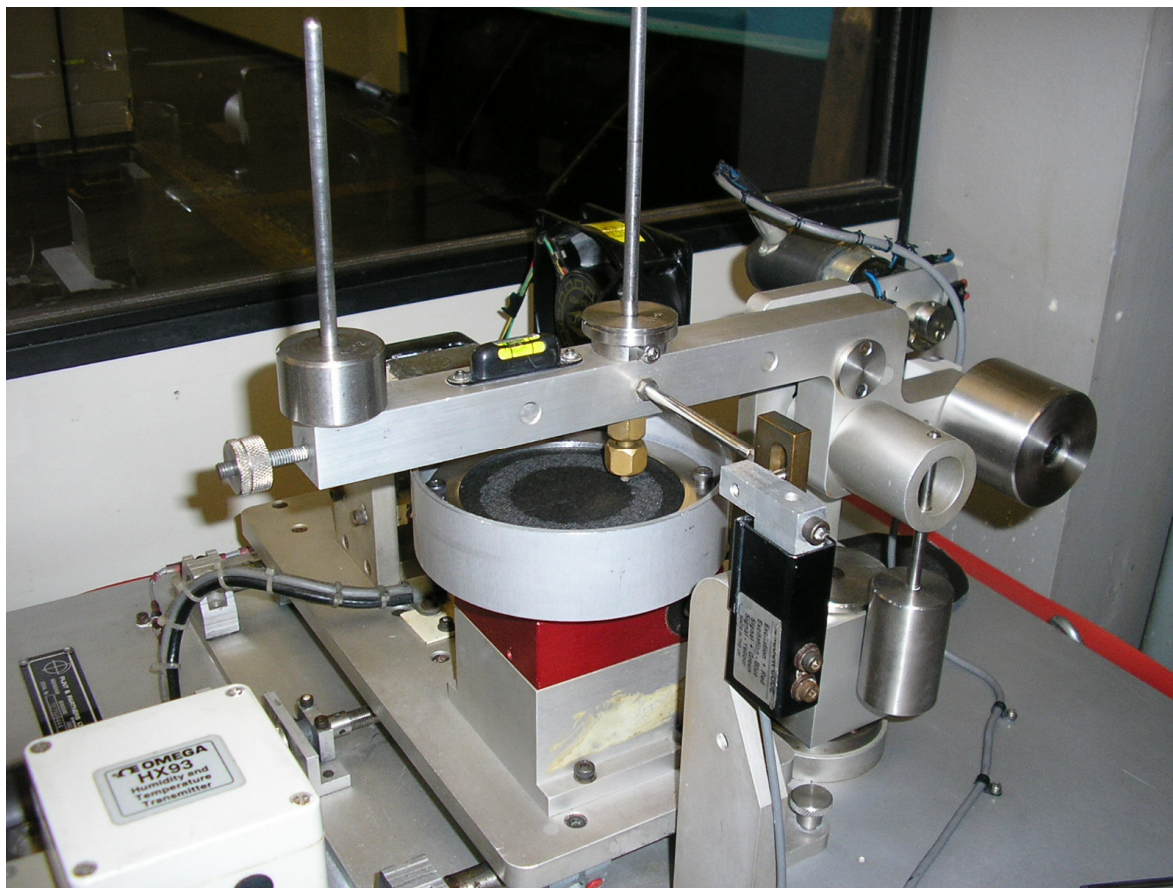


Figura 39. Fotografia do equipamento pino contra lixa

### 3.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As amostras de ferro fundido mesclado temperadas e revenidas foram analisadas por difração de raios-X, para determinar a porcentagem em peso da martensita e austenita retida. A porcentagem em peso das fases foi calculada aplicando o método de Rietveld, que consiste em refinar estruturas cristalinas, usando o método dos mínimos quadrados, com a finalidade de ajustar uma curva de difração teórica a uma curva de difração calculada. Os dados de difração foram obtidos em um difractômetro Rigaku Multiflex, com geometria Bragg-Brentano e radiação  $\alpha$  do Cu (40 kV, 20 mA). As condições de difração foram passo 0,02 ° e tempo por passo 8 s. A faixa angular medida foi de 10 a 110 °. O método de Rietveld foi realizado usando o programa GSAS (LARSON; VON DREELE, 1994).

### 3.5 PERFILOMETRIA

Após os ensaios de desgaste foi medida a rugosidade superficial dos pinos de ferro fundido branco (austenítico e martensítico) com diferentes tamanhos de abrasivos, usando o filtro de *Gauss*. Foi usado um equipamento SURFCORDER SE 1700 $\alpha$ , com ponta esférica de 2  $\mu\text{m}$  de raio. Os parâmetros usados foram: comprimento de amostragem 0,8 mm e velocidade de 0,05 mm/s. Os valores de  $R_z$  e  $S_m$  foram considerados como equivalente à máxima profundidade e largura do sulco, respectivamente, causadas pelo passo de um abrasivo. Para cada tamanho de abrasivo, pelo menos quatro repetições foram realizadas, e as barras de erro foram determinadas com intervalos de confiança de 95 %.

A altura máxima do perfil ( $R_z$ ) é definida como a soma da altura máxima dos picos do perfil e a maior das profundidades dos vales do perfil, dentro de um comprimento de amostragem de um perfil filtrado. A largura média dos elementos do perfil ( $S_m$ ) é definida como a distância média ou a largura média entre elementos do perfil que interceptam a linha média, no comprimento de amostragem.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 PRIMEIRA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – FERRO FUNDIDO MESCLADO

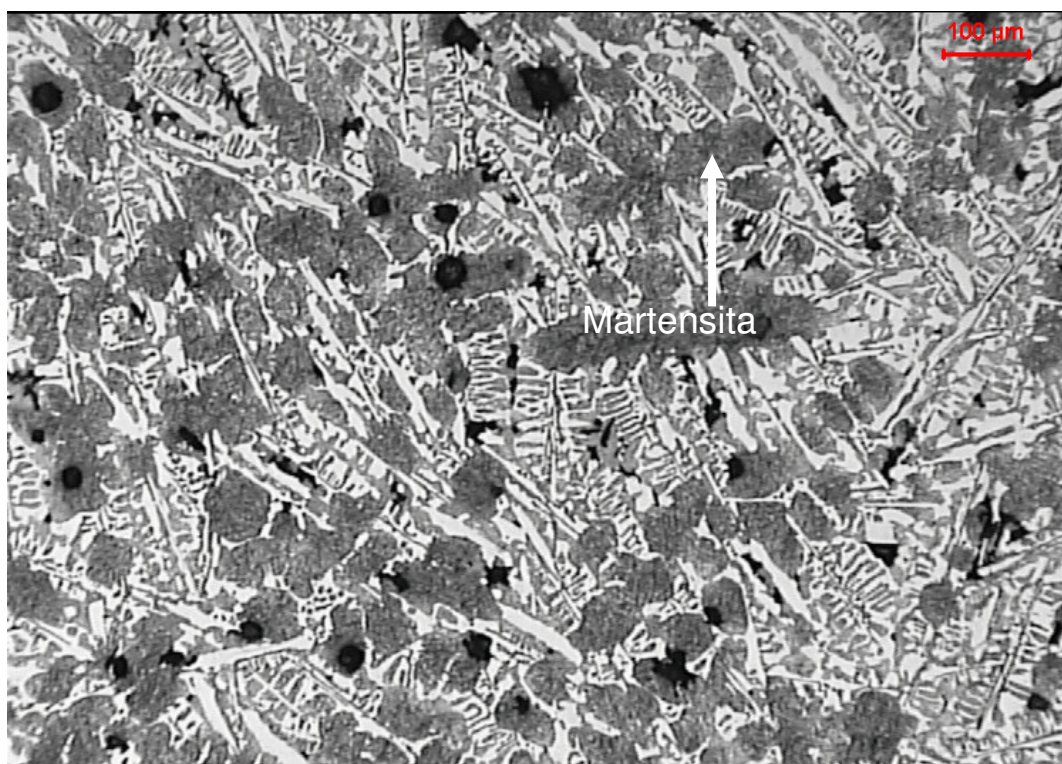
Para verificar o efeito do tamanho de grão do abrasivo na taxa de desgaste e a configuração do sistema de desgaste, selecionou-se um ferro fundido mesclado de uso industrial. Ele contém carbonetos  $M_3C$  como a principal fase dura. Variou-se a matriz deste material por meio de tratamentos de revenimento, analisando-se o efeito do tamanho de abrasivo nas diversas microestruturas.

#### 4.1.1 Análise microestrutural e composição química

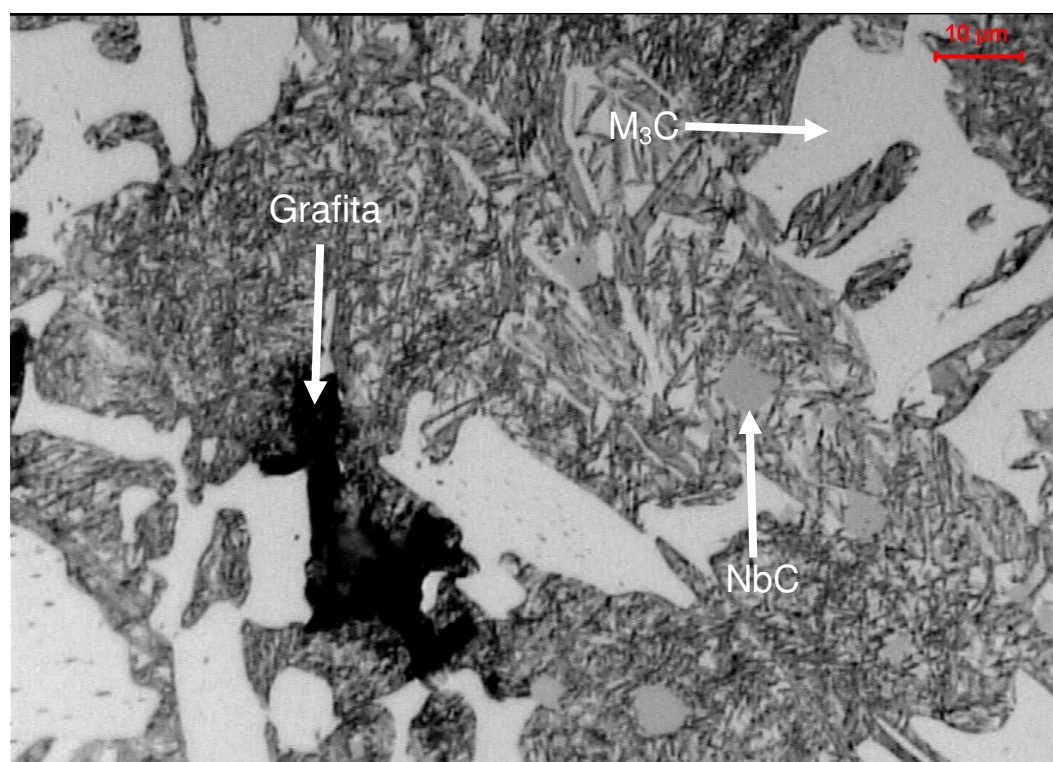
Um ferro fundido mesclado temperado e com diferentes temperaturas de revenido foi o primeiro grupo de materiais ensaiados nesta pesquisa. A composição química foi: C=3,5 %; Si=0,5 %; Mn=0,45 %; Ni=4,1 %; Cr=1,8 %; Mo=0,25 %; Nb=0,3 %. Na Figura 40, mostra-se a microestrutura do ferro fundido mesclado (FFM) composto por carbonetos do tipo  $M_3C$ , carbonetos de nióbio (NbC), grafita, martensita e austenita retida.

Na Figura 41 (a) e (b) mostra-se a microestrutura das amostras revenidas a 300 °C e 400 °C. Não se observaram mudanças significativas na microestrutura nessas temperaturas de revenido.

Na Figura 42 (a) e (b), mostra-se a microestrutura após o revenido a 500 °C e 600 °C. A microestrutura resultante é composta por martensita revenida (matriz de ferrita e carbonetos finos esferoidais), produzida durante o revenido, pela transformação da austenita retida e a martensita (BERNS; THEISEN, 2008).

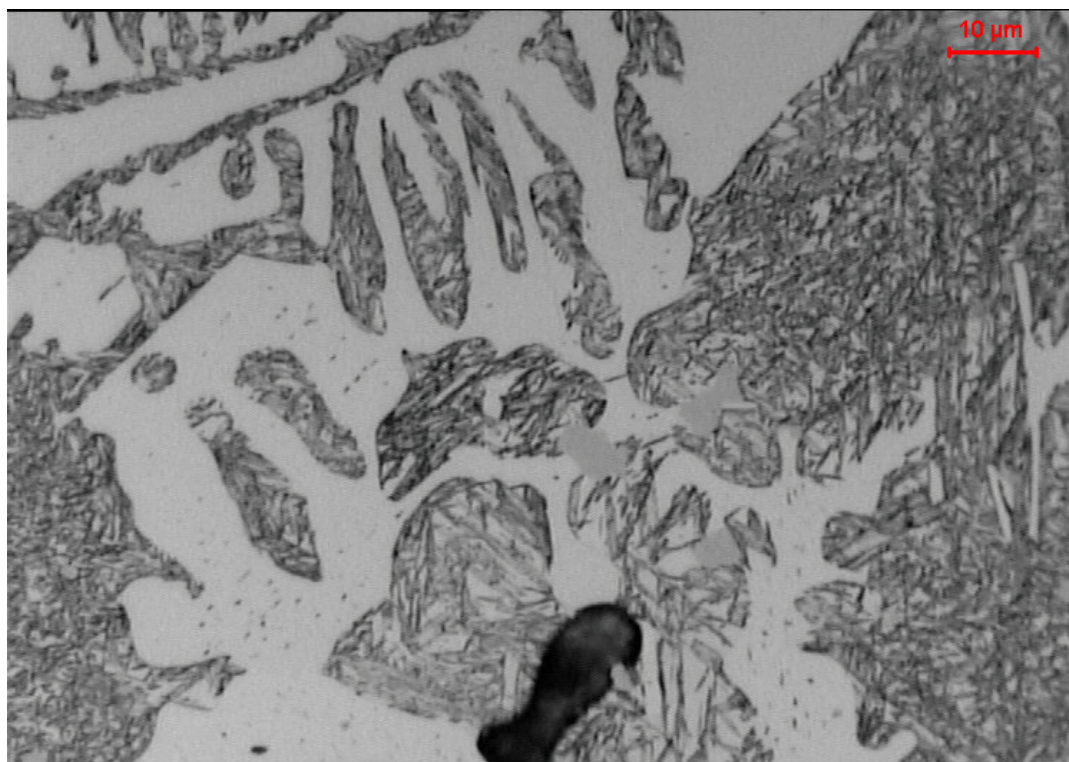


(a)

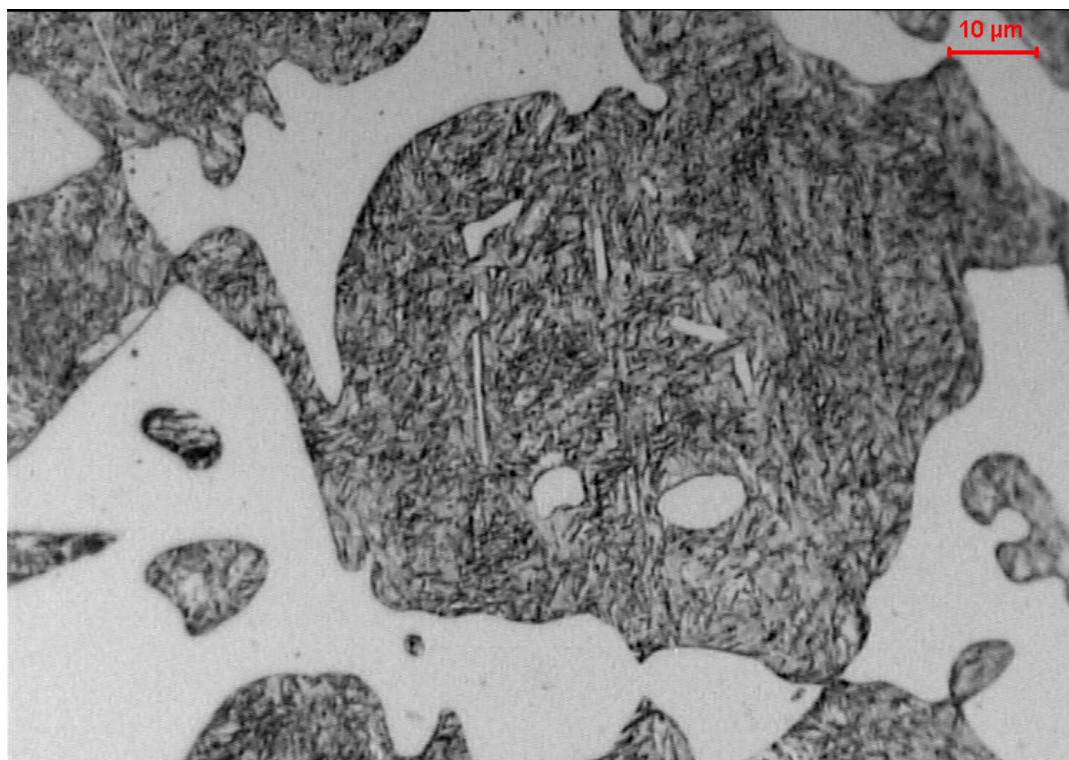


(b)

Figura 40. Micrografia do FFM temperado desde 930 °C



(a)

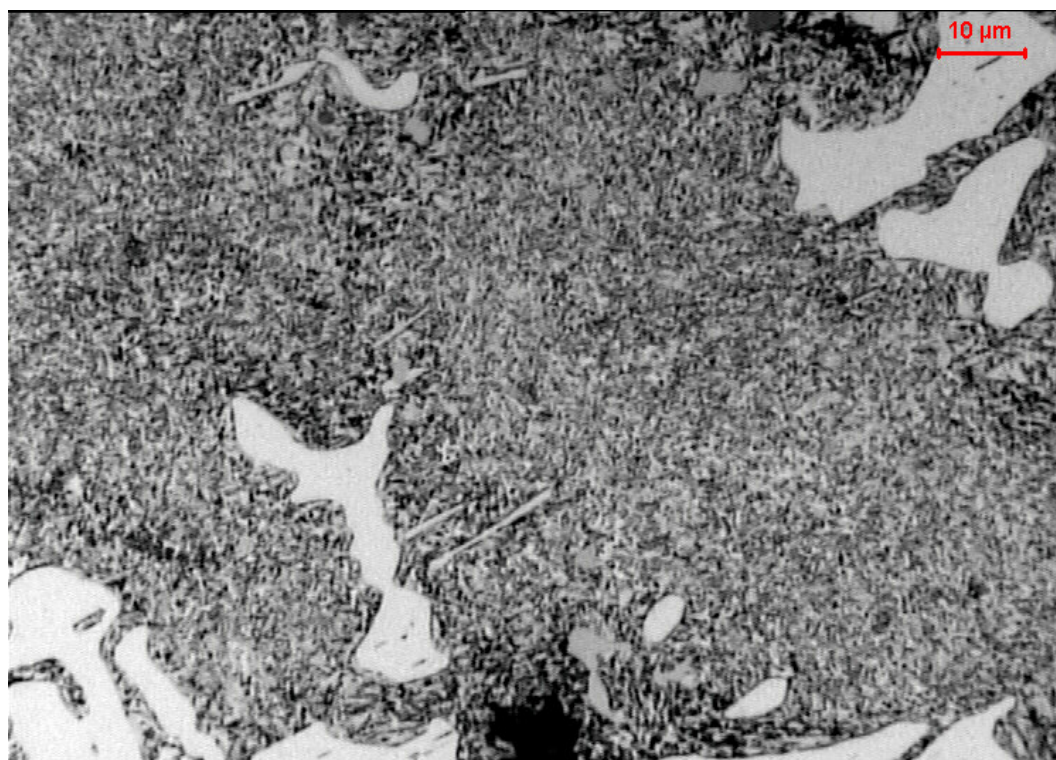


(b)

Figura 41. Micrografia do FFM revenido a (a) 300 °C e (b) 400 °C



(a)



(b)

Figura 42. Micrografia do FFM revenido a (a) 500 °C e (b) 600 °C



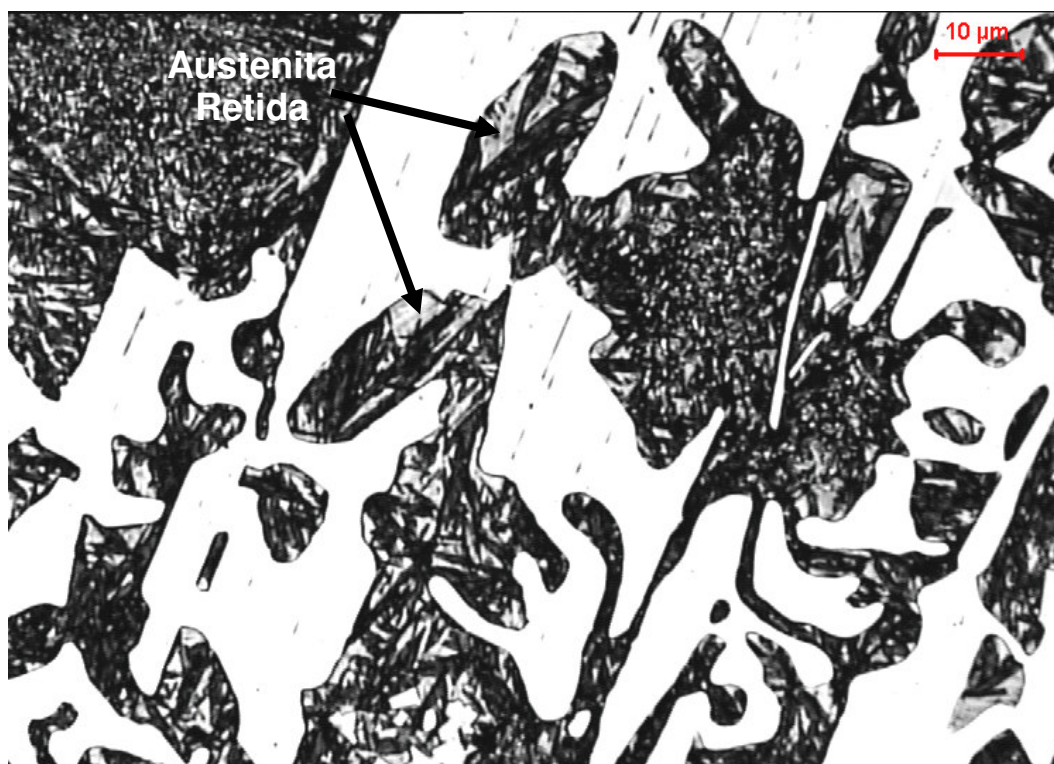
### 4.1.2 Austenita retida

Na Tabela 2, mostram-se os resultados da análise de raios X. Fe- $\alpha$  representa a quantidade das duas fases martensita e ferrita, devido a o fato de que os picos destas fases não serem distinguíveis na análise de raios X. Poucas diferenças foram encontradas no teor de austenita retida (AR) nas amostras, revenidas a 300°C e temperadas. Esse resultado é consistente com as pequenas variações microestruturais obtidas. O revenido a 400°C produz uma diminuição no teor de austenita retida, apesar das pequenas variações microestruturais. As amostras revenidas a 500°C e 600°C apresentaram uma grande redução do teor de austenita retida. Esses resultados confirmam a decomposição microestrutural observada na Figura 42. A diminuição do teor de austenita retida e o aumento no teor de Fe- $\alpha$  decorrem da decomposição da austenita e do revenido da martensita, formando ferrita e carbonetos finos. Um pequeno aumento de austenita retida foi observado na amostra revenida a 600°C, e atribuído à variações experimentais e a heterogeneidades do material.

Tabela 2. Teor de austenita retida e martensita

Fase (% massa)	Temperado	Revenido a 300°C	Revenido a 400°C	Revenido a 500°C	Revenido a 600°C
Fe- $\gamma$ (Austenita)	27,5 $\pm$ 2,9	26,9 $\pm$ 4,7	13,5 $\pm$ 0,3	0,5 $\pm$ 0,2	3,4 $\pm$ 1,3
Fe- $\alpha$	57,7 $\pm$ 2,6	59,7 $\pm$ 10,2	77,2 $\pm$ 6,2	82,8 $\pm$ 0,4	81,9 $\pm$ 1,3

Na Figura 43, mostra-se a microestrutura da amostra temperada (27,5 % AR) e revenida a 600°C (3,4 % AR), atacada com Vilela durante 25 segundos. A martensita aparece nas regiões em cor preta e a austenita retida dentro dos grãos de martensita aparece em cor branca e cinzenta. A austenita retida está concentrada perto dos carbonetos eutéticos.



(a)



(b)

Figura 43. Micrografia do FFM com: (a) 27,5 % AR e (b) 3,4 % AR

### 4.1.3 Macro e microdureza antes do desgaste

Os valores de macro e microdurezas são mostrados na Tabela 3. Foram usadas cargas de 20 Kgf e 100 gf, respectivamente. O ferro fundido temperado apresentou maior macrodureza. As amostras revenidas diminuíram a dureza com o aumento da temperatura de revenido. As amostras revenidas a menores temperaturas (300°C e 400°C) apresentaram poucas diferenças nos valores de macrodureza. Isso é consistente com as pequenas mudanças microestruturais observadas naquelas amostras. As amostras revenidas a 500°C e 600°C apresentaram significantes mudanças microestruturais e os valores mais baixos de macrodureza. Houve uma diminuição da macrodureza e da microdureza com o aumento da temperatura de revenido. Esse comportamento já foi observado em aços (SPEICH; LESLIE, 1972). A microdureza do carboneto  $M_3C$  foi  $1175 \pm 25 HV_{50gf}$ .

Tabela 3. Macro e microdurezas (matriz) Vickers

Durezas	Temperado	Temperatura de revenido			
		300°C	400°C	500°C	600°C
Macro durezas	661±10	649±10	637±9	600±10	523±9
Micro durezas	553±12	529±10	513±14	500±9	402±9

### 4.1.4 Ensaios de desgaste abrasivo

Ensaios abrasivos a dois corpos foram realizados no equipamento pino contra lixa, usando uma carga de 4,6 N, uma distância percorrida de 169,45 m e alumina # 320. Os ensaios abrasivos a três corpos foram realizados no equipamento roda de borracha, usando uma carga de 130 N, uma distância percorrida de 4309 m e areia de quartzo com tamanho de grão entre 150 e 300  $\mu m$  foi usada como abrasivo. Os dois tipos de ensaios foram comparados e relacionados com coeficiente de desgaste, com a dureza antes e após os ensaios, com o teor de austenita retida, com a temperatura de revenido e com os mecanismos de desgaste.

#### 4.1.5 Comparação entre os ensaios de desgaste abrasivo a dois e três corpos

Na Figura 44 (a), mostra-se (ensaio pino contra lixa) a relação entre a temperatura de revenido, a austenita retida e o coeficiente de desgaste dimensional ( $k$ ), calculado com a equação (5) (ARCHARD, 1953). Na equação,  $Q$  é volume de desgaste ( $V$ ) por distância percorrida ( $D$ ) e  $W$  é a carga normal. A expressão é mais conhecida como a equação de desgaste de Archard e representa o volume de material removido por desgaste por unidade de distância percorrida, por carga normal. A medição de desgaste, usando  $k$ , é muito útil para comparação de taxas de desgaste em diferentes classes de materiais (HUTCHINGS, 1992).

$$k = \frac{Q}{W} = \frac{V}{DW} \quad (\text{Equação 5})$$

Embora pouca diferença no teor de austenita retida tenha sido encontrada, as amostras revenidas a 300 °C apresentaram menor resistência ao desgaste do que as amostras temperadas. Nas amostras revenidas a 400 °C e 500 °C, a resistência ao desgaste diminuiu com a diminuição do teor de austenita retida. As amostras revenidas a 600 °C apresentaram um pequeno aumento no teor de austenita retida, mas, a resistência ao desgaste diminuiu. As amostras revenidas a 600 °C, no entanto, apresentaram menor dureza do que as amostras temperadas a 500 °C. Na Figura 44 (b), mostra-se a relação entre a temperatura de revenido, a austenita retida e o coeficiente de desgaste dimensional ( $k$ ) para o ensaio roda de borracha. As amostras temperadas e revenidas a 300 °C apresentaram maior resistência ao desgaste do que as amostras revenidas a 500 °C e 600 °C. A maior resistência ao desgaste encontrado nas amostras temperadas e revenidas a 300 °C, as quais apresentam o maior teor de austenita retida, pode ser relacionada com o encruamento que apresentam durante o ensaio de desgaste. O encruamento tem sido previamente mostrado em materiais como ferros fundidos brancos (ZUM GAHR, 1980), ferros fundidos nodulares austemperados (ADI) (SPEER, 2005; DABER; RAO, 2008) e em aços (YANG *et al.*, 1985; XIAOJUN *et al.*, 2003).

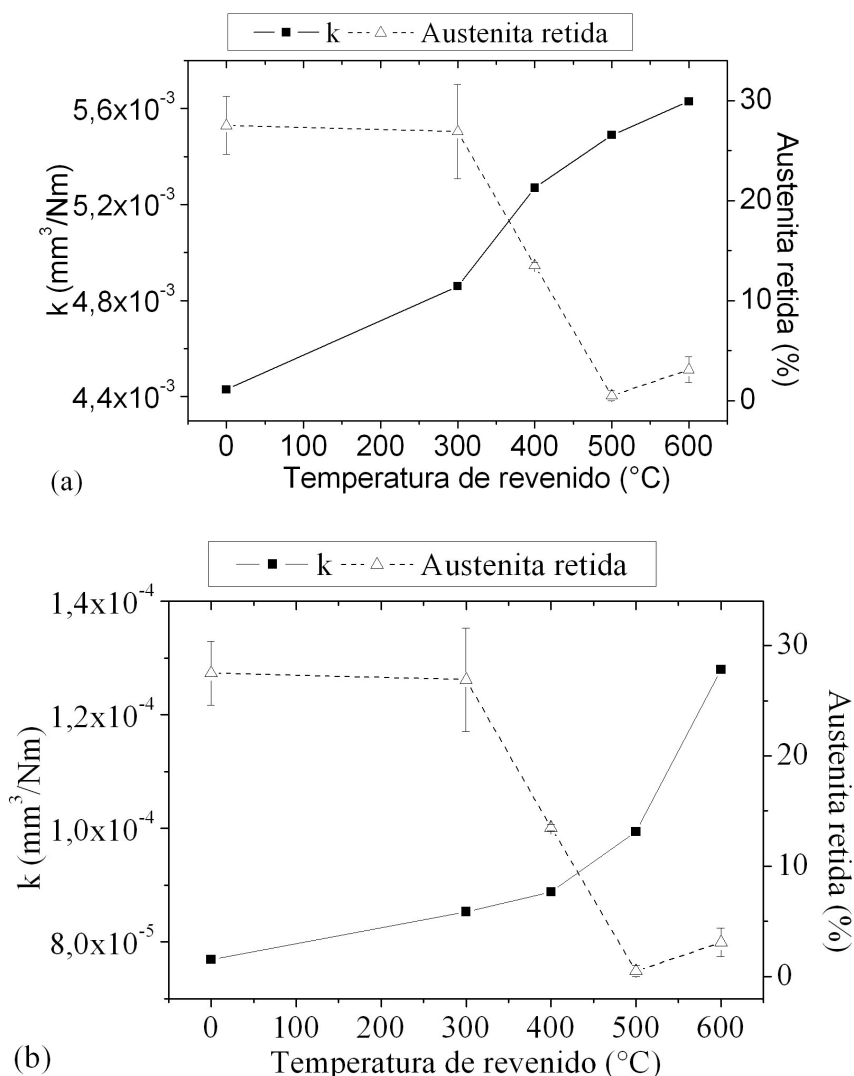


Figura 44. Relação entre a temperatura de revenido, austenita retida e  $k$  para ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha

Os dois tipos de ensaios mostraram que o aumento no coeficiente de desgaste decorreu do aumento na temperatura de revenido que, por sua vez, resultou na diminuição do teor de austenita retida. Em geral, os resultados mostram que as amostras com alto teor de austenita retida apresentam o maior encruamento da matriz e a maior resistência ao desgaste (Figura 45). É importante ter presente que as amostras com alto teor de austenita retida apresentaram maior dureza após o revenido que as revenidas a 600°C. O resultado é consistente com trabalhos anteriores que mostram que a austenita retida é favorável na resistência ao desgaste devido a sua capacidade de endurecer com a deformação (ZUM GAHR, 1987; HUTCHINGS, 1992; KUMARI; RAO, 2009).

Existe melhor coeficiente de correlação entre a austenita retida e o coeficiente de desgaste no ensaio de pino contra lixa do que nos ensaios de roda de borracha. Isso pode ser devido ao fato de, nos ensaios roda de borracha, os carbonetos  $M_3C$  (1175 HV) poderem evitar a penetração da sílica (quartzo) (750 - 1200 HV) (HUTCHINGS, 1992) na superfície de desgaste. No entanto, a cementita não consegue proteger a matriz contra a ação abrasiva da alumina (1800 - 2000 HV) (HUTCHINGS, 1992). Por conseguinte, a resposta ao desgaste no equipamento pino contra lixa depende mais da matriz e suas propriedades de encruamento do que no ensaio roda de borracha.

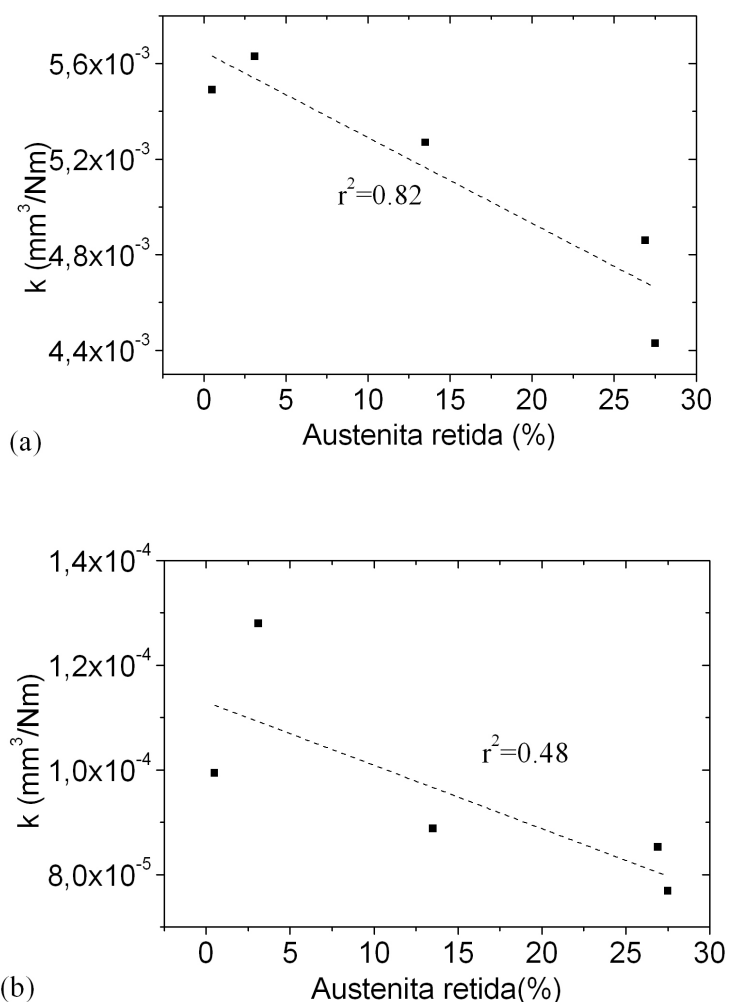


Figura 45 Relação entre o coeficiente de desgaste e o teor de austenita retida para os ensaios (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha

Na Figura 46 e Figura 47, mostra-se a relação entre a temperatura de revenido, a macrodureza e  $k$  para os ensaios pino contra lixa e roda de borracha. Nos gráficos mostra-se que, quando a macrodureza diminui, a perda de massa aumenta para os dois ensaios. Esse fenômeno já foi reportado na literatura (KRUSCHOV, 1957; LARSEN-BADSE; MATHEW, 1969; ZUM GAHR, 1987).

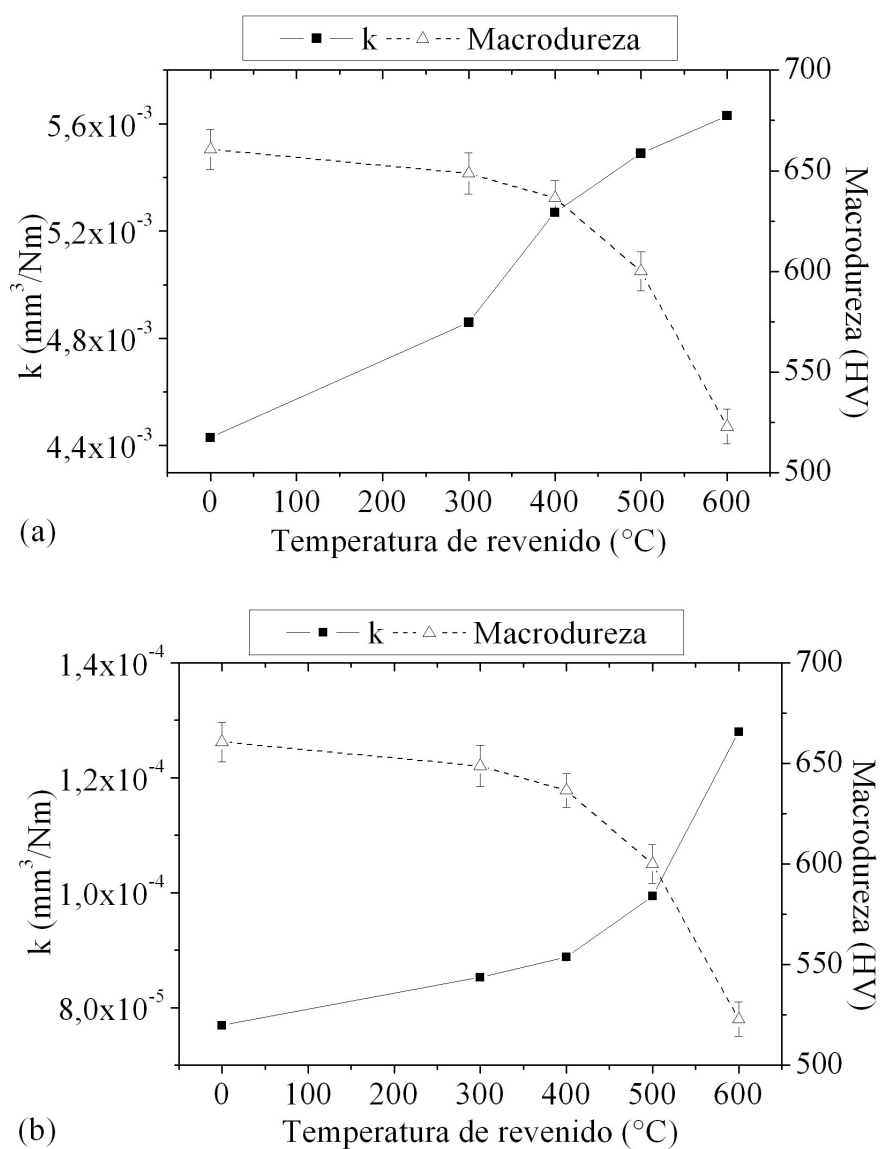


Figura 46. Relação entre a temperatura de revenido, a macrodureza e a perda de massa para os ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha

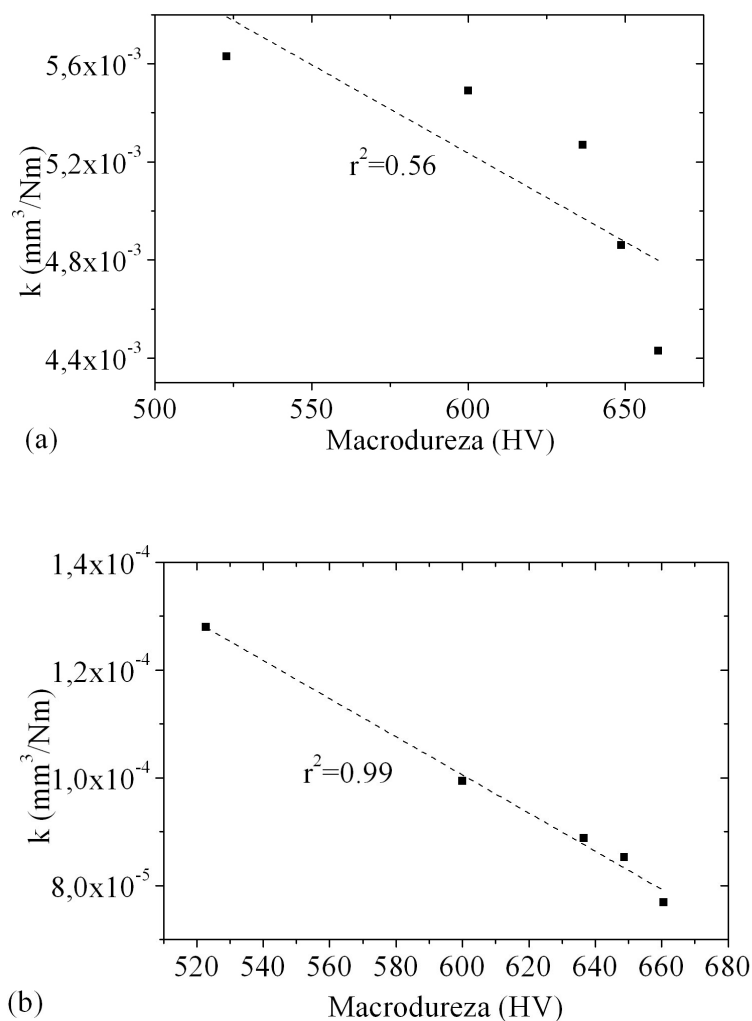


Figura 47. Relação entre  $k$  e a macrodureza para os ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha

#### 4.1.6 Microdureza depois do desgaste

Os valores de microdureza da matriz após o desgaste, são mostrados na Tabela 4. Para obter os valores de dureza após o desgaste cada superfície de desgaste foi levemente polida com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  durante 30 segundos, para obter uma superfície plana, sem remover totalmente a camada encruada pelo desgaste abrasivo e, assim, medir a microdureza. Os valores de microdureza da matriz aumentaram após o desgaste em todos os casos. Os resultados de microdureza da matriz na superfície desgastada podem ser usados para estimar o grau de deformação plástica. As amostras temperadas e as revenidas a 300 °C apresentaram o maior encruamento da matriz, devido a maior quantidade de deformação plástica,



que é consistente com os teores de austenita retida. As amostras temperadas a 500°C e 600°C apresentaram o menor encruamento da matriz devido à microestrutura ferrítica. Uma descrição mais detalhada da variação de  $k$  com a microdureza da matriz antes e após dos ensaios de desgaste são mostradas na Figura 48.

Tabela 4. Microdureza Vickers da matriz (100 gf) após dos ensaios de desgaste

Microdureza da matriz	Temperado	Temperatura de revenido			
		300°C	400°C	500°C	600°C
Após o desgaste (pino contra lixa)	832±10	732±15	667±8	590±14	469±9
Encruamento da matriz (%)	33,5	27,8	23,0	15,2	14,3
Após o desgaste (roda de borracha)	648±10	635±13	628±11	548±9	456±8
Encruamento da matriz (%)	14,6	16,8	18,3	8,8	11,7

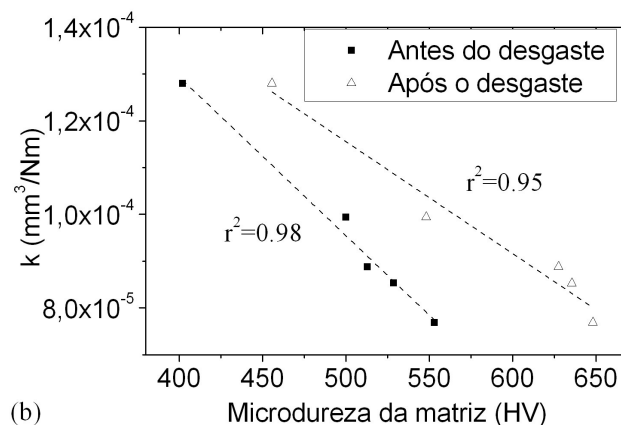
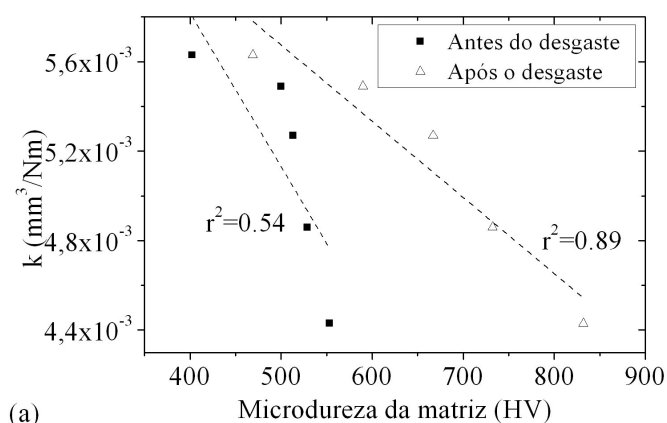


Figura 48. Relação entre  $k$  e a dureza da matriz antes a após o desgaste para os ensaios: (a) pino contra lixa e (b) roda de borracha

Os valores de macrodureza e de microdureza da matriz (antes do desgaste) não apresentam um coeficiente de correlação significativo com  $k$  para as amostras desgastadas no equipamento pino contra lixa. Uma melhor correlação foi encontrada entre  $k$  e a dureza da matriz após o desgaste, como foi mostrado por Al-Rubaie (2000) para ferros fundidos com alto cromo e carbonetos do tipo  $M_7C_3$ . Para ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos, o teor de austenita retida e a dureza da matriz após o desgaste apresentaram uma boa correlação com  $k$ . Isso indica que o endurecimento da austenita tem um papel importante na diminuição do desgaste abrasivo no equipamento pino contra lixa.

Nos ensaios de desgaste abrasivo a três corpos, tanto a macrodureza como a microdureza da matriz antes do desgaste apresentaram um coeficiente de correlação significativo com  $k$ , como é mostrado na Figura 47 (b) e na Figura 48 (b). A mesma tendência foi observada quando a microdureza da matriz após o desgaste foi considerada. Esses resultados junto com uma pobre correlação com os resultados de coeficiente de desgaste e o teor de austenita retida corroboram a hipótese de que o carboneto  $M_3C$  pode ter efeito de proteção da matriz no ensaio de roda de borracha.

Para estudar o efeito da relação dureza do material ( $H$ ) e dureza do abrasivo ( $H_A$ ) nos dois ensaios, o gráfico de coeficiente de desgaste adimensional ( $K$ ) contra  $H/H_A$  é mostrado na Figura 49. O coeficiente de desgaste adimensional (equação 6) é muito importante devido ao fato de proporcionar os meios para comparar a severidade do processo de desgaste em diferentes sistemas (HUTCHINGS, 1992).

$$K = \frac{QH}{W} = \frac{VH}{DW} \quad (\text{Equação 6})$$

Na Figura 49, mostra-se a existência de dois grupos de resultados. Altas e baixas taxas de desgaste que correspondem com os abrasivos, alumina e sílica, respectivamente. Nos dois grupos de desgaste, o efeito da macrodureza foi baixo em comparação com o efeito da dureza do abrasivo. É importante enfatizar que os resultados mostrados na Figura 49 vêm de dois sistemas tribológicos muito diferentes e cada grupo de resultado não se pode correlacionar com o outro.

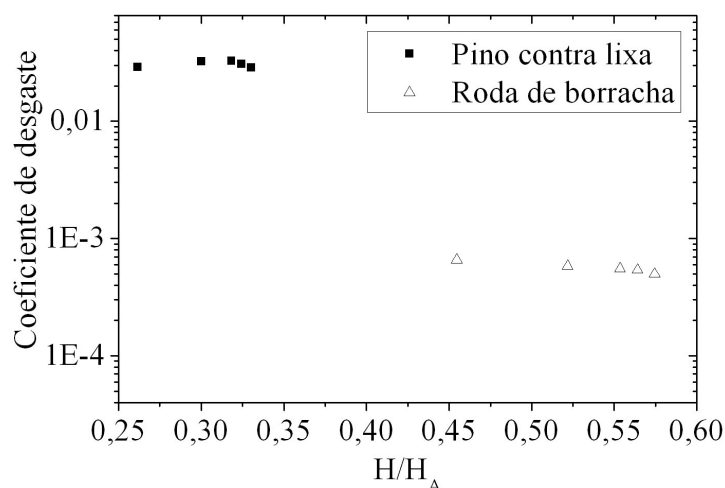
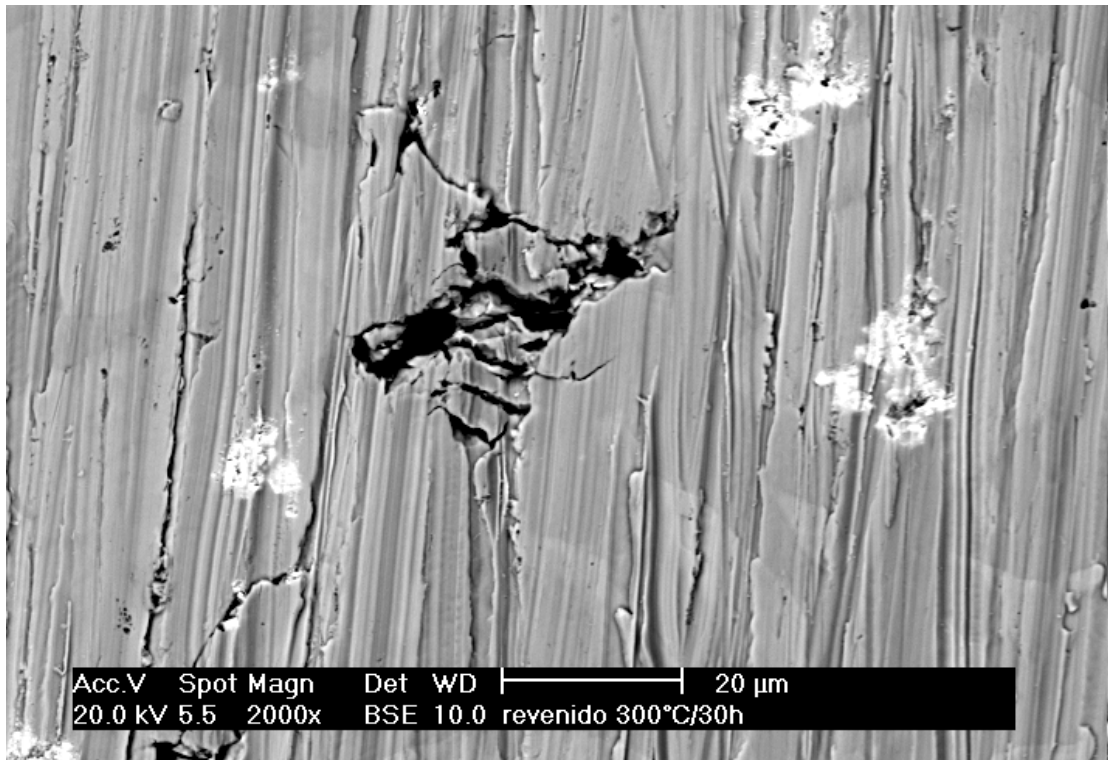


Figura 49. Relação entre o coeficiente de desgaste (K) e a razão entre a macrodureza e a dureza do abrasivo (CORONADO *et al.*, 2009b)

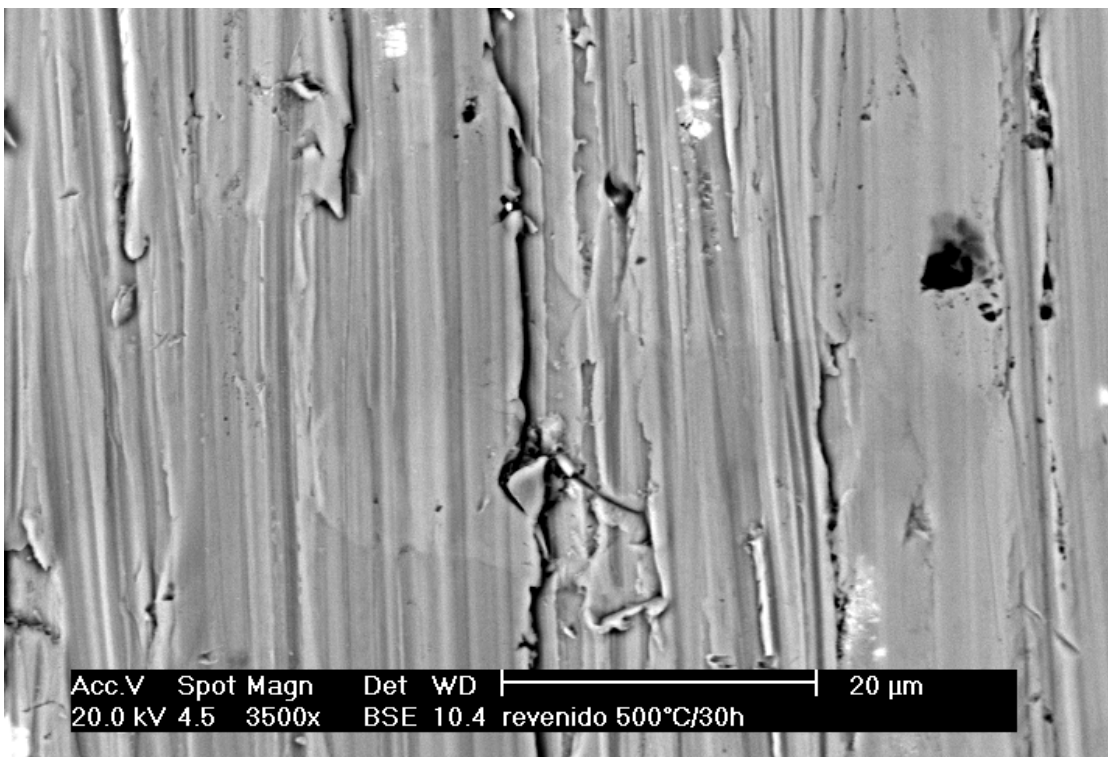
#### 4.1.7 Mecanismos de desgaste

Todas as amostras que ficaram na região de alto coeficiente de desgaste da Figura 49 apresentaram microcorte como mecanismo prevalente de desgaste abrasivo, como é mostrado na Figura 50 (a) e (b). O mesmo mecanismo atuou nas duas amostras: revenida a 300 °C com 27,5 % de austenita retida (com alta dureza) e revenida a 500 °C com quase zero teor de austenita retida (com baixa dureza). A Figura 51 (a) e (b) mostra os carbonetos de nióbio e grafita, respectivamente. Como consequência da sua alta dureza, os carbonetos de nióbio ajudam a prevenir o mecanismo de microcorte produzido pelos abrasivos. Não foi encontrada evidência de microtrincas ao redor dos carbonetos de nióbio. Porém, foram encontradas microtrincas ao redor das partículas de grafita. As partículas de grafita são removidas facilmente pelos abrasivos de alumina como consequência de sua baixa dureza e pouca resistência à abrasão. Em geral, o mecanismo de microcorte predomina devido à alta dureza da alumina em comparação a dos carbonetos  $M_3C$ , os quais são cortados sem apresentar resistência à penetração e ao corte.

Todas as amostras que ficaram na região de baixo coeficiente de desgaste da Figura 49 apresentaram remoção de material associado com rolamento dos abrasivos soltos, produzindo microimpressões. Esse mecanismo é reportado na literatura como indentação (COSTA *et al.*, 1997; DUBE; HUTCHINGS, 1999).

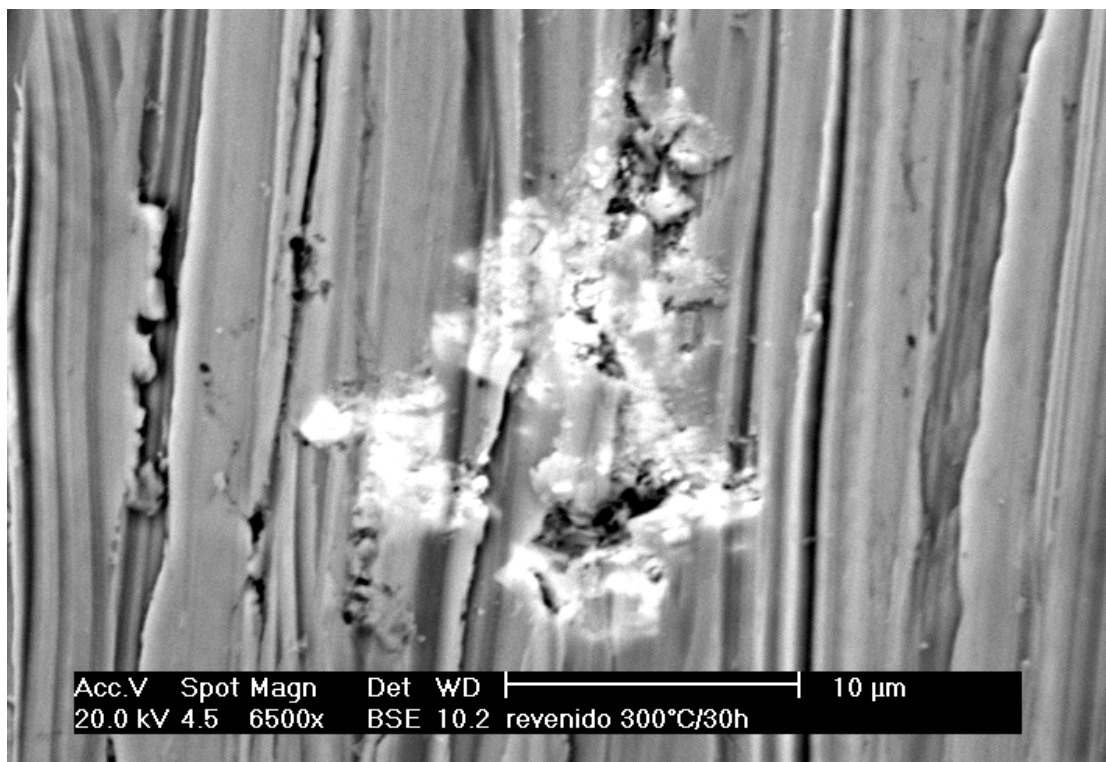


(a)

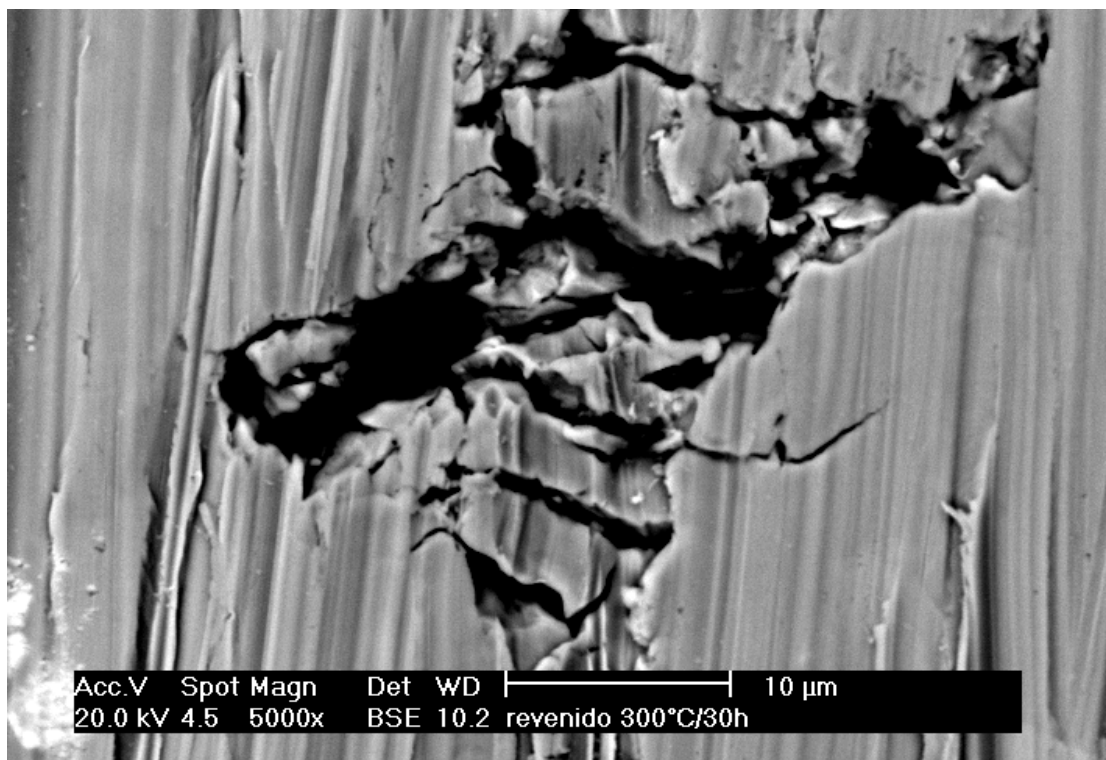


(b)

Figura 50. MEV da superfície desgastada dos pinos revenidos a: (a) 300°C e (b) 500°C

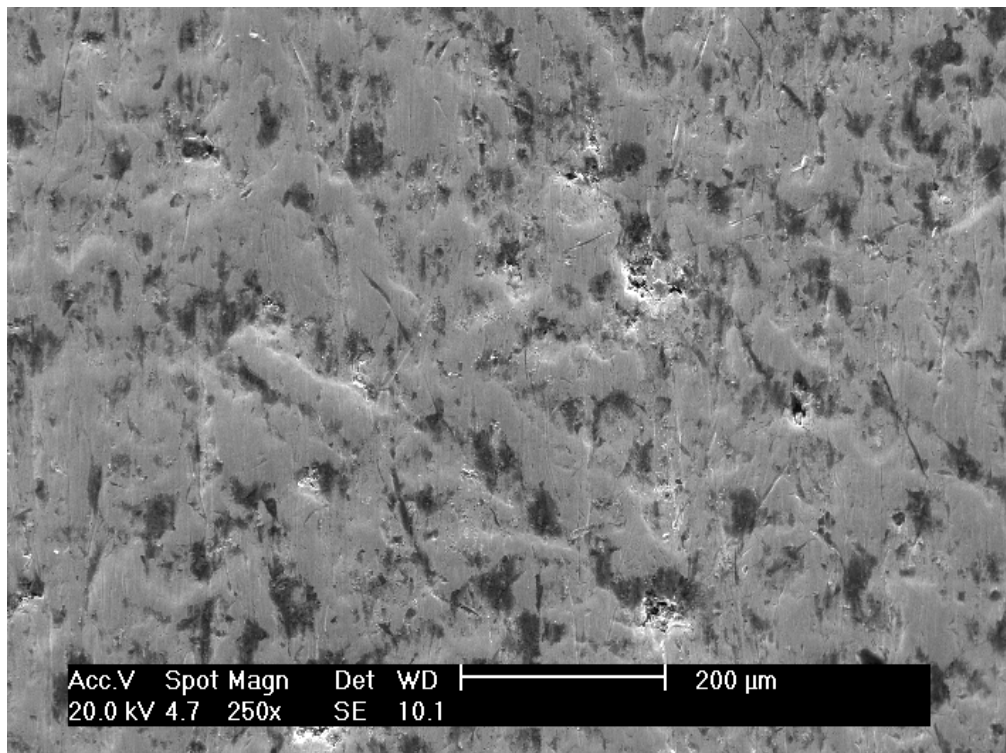


(a)

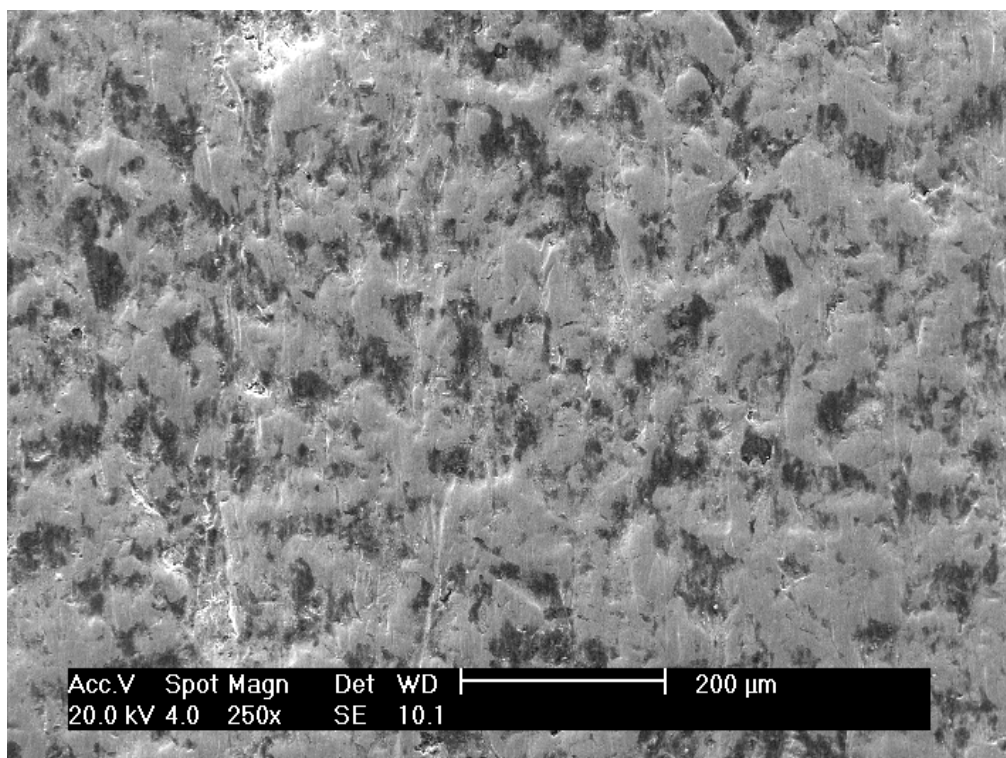


(b)

Figura 51. MEV da superfície desgastada do pino apresentado (a) carboneto de nióbio e (b) grafita

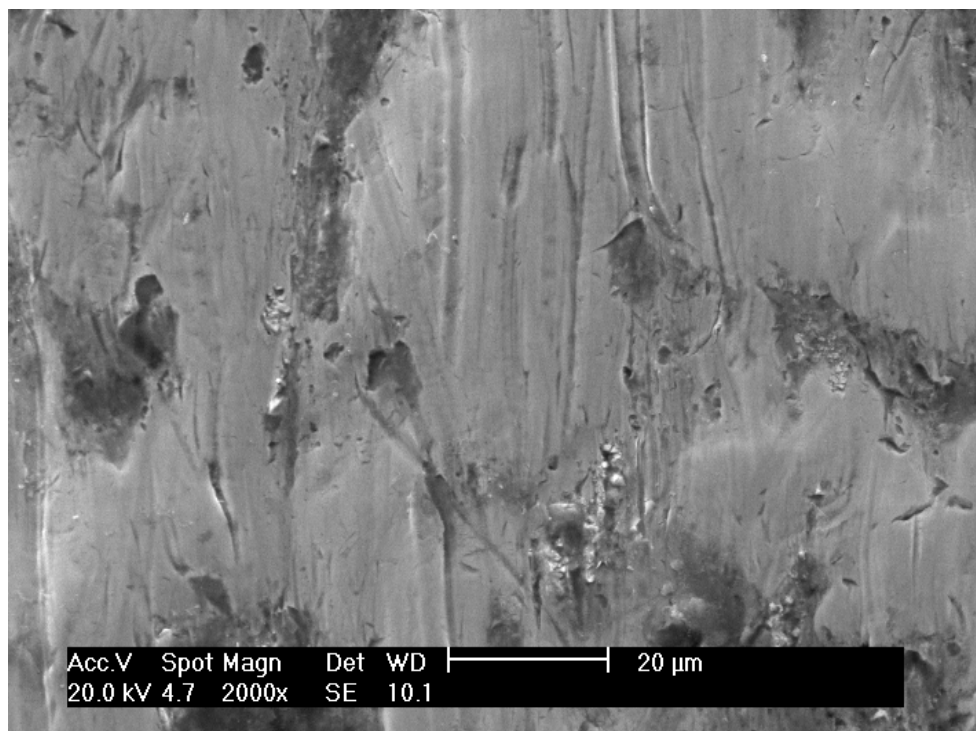


(a)

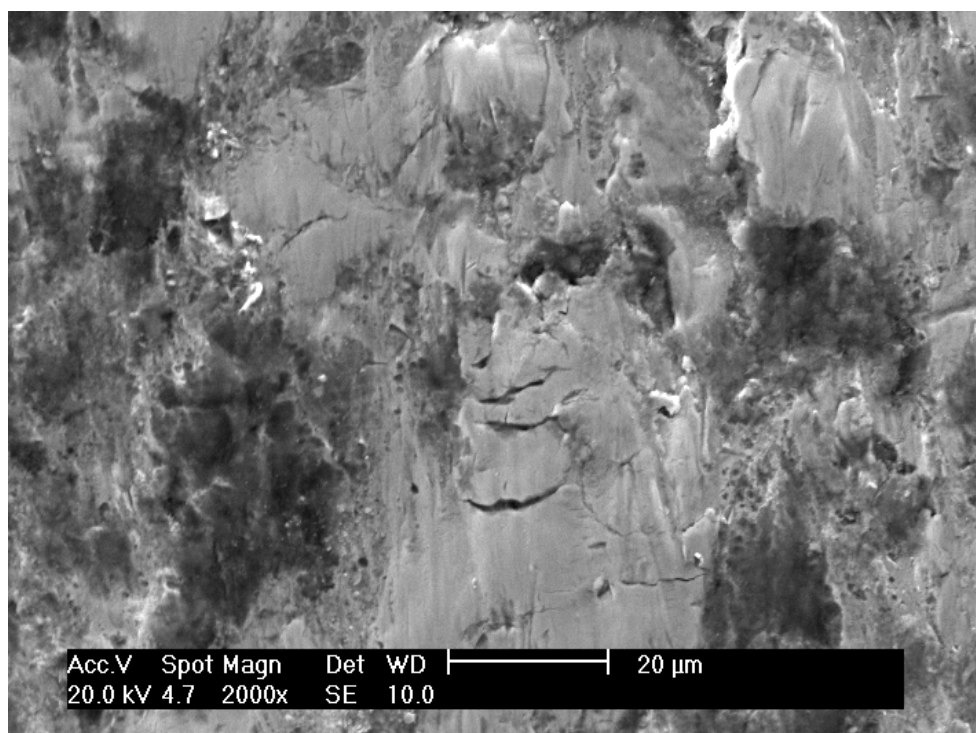


(b)

Figura 52. MEV da superfície desgastadas das amostras (a) temperada e (b) revenida a 600 °C usando o equipamento roda de borracha



(a)



(b)

Figura 53. MEV a 2000X das superfícies desgastadas das amostras (a) temperada e (b) revenida a 600°C, usando o equipamento roda de borracha:

Na Figura 52 e na Figura 53, mostra-se que há regiões maiores e mais profundas nas amostras revenidas a 600°C do que nas amostras temperadas, como consequência da baixa dureza da matriz das amostras revenidas a 600°C. Na amostra temperada, como resultado da progressiva remoção de material, alguns carbonetos apresentaram microtrincas devido ao fato da matriz não poder suportar os carbonetos (Figura 53 (b)).

#### **4.1.8 Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa**

Foi estudado o efeito do tamanho do abrasivo no teor de austenita retida. Foram realizados ensaios no equipamento pino contra lixa com carga de 4,6 N, distância percorrida de 33,89 m e abrasivos de alumina com 16 µm (# 600), 23,6 µm (# 400), 36 µm (# 320), 66 µm (# 220), 141 µm (# 100) e 192 µm (# 80). Foram realizados pelo menos quatro repetições e as barras de erro foram determinadas como intervalos de confiança de 95 %. Foi usado MEV como ferramenta para a medição da largura dos sulcos e para relacioná-los com os mecanismos de desgaste. Foram realizadas pelo menos dez medições de largura sobre cada superfície desgastada e as barras de erro foram determinadas com intervalos de confiança de 95 %.

Na Figura 54, mostra-se a variação da perda de massa com o tamanho do abrasivo para as amostras com valores de austenita retida de: 27,5 %, 6,8 % e 3,4 % AR. A amostra com 6,8 % de AR corresponde às amostras revenidas a 430°C. Para abrasivos pequenos, a perda de massa aumenta com o aumento do tamanho do abrasivo. Entretanto, para abrasivos grandes a perda de massa aumenta com uma taxa menor.

As amostras com menores teores de austenita retida apresentam maiores desgastes do que as com maiores teores da mesma fase. Na medida em que se eleva o tamanho de grão do abrasivo, verifica-se que a diferença de perda de massa com o teor de austenita retida aumenta. Para os maiores tamanhos de abrasivos, fica evidente que um aumento do teor de austenita retida de 3,4 para 6,8 % teve maior efeito na redução do desgaste do que a elevação de 6,8 para 27,5 % de austenita retida.



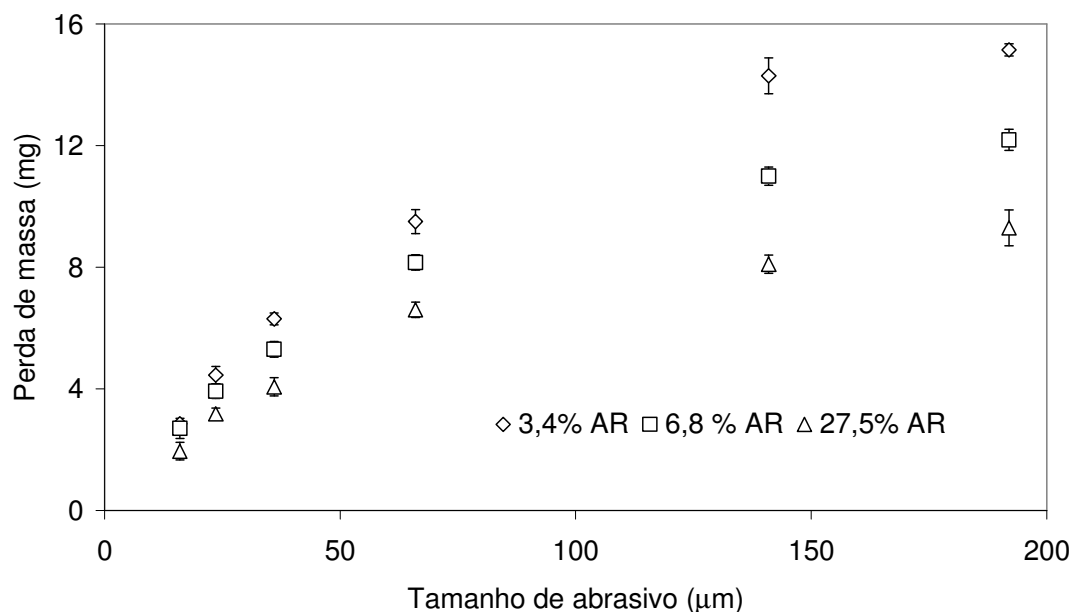
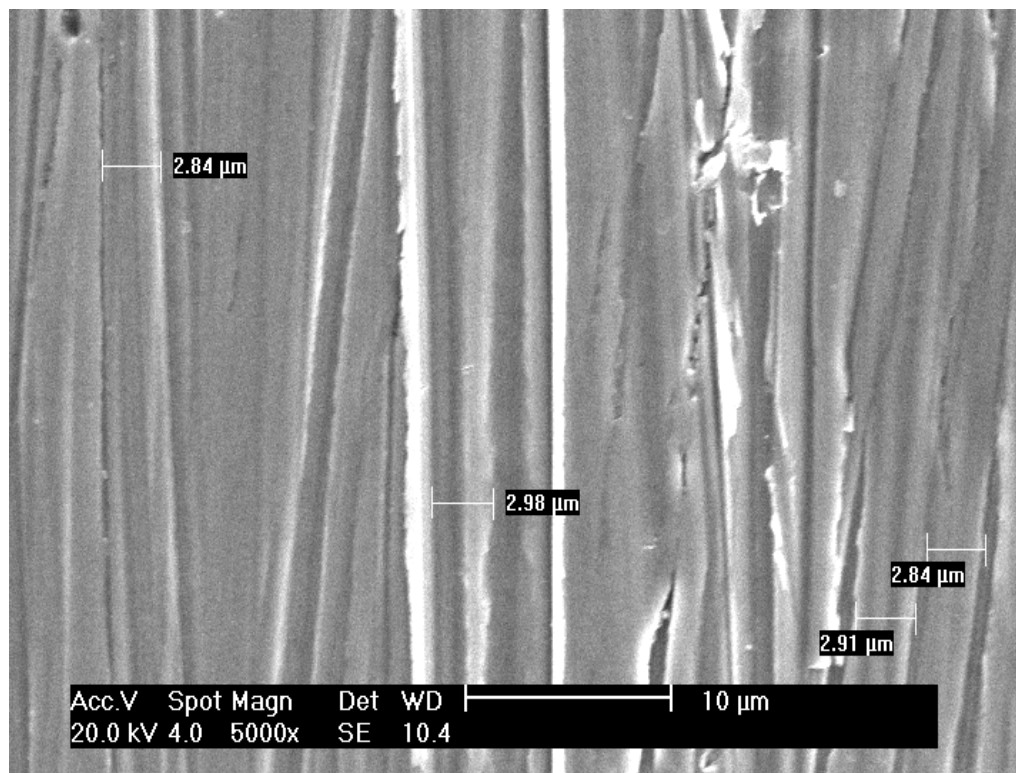
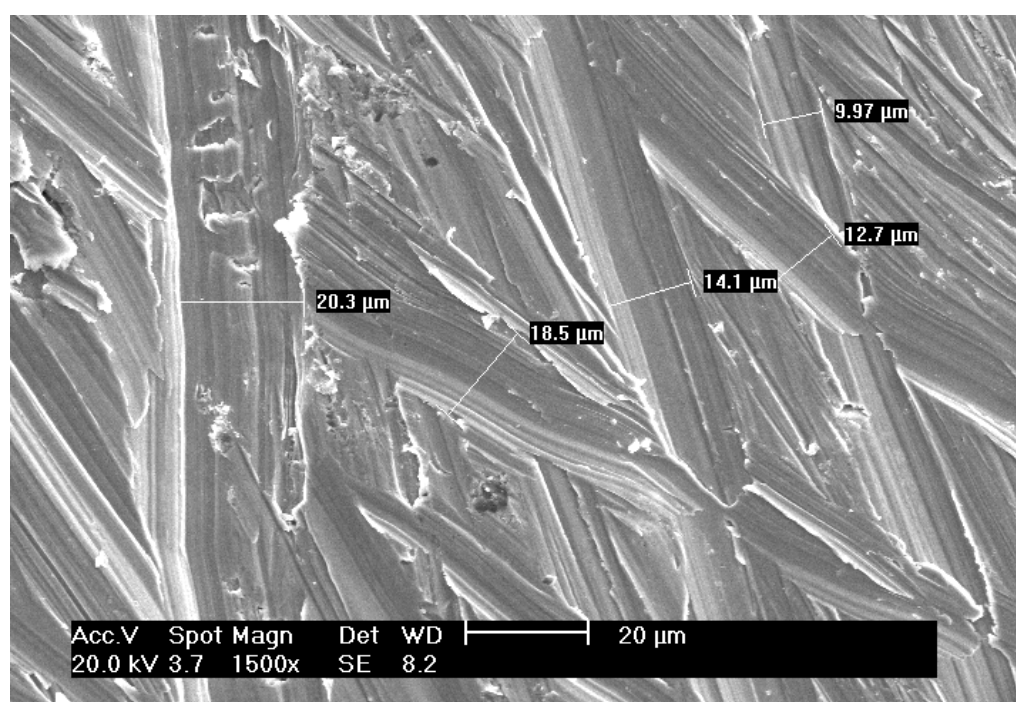


Figura 54. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo (CORONADO, SINATORA, 2009c)

A presença de grandes quantidades de austenita proporciona alta resistência combinada com tenacidade e ductilidade devida à alta capacidade de encruamento da austenita (SPEER *et al.* 2005; DABER; RAO, 2008). Portanto, maior teor de austenita retida é favorável particularmente com tamanhos grandes de abrasivos, porque a superfície desgastada pode apresentar mais deformação plástica (microsulcamento) do que remoção de material (microcorte) neste tipo de ensaio. Em conformidade com trabalhos anteriores (ZUM GAHR, 1987; HUTCHINGS, 1992), a austenita retida na martensita é favorável para a resistência à abrasão porque a austenita encrua durante a abrasão. Na Figura 55, mostra-se a superfície desgastada do ferro fundido com 27,5 % AR. As superfícies foram desgastadas por abrasivos de 23,6 µm e apresentaram uma largura média dos riscos de  $2,9 \pm 0,6$  µm. O mecanismo prevalente de desgaste foi microcorte. Para o abrasivo de 192 µm, a largura dos riscos foi de  $14,7 \pm 1,7$  µm e o mecanismo prevalente de desgaste foi microsulcamento, mas também apresentou-se microcorte. É importante esclarecer que os mecanismos de microcorte e microsulcamento apresentam-se simultaneamente para os diferentes tamanhos de abrasivos, porém, para abrasivos pequenos o mecanismo prevalente foi microcorte e para abrasivos grandes o mecanismo prevalente foi microsulcamento.



(a)



(b)

Figura 55. MEV das superfícies de desgaste do FFM com 27,5 % AR com tamanho de abrasivo: (a) 23,6  $\mu\text{m}$  (predominância de microcorte) e (b) 192  $\mu\text{m}$  (predominância de microsulcamento).

Com tamanho de abrasivo pequeno, o mecanismo prevalente de desgaste foi o mesmo para todas as amostras (microcorte), independente do teor de austenita retida. Considerou-se que a austenita não apresentou severa deformação plástica para abrasivos pequenos. Não obstante, o ferro fundido pode ser cortado pelas pontas do abrasivo. Para abrasivos maiores, o mecanismo prevalente de desgaste foi microsulcamento, devido a maior deformação plástica da matriz. Uma explicação para esse fenômeno é que o aumento em tamanho de abrasivo aumenta a largura e a profundidade de penetração do risco, mudando o mecanismo de desgaste abrasivo. Num trabalho anterior, foi reportado que a profundidade de dano é proporcional ao tamanho médio do abrasivo (SAMUELS, 1971). Para tamanho de abrasivos maiores o ferro fundido com baixo teor de austenita retida apresentou riscos mais largos e maior perda de massa. Por conseguinte, as amostras com alto teor de austenita retida (ensaiadas com abrasivos grandes) apresentaram maior deformação plástica. Por outro lado, as amostras com baixo teor de austenita retida apresentaram aumento na perda de massa, devido à maior formação de microcavacos.

Na Figura 56 mostra-se a superfície de desgaste do ferro fundido com 3,4 % AR para o abrasivo de 192  $\mu\text{m}$  com microsulcamento e microcavacos. De acordo com Hokkirigawa e Kato (1988), o grau de penetração do abrasivo e a tensão de cisalhamento na interface de contato são boas indicações do mecanismo de desgaste abrasivo. Os autores consideram que a maior penetração resulta em predominância de microcorte, enquanto que a penetrações menores potencializam a operação do mecanismo de microsulcamento. Na Figura 57, mostra-se uma relação linear entre a largura dos riscos e o tamanho do abrasivo. O aumento do tamanho do abrasivo produz riscos mais largos, aumentando a perda de massa para todas as condições ensaiadas. Contudo, no ferro fundido com menor teor de austenita retida, a inclinação foi maior.

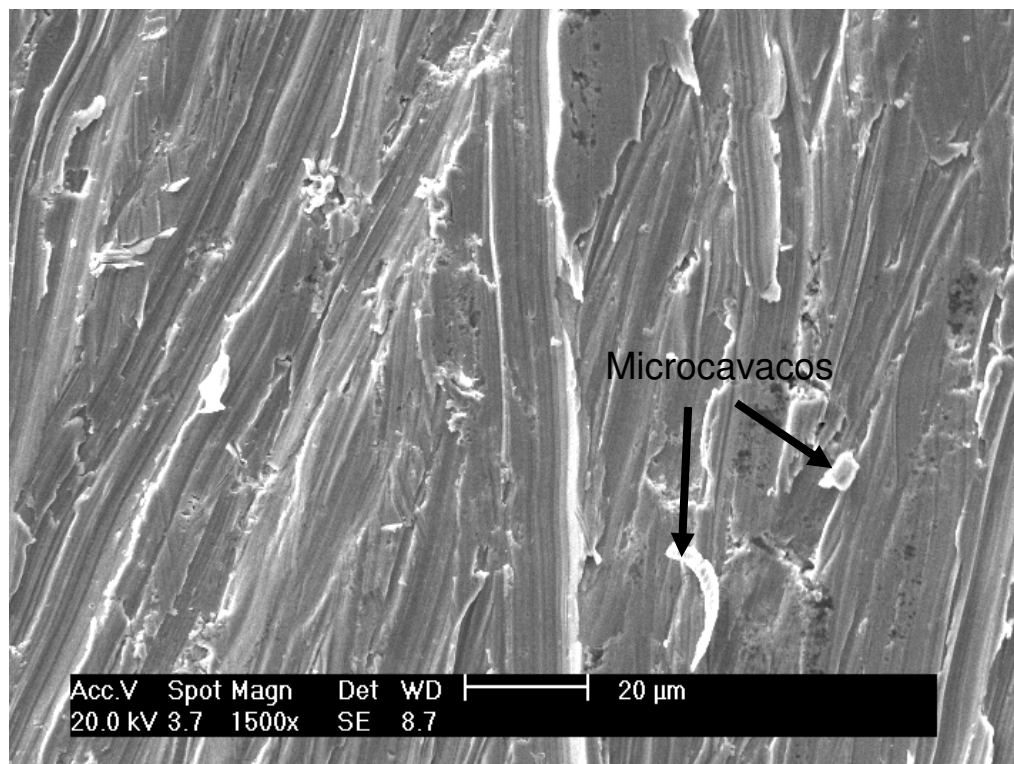


Figura 56. Superfície de desgaste do FFM com 3,4 % AR com tamanho de abrasivo de 192  $\mu\text{m}$

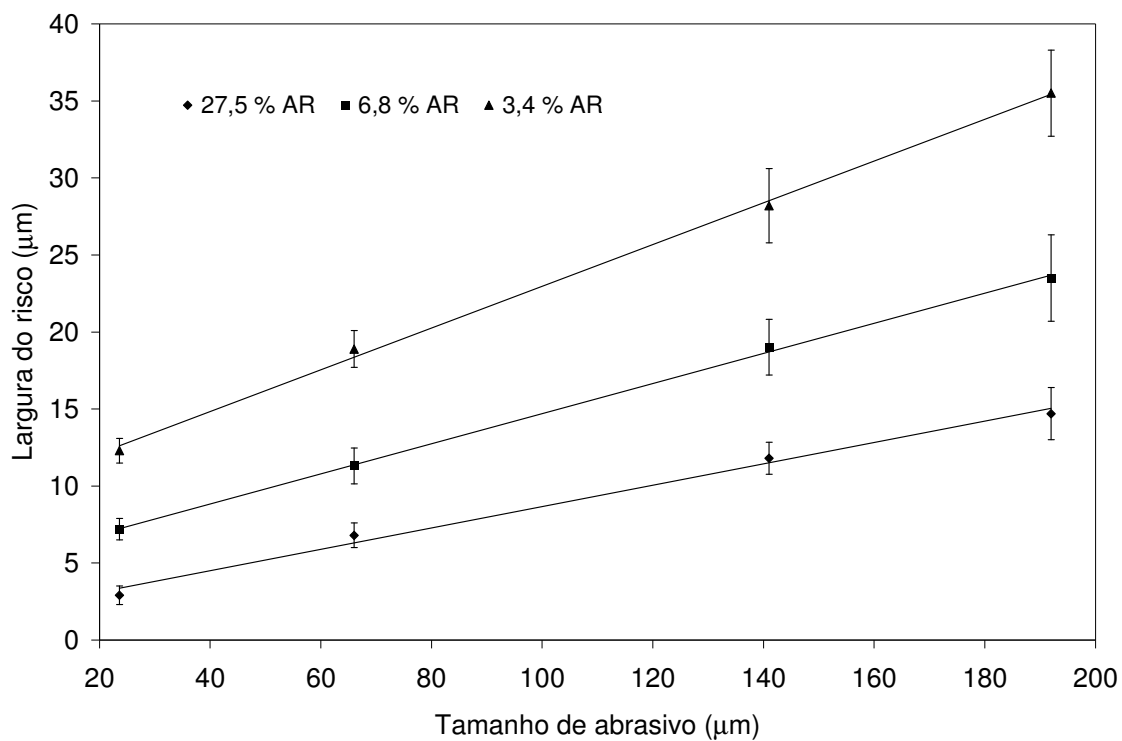


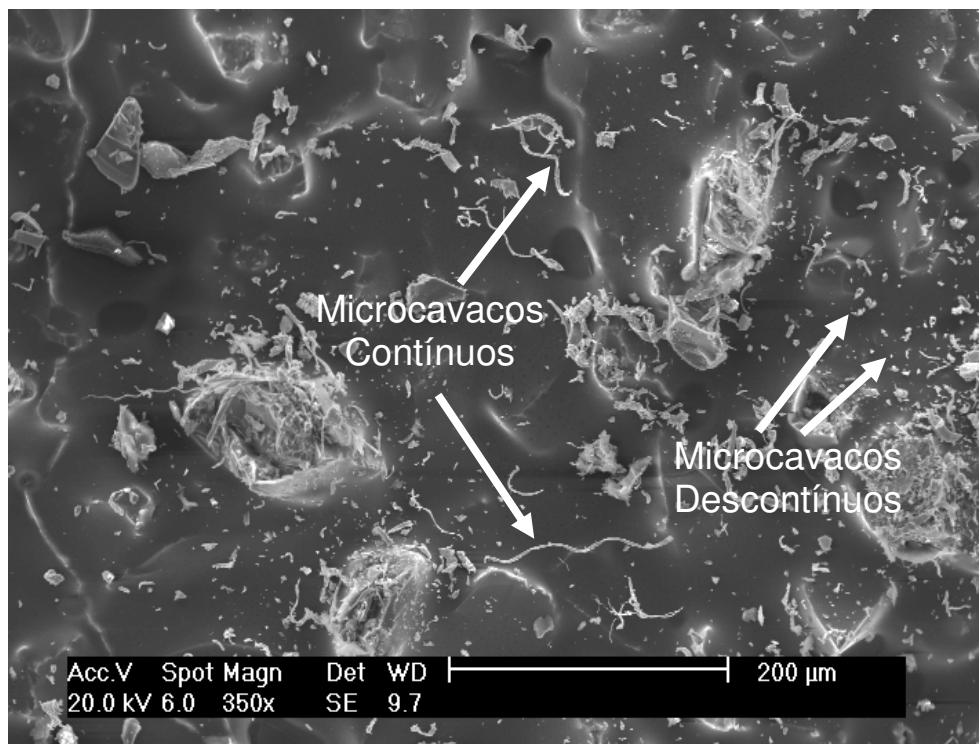
Figura 57. Relação entre a largura dos riscos e o tamanho de abrasivo (CORONADO, SINATORA, 2009c)

Para teores de austenita retida maiores, o aumento do tamanho do abrasivo produz menor largura dos riscos. Por conseguinte, encontrou-se uma relação direta entre o tamanho de abrasivo, a resistência ao desgaste, a largura dos riscos e o mecanismo de desgaste. Maiores abrasivos e maiores larguras de risco foram acompanhadas da predominância do microsulcamento. Esse resultado foi contrário ao relatado por Sin *et al.*, (1979). Para esses autores, entretanto, seus abrasivos pequenos eram mais arredondados ou rombudos.

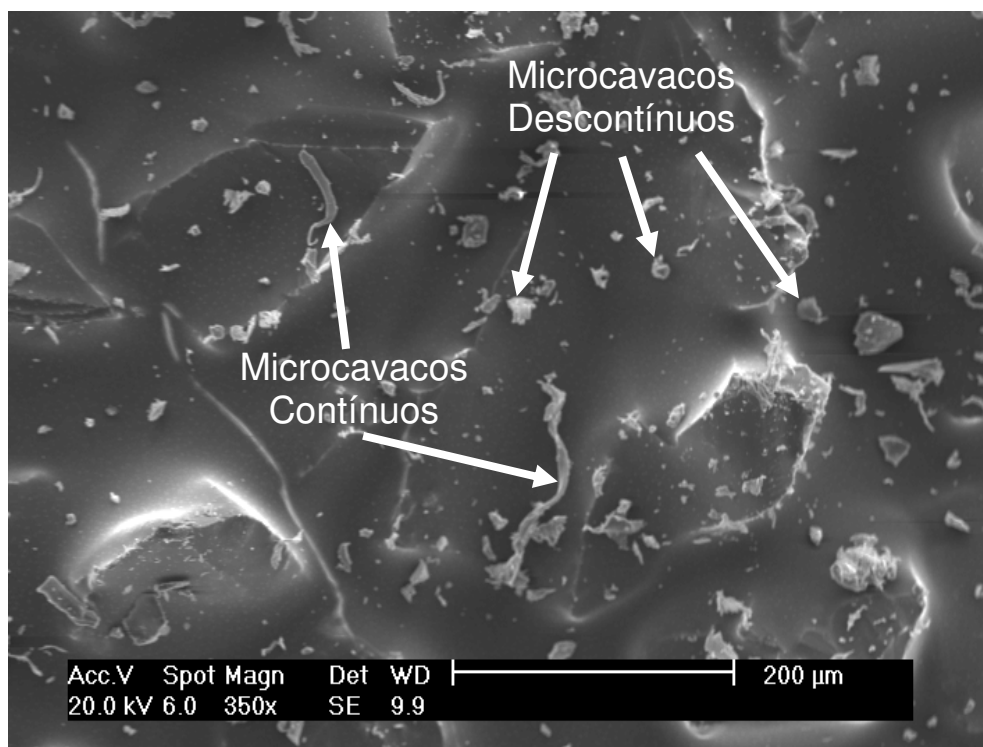
#### **4.1.9 Análise das lixas após o ensaio de desgaste**

Na Figura 58, mostra-se a lixa, usada em ferro fundido com 27,5 % AR após o desgaste. Foram formados microcavacos finos, contínuos e descontínuos na superfície da lixa de tamanho de abrasivo de 66  $\mu\text{m}$ , devido ao alto teor de austenita retida a matriz mais dúctil dentre as estudadas. Nesta pesquisa, foi observada diferença na morfologia das partículas de desgaste (debris) formadas nas lixas. Portanto, as partículas de desgaste foram identificadas como microcavacos contínuos e descontínuos. Para tamanho de abrasivo maior (141  $\mu\text{m}$ ), os microcavacos formados são mais grossos (contínuos e descontínuos), devido ao aumento na largura do risco.

Na Figura 59, mostra-se a lixa que desgastou o ferro fundido com 3,4 % AR. Nela, os microcavacos são descontínuos para os dois tamanhos de abrasivo: 66  $\mu\text{m}$  e 141  $\mu\text{m}$ . Cavacos descontínuos são formados provavelmente porque o baixo teor de austenita retida produz uma matriz mais frágil. Os resultados mostram que existe uma relação entre os tipos de cavacos formados após o desgaste, o tamanho do abrasivo e o teor de austenita retida no ferro fundido.

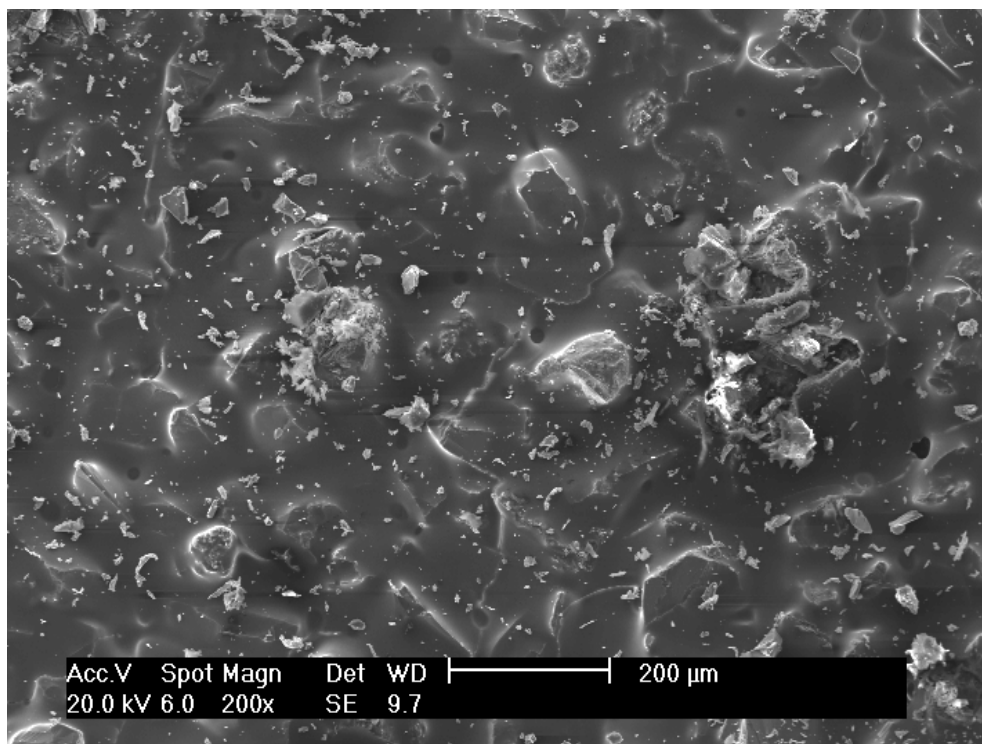


(a)

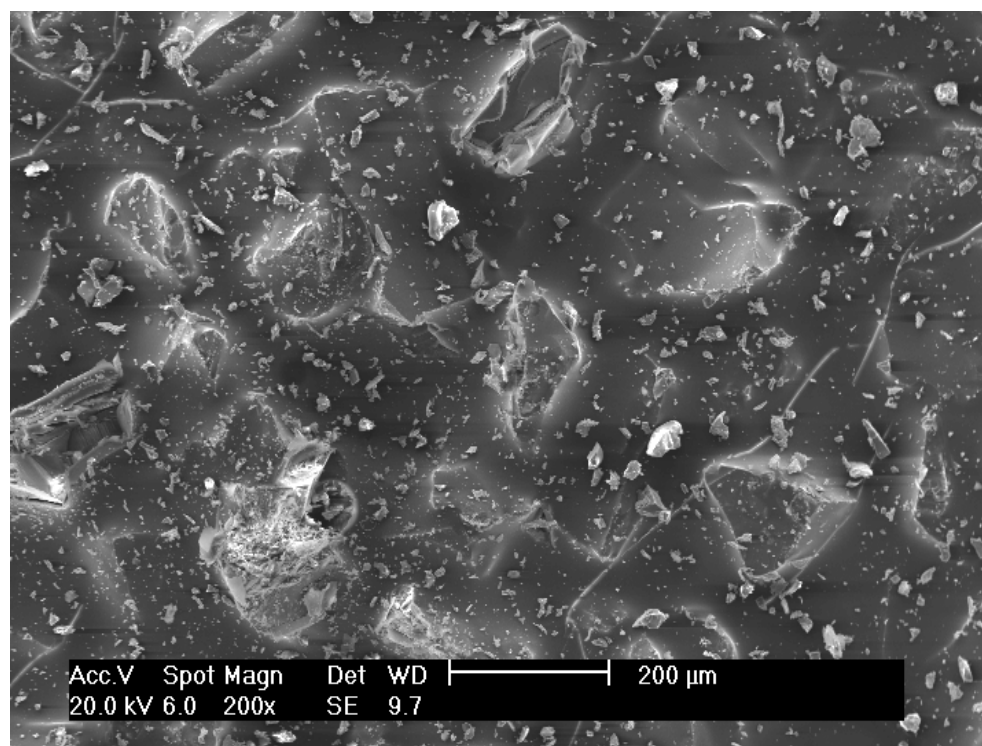


(b)

Figura 58. MEV da lixa após o desgaste do FFM com 27,5 % AR, para tamanho de abrasivo (a) 66 µm e (b) 141 µm



(a)



(b)

Figura 59. MEV da lixa após o desgaste do FFM com 3,4 % AR, para tamanho de abrasivo (a) 66 μm e (b) 141 μm

#### 4.1.10 Resumo da primeira série de experimentos

Na primeira série de experimentos, foi usado ferro fundido mesclado com carbonetos  $M_3C$  (temperado e revenido a temperaturas entre 300 e 600 °C), para comparar os dois tipos de ensaios mais frequentemente usados no desgaste abrasivo: desgaste abrasivo a dois corpos (equipamento pino contra lixa) e desgaste abrasivo a três corpos (equipamento roda de borracha). Os resultados do trabalho com relação ao efeito do tipo do ensaio mostraram que, no desgaste abrasivo a três corpos, o ferro fundido mesclado apresentou microindentações e baixa taxa de desgaste. Devido à relativa baixa dureza do abrasivo (silica), os carbonetos  $M_3C$  foram capazes de oferecer alguma proteção à matriz, resultando em menor encruamento da matriz após o desgaste, e o coeficiente de desgaste apresentou melhor correlação com a macrodureza e a microdureza da matriz (antes e após o desgaste) do que com o teor de austenita retida. No desgaste abrasivo a dois corpos o ferro fundido mesclado apresentou microcorte e alta taxa de desgaste. O coeficiente de desgaste apresentou melhor correlação com o teor de austenita retida do que com a dureza, devido ao encruamento da austenita.

Ensaio preliminares foram realizados para estudar o efeito do tamanho abrasivo com o teor de austenita retida na taxa de desgaste no equipamento pino contra lixa. Para abrasivos pequenos, a taxa de desgaste elevou-se com o aumento do tamanho do abrasivo. Entretanto, para abrasivos grandes, a taxa de desgaste aumenta com inclinação menor. Os resultados indicaram que para abrasivos menores, o mecanismo prevalente de desgaste é microcorte. Abrasivos maiores, porém, produzem maior resistência ao desgaste no ferro fundido com alto teor de austenita retida e o mecanismo prevalente de desgaste é microsulcamento.

#### 4.1.11 Dúvidas decorrentes da primeira série de experimentos

Após realizar os ensaios de desgaste abrasivo no ferro fundido mesclado, surgiram algumas dúvidas desta primeira série de experimentos.

- a) Existe efeito da fase austenítica ou martensítica?
- b) Houve algum efeito das fases  $N_bC$  ou grafita?



- c) Houve diferença no efeito do tamanho do abrasivo na dureza após desgaste?
- d) Houve diferença na morfologia dos abrasivos com a variação do seu tamanho?
- e) Ocorrem os dois tipos de cavaco para todos os tamanhos de grão de abrasivo?

Para dirimir estas dúvidas, foi realizada a segunda série de experimentos com duas matrizes: austenita e martensita (sem grafita e sem carbonetos  $N_bC$ ), em um liga mais hipoeutética que a da primeira série.

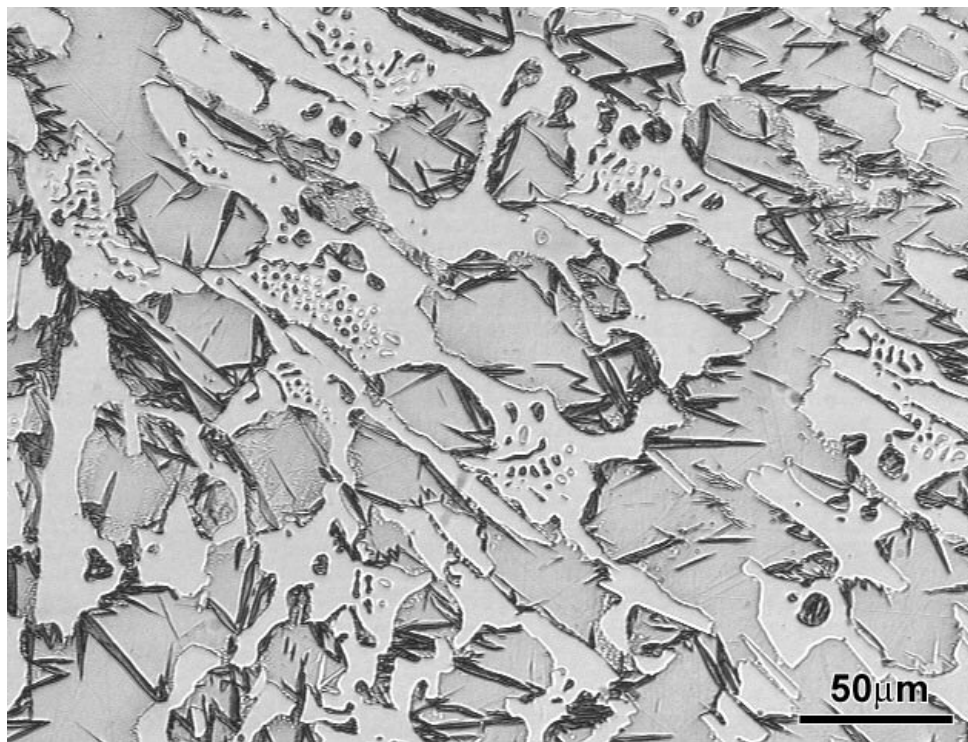
## 4.2 SEGUNDA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – FERRO FUNDIDO BRANCO

Na segunda série de experimentos, buscou-se isolar o efeito da austenita e da martensita, bem como obter uma posição do TCA com maior precisão. Para isto, foram usados mais tamanhos de abrasivos. Um ferro fundido branco (FFB) com diferentes taxas de resfriamento foi o segundo grupo de materiais ensaiados nesta pesquisa.

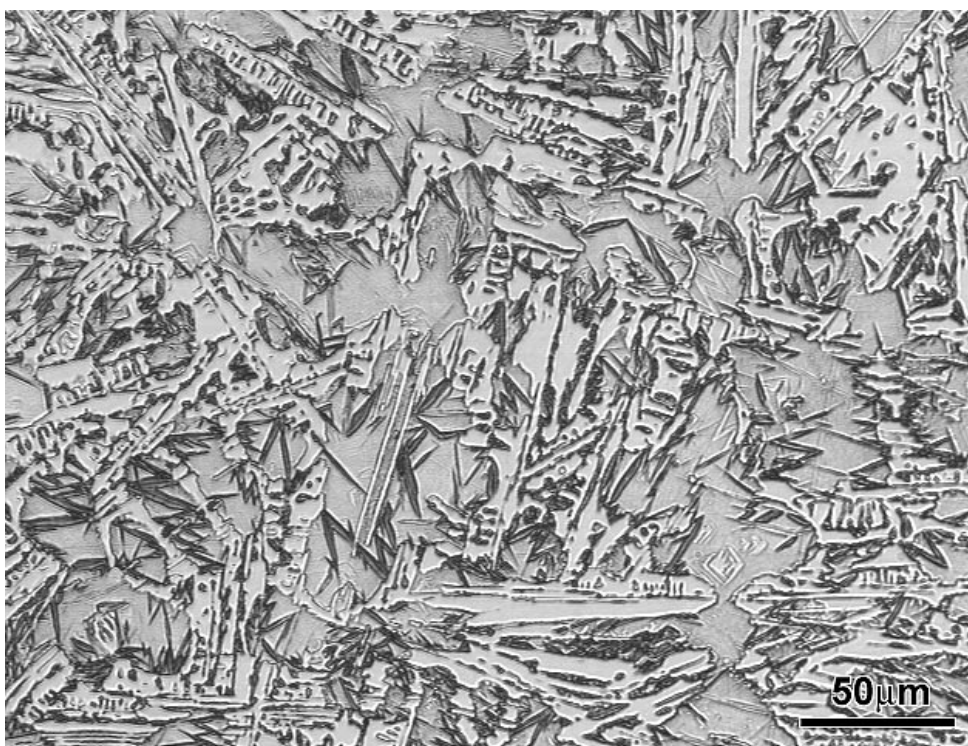
### 4.2.1 Análise microestrutural

A composição química do ferro fundido foi: 3,32 % C, 1,9 % Cr, 4,15 % Ni, 0,7 % Mn, 0,95 % Si e 0,4 % Mo. Na Figura 60, mostra-se a microestrutura após a solidificação. O FFB é composto por uma matriz predominantemente austenítica (com traços de martensita) e carbonetos do tipo  $M_3C$ . A microestrutura da Figura 60 (a) corresponde a uma taxa de resfriamento de 1,5°C/s e a microestrutura da Figura 60 (b) corresponde a uma taxa de resfriamento de 15°C/s. Esta última apresenta uma microestrutura mais fina (com menor espaçamento entre carbonetos) e maior quantidade de traços de martensita.

A influência da matriz foi estudada transformando a matriz austenítica formada na solidificação por meio de tratamento térmico. As amostras foram austenizadas a 850°C e temperadas em óleo e, após disso, foram mantidas por três horas em nitrogênio líquido. O ferro fundido branco apresentou uma matriz predominantemente martensítica e carbonetos  $M_3C$ . Na Figura 61 (a) e (b), mostra-se a microestrutura para uma taxa de resfriamento de 1,5°C/s e de 15°C/s, após a tempera e o tratamento subzero.

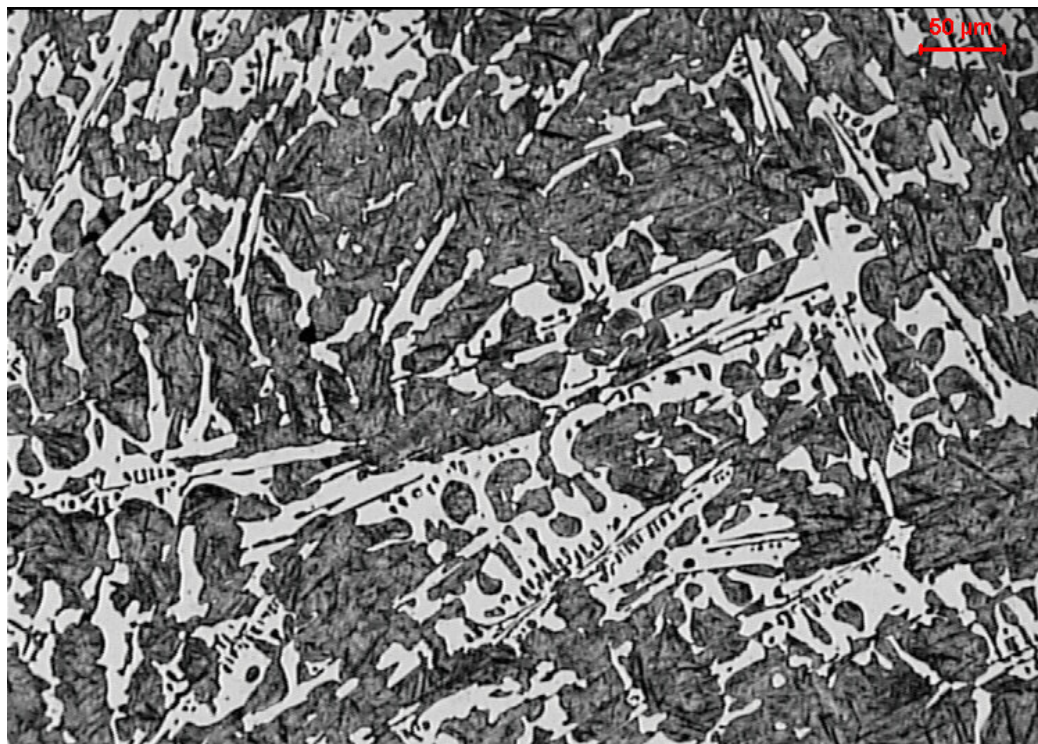


(a)



(b)

Figura 60. Micrografia do FFB após a solidificação para taxas de resfriamento de (a) 1,5°C/s e (b) 15°C/s



(a)



(b)

Figura 61. Micrografia do FFB após o tratamento térmico para taxas de resfriamento de (a) 1,5°C/s e (b) 15°C/s

#### 4.2.2 Durezas e fração volumétrica

Mediram-se as frações volumétricas de carbonetos ( $M_3C$ ), usando uma média de quinze medições, com um aumento de cem vezes com auxílio de um analisador de imagens Leica. A taxa de resfriamento de  $1,5^\circ\text{C/s}$  apresentou  $38 \pm 2,4$  e, para a taxa de resfriamento de  $15^\circ\text{C/s}$ , apresentou  $39 \pm 1,3$ . Observa-se que a fração volumétrica de carbonetos ficou constante. A medição da macrodureza e microdureza Vickers foi realizada em durômetros Buehler. Na Tabela 5, mostra-se a macrodureza do FFB para cada taxa de resfriamento e para as diferentes matrizes. O FFB com matriz austenítica e com taxa de resfriamento de  $15^\circ\text{C/s}$  apresentou uma dureza maior do que o FFB resfriado a  $1,5^\circ\text{C/s}$ , que foi atribuído ao refino da microestrutura e ao aumento dos traços de martensita. O FFB com matriz martensítica apresentou maior dureza do que o FFB com matriz austenítica. O carboneto  $M_3C$  apresentou uma microdureza de  $1045 \pm 65 \text{ HV}_{50\text{gf}}$ .

Tabela 5. Macrodureza dos ferros fundidos brancos para diferentes taxas de resfriamento

Material	Taxa de resfriamento ( $^\circ\text{C/s}$ )	Dureza Vickers (HV 30 Kgf)
FFB com matriz austenítica	1,5	688±6
	15	722±6
FFB com matriz martensítica	1,5	827±10
	15	850±7

Na Tabela 6, mostra-se a microdureza das matrizes antes e após o desgaste, usando lixa # 320. Os valores de microdureza da fase austenítica são altos, porém, a microestrutura apresenta traços de martensita. Cada superfície desgastada foi levemente polida com pasta de diamante de  $1 \mu\text{m}$  durante 30 segundos, para obter uma superfície plana sem destruir a camada deformada pelo desgaste (POHL *et al.*, 1995), e conseguir uma medição de microdureza das fases encruadas após o desgaste. Os resultados de microdureza realizados sobre a superfície foram usados para estimar o grau de deformação do ferro fundido. O FFB com matriz austenítica resfriado a  $1,5^\circ\text{C/s}$  apresentou o maior grau de deformação plástica (32,4 %) do que o FFB austenítico resfriado a  $15^\circ\text{C/s}$  (22,5 %). A matriz martensítica não apresentou encruamento da matriz, devido a sua elevada dureza.

Tabela 6. Microdureza das matrizes de FFB para diferentes taxas de resfriamento antes e após o desgaste

Matriz	Taxa de resfriamento (°C/s)	Microdureza antes do desgaste (HV 50 gf)	Microdureza sobre a superfície desgastada (HV 50 gf)
Austenita	1,5	509±10	752±20
	15	592±11	763±24
Martensita	1,5	755±14	762±19
	15	775±14	779±12

### 4.2.3 Efeito da taxa de resfriamento

Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados usando o equipamento pino sobre lixa. Os parâmetros foram: carga de 4,6 N, distância percorrida de 16,95 m e lixas de alumina com tamanhos: 23,6 µm (# 400), 36 µm (# 320), 66 µm (# 220) e 93 µm (# 150). Na Tabela 7, mostram-se os valores de perda de massa do FFB com 1,5°C/s e 15°C/s e as matrizes austenítica e martensítica.

Tabela 7. Perda de massa do FFB com diferentes taxas de resfriamento

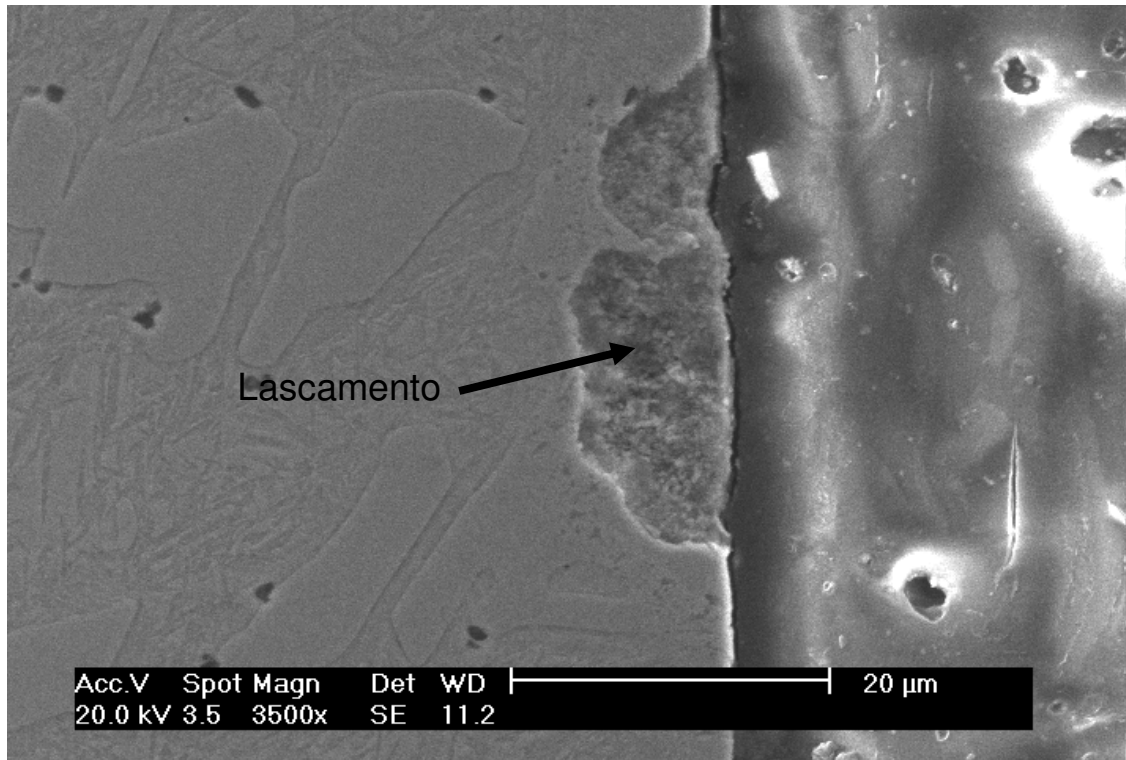
Matriz	Taxa de resfriamento (°C/s)	Tamanho de abrasivo (µm)	Perda de massa (mg)
Austenítica	1,5	23,6	2,9±0,1
	15	23,6	2,9±0,1
Martensítica	1,5	23,6	2,8±0,1
	15	23,6	2,8±0,3
Austenítica	1,5	36,0	3,7±0,1
	15	36,0	3,7±0,3
Martensítica	1,5	36,0	3,8±0,1
	15	36,0	3,7±0,2
Austenítica	1,5	66,0	4,1±0,2
	15	66,0	4,1±0,1
Martensítica	1,5	66,0	4,8±0,2
	15	66,0	4,4±0,1
Austenítica	1,5	93,0	4,5±0,2
	15	93,0	4,5±0,1
Martensítica	1,5	93,0	5,3±0,2
	15	93,0	4,9±0,1

Para matrizes austeníticas, a taxa de resfriamento não influenciou a taxa de desgaste devido ao encruamento da austenita, e a perda de massa foi similar para cada tamanho de abrasivos ensaiados. Para a matriz martensítica, a perda de massa foi similar para abrasivos pequenos (23,6 µm e 36 µm). Entretanto para abrasivos maiores (66 µm e 93 µm), a perda de massa para o FFB com 1,5°C/s foi maior do que para 15°C/s. Para abrasivos de 23,6 µm e 36 µm, a perda de massa foi

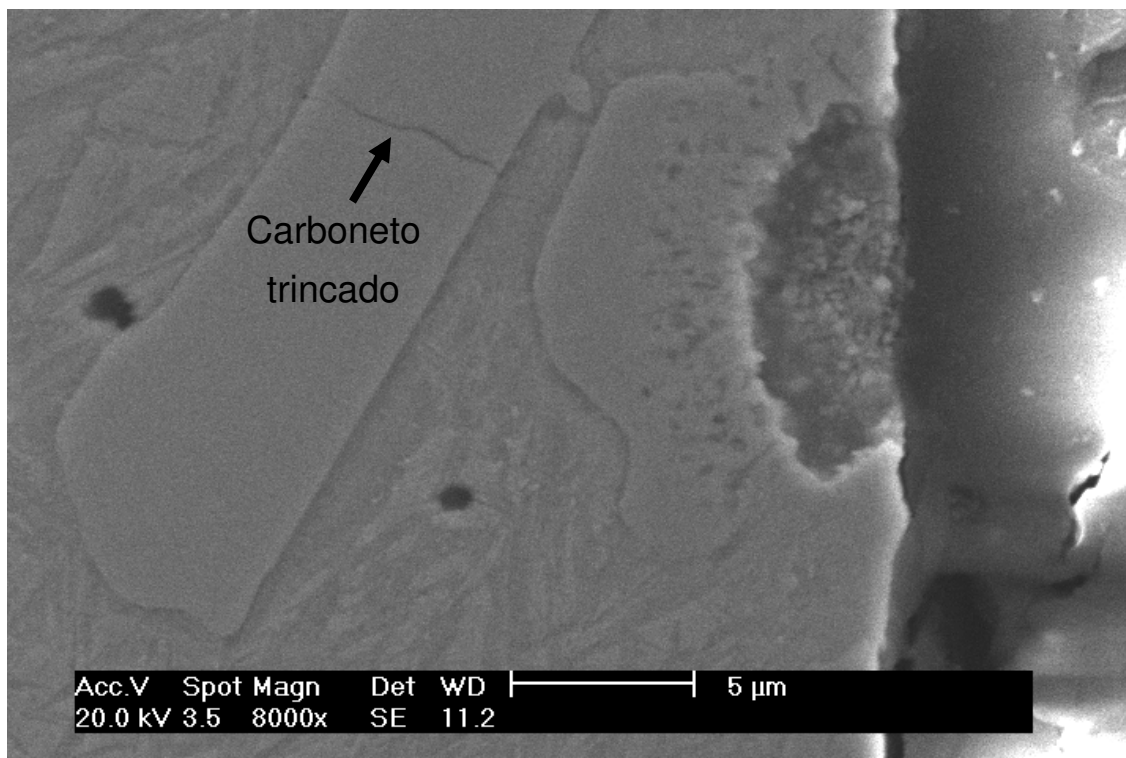
a mesma para matrizes, tanto austeníticas como martensíticas. Contudo, para abrasivos de 66  $\mu\text{m}$  e 93  $\mu\text{m}$ , as amostras austeníticas apresentaram menor perda de massa para as duas taxas de resfriamento estudadas.

Para as taxas de resfriamento estudadas na matriz austenítica, apesar de sua diferença em dureza antes do desgaste e devido ao refinamento da microestrutura, o ferro fundido não apresentou uma diferença significativa na perda de massa. Porém, a microdureza da matriz, após o desgaste, foi de  $752 \pm 20 \text{ HV}_{50\text{gf}}$  para a taxa de resfriamento de  $1,5^\circ\text{C/s}$  e as amostras solidificadas  $15^\circ\text{C/s}$  apresentaram uma dureza de  $763 \pm 24 \text{ HV}_{50\text{gf}}$ . Essas durezas são semelhantes, o que justifica não haver diferença na taxa de desgaste. O encruamento da austenita pelo movimento sucessivo de abrasivos permite que as regiões com diferentes taxas de resfriamento alcancem uma dureza superficial similar. Portanto, a taxa de desgaste não apresentou diferença apreciável. Conseqüentemente, a taxa de desgaste do FFB com matriz austenítica depende da dureza da superfície desgastada e não da dureza do FFB sem deformação.

Na Figura 62, mostra-se o corte longitudinal do pino após o desgaste com matriz austenítica e resfriado a  $15^\circ\text{C/s}$ . Na Figura 62 (a), mostra-se uma região de carboneto lascado usando MEV e, na Figura 62 (b), mostra-se um carboneto trincado atrás de um carboneto lascado. Esse resultado está em conformidade com o trabalho de Franco e Sinatora (1994), que mostraram que a diminuição da dureza da matriz diminui os valores de tenacidade à fratura dos carbonetos.



(a)



(b)

Figura 62. MEV do FFB para um corte longitudinal da matriz austenítica: (a) 3500X e (b) 8000X

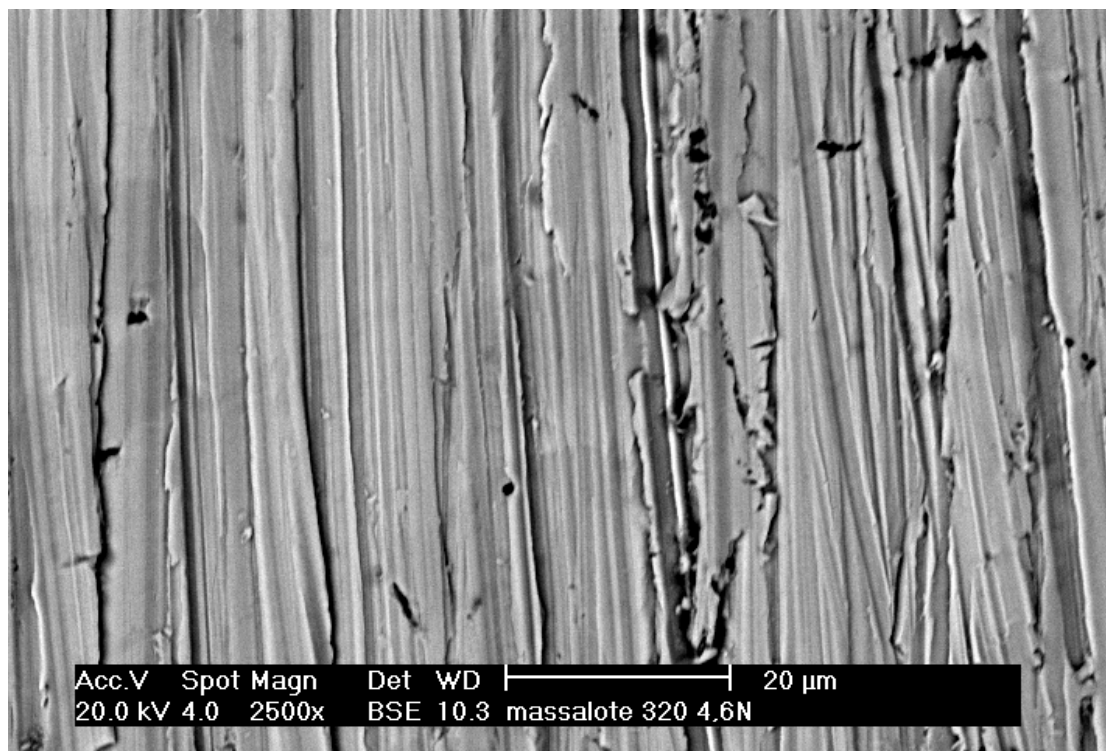


Albertin e Sinatora (2001) estudaram o efeito de diferentes matrizes na resistência ao desgaste de ferros fundidos com carbonetos  $M_7C_3$  e encontraram que os carbonetos não apresentam fratura em matrizes martensíticas, porque a matriz dura suporta os carbonetos. No entanto, matrizes austeníticas e perlíticas são muito moles para suportar os carbonetos, os quais apresentam fratura. Sare e Arnold (1989) mostraram que a deformação do carboneto foi dependente da quantidade de deformação da matriz e encontraram que em situações onde severa deformação da matriz foi observada, os carbonetos trincaram abaixo da superfície.

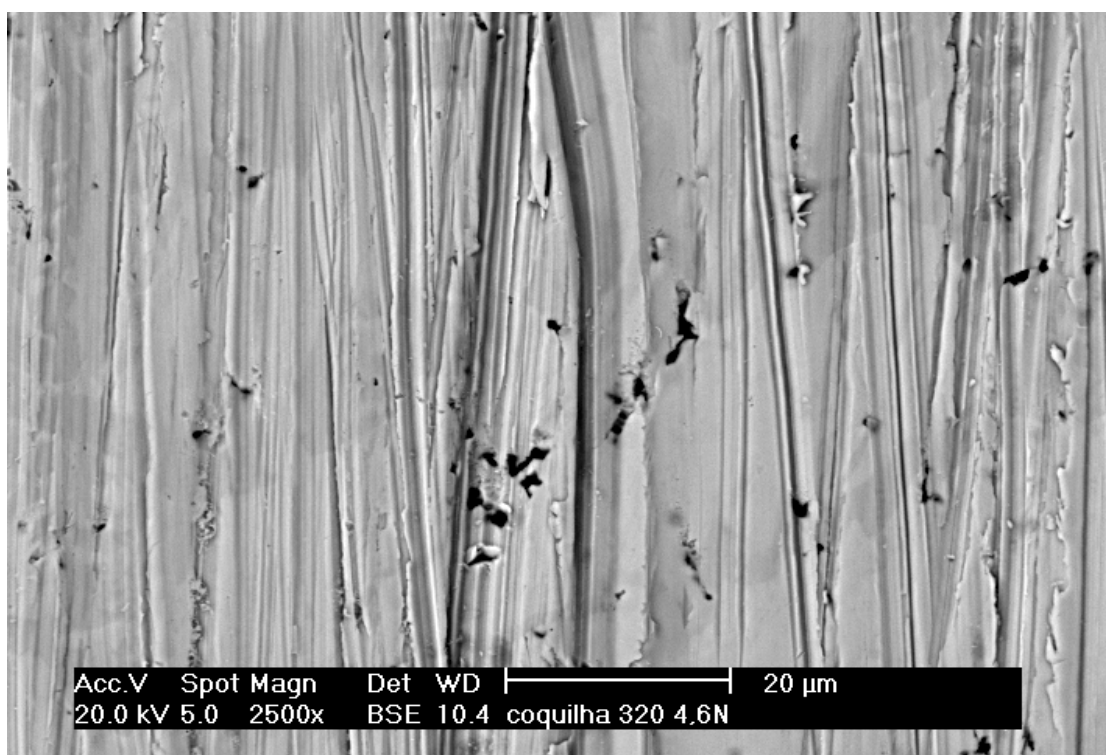
A superfície de desgaste foi examinada com MEV, para identificar os mecanismos de desgaste, usando elétrons secundários. Na Figura 63, mostra-se a superfície de desgaste do ferro fundido com matriz austenítica e diferentes taxas de resfriamento. Os principais mecanismos de desgaste foram: microsulcamento, microcorte e microfadiga. Os riscos sobre a amostra com taxa de resfriamento de  $1,5^\circ\text{C/s}$  foram mais largos e profundos do que para  $15^\circ\text{C/s}$ , produzindo maior encruamento da superfície de desgaste. Os resultados encontrados são consistentes com os valores de microdureza realizados sobre a superfície de desgaste para as taxas de resfriamento estudadas, em que o ferro fundido com matriz austenítica e resfriado a  $1,5^\circ\text{C/s}$  apresentou o maior grau de deformação plástica.

Na Figura 64, mostra-se a superfície de desgaste do ferro fundido com matriz martensítica. Os principais mecanismos de desgaste foram microcorte e microsulcamento. Abrasivos grandes produzem maior penetração e encruamento da matriz austenítica. Porém, o ferro fundido com matriz martensítica apresenta mais microcorte com o mesmo tamanho de abrasivo, aumentando a taxa de desgaste. Portanto, as matrizes martensíticas apresentam maior perda de massa do que as austeníticas, quando abrasivos grandes são usados no equipamento pino contra lixa.

Na Figura 65 (a), mostra-se a superfície de desgaste do FFB com matriz austenítica. Há um risco que atravessa as marcas verticais de desgaste e duas partículas de alumina, formando um microcavaco em espiral, que foi confirmada por micro análise química (EDS). Na Figura 65 (b), mostra-se um cavaco em forma de lasca na direção das marcas de desgaste.

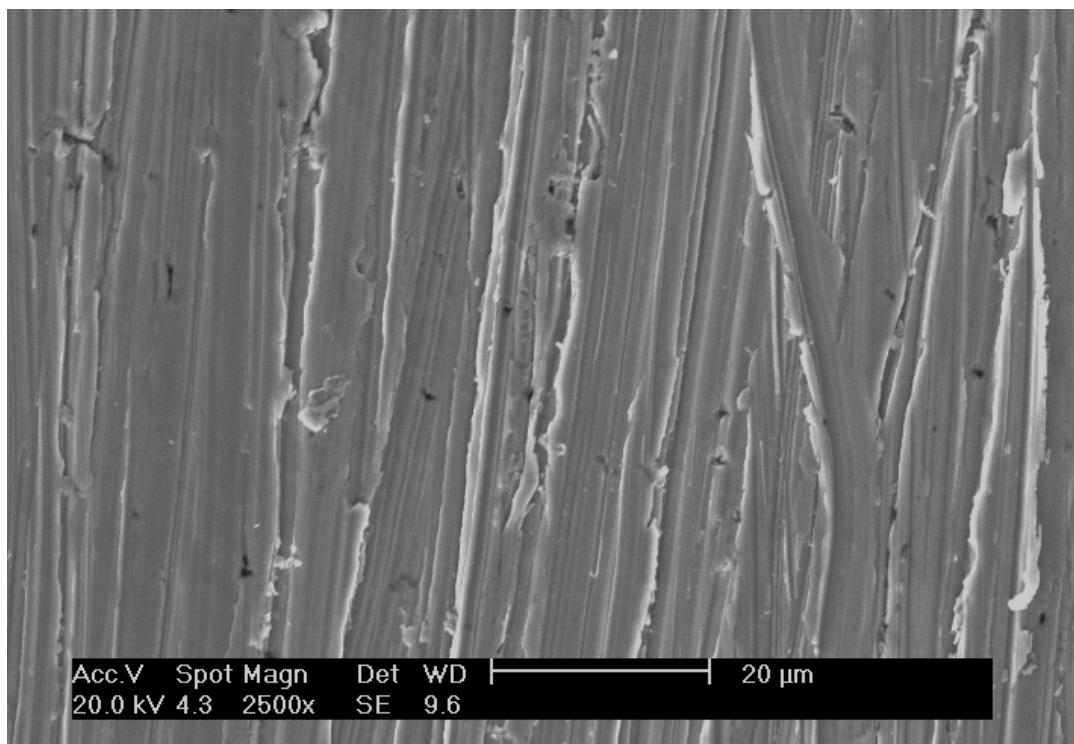


(a)

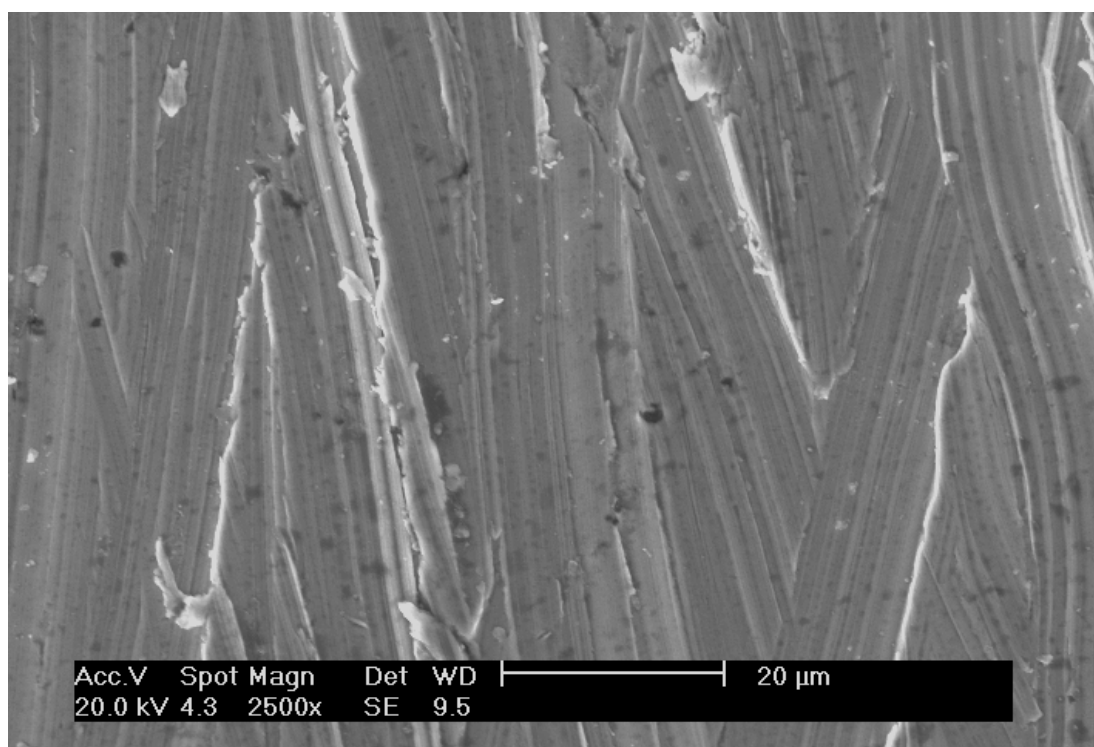


(b)

Figura 63. MEV das superfícies desgastadas dos FFB de matriz austenítica resfriados a (a) 1,5 e (b) 15°C/s. (alumina 36 μm e carga de 4,6 N)

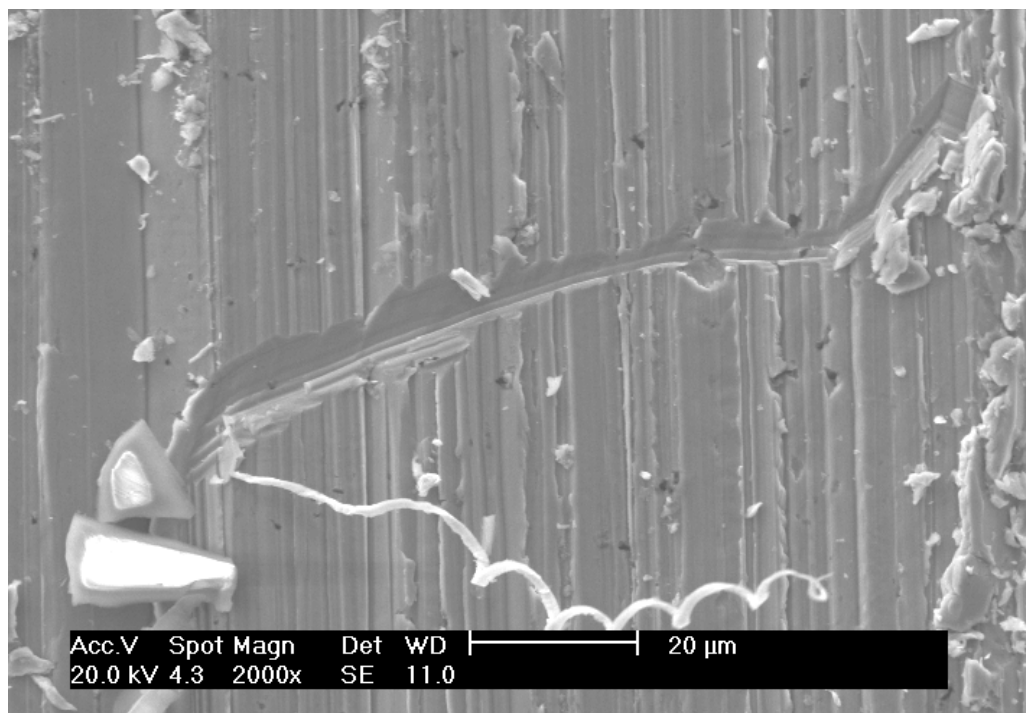


(a)

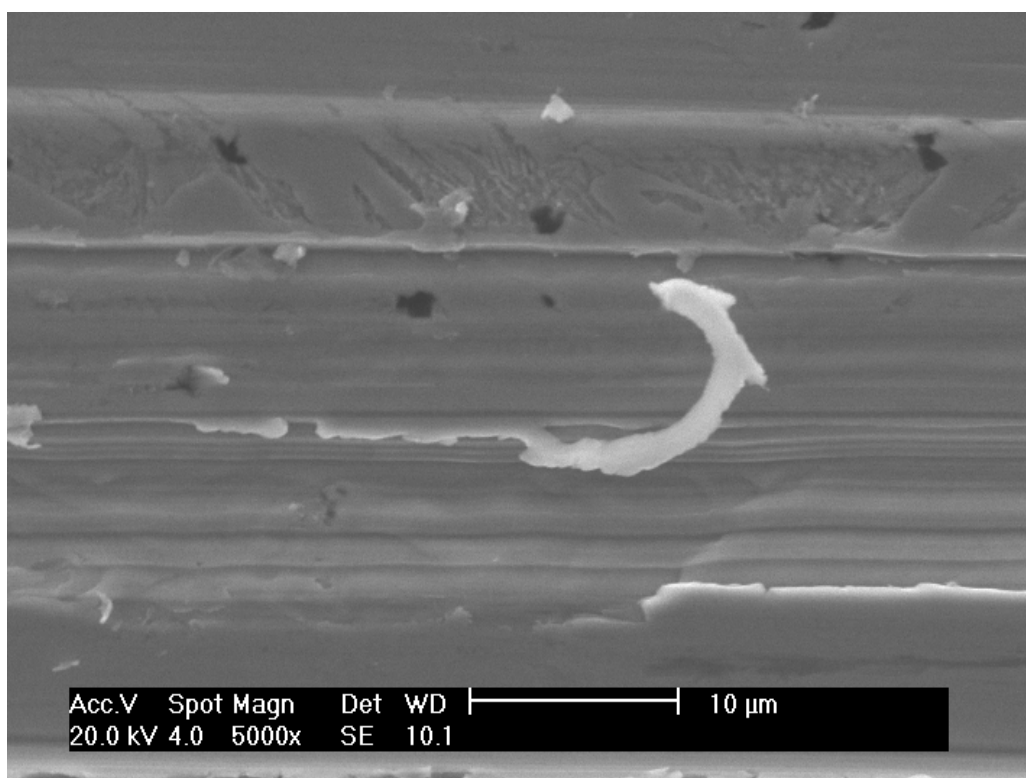


(b)

Figura 64. MEV das superfícies desgastadas do FFB de matriz martensítica resfriados a (a) 1,5 e (b) 15°C/s



(a)

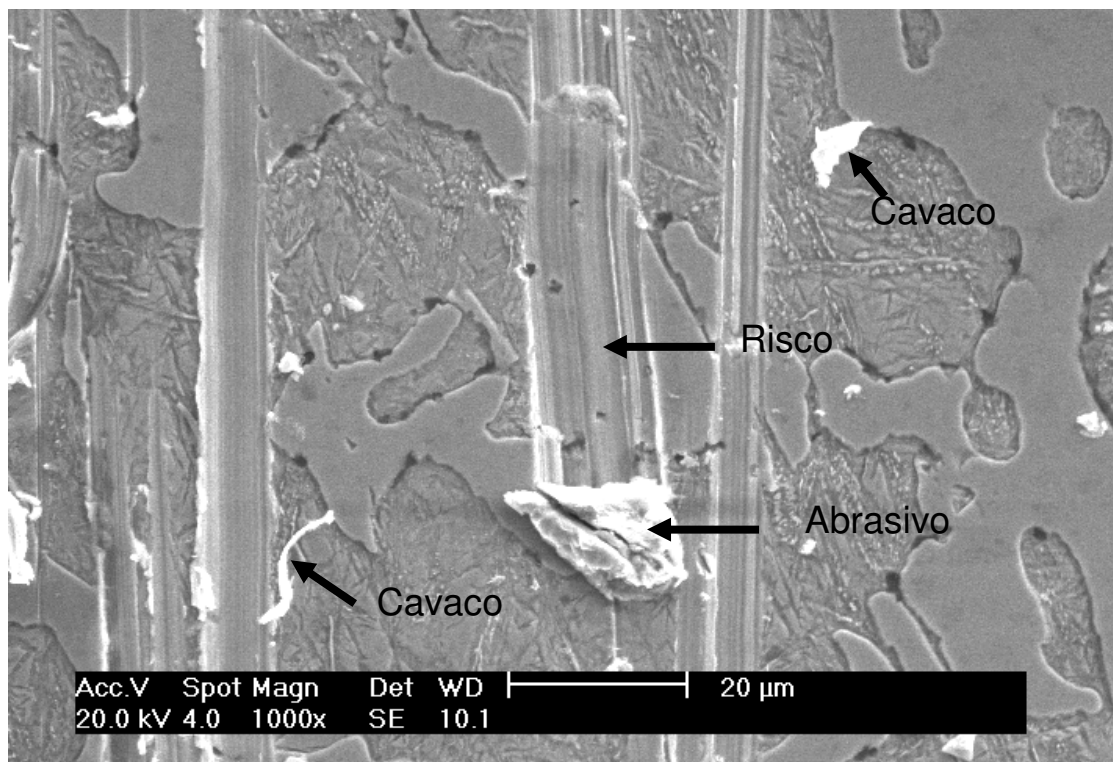


(b)

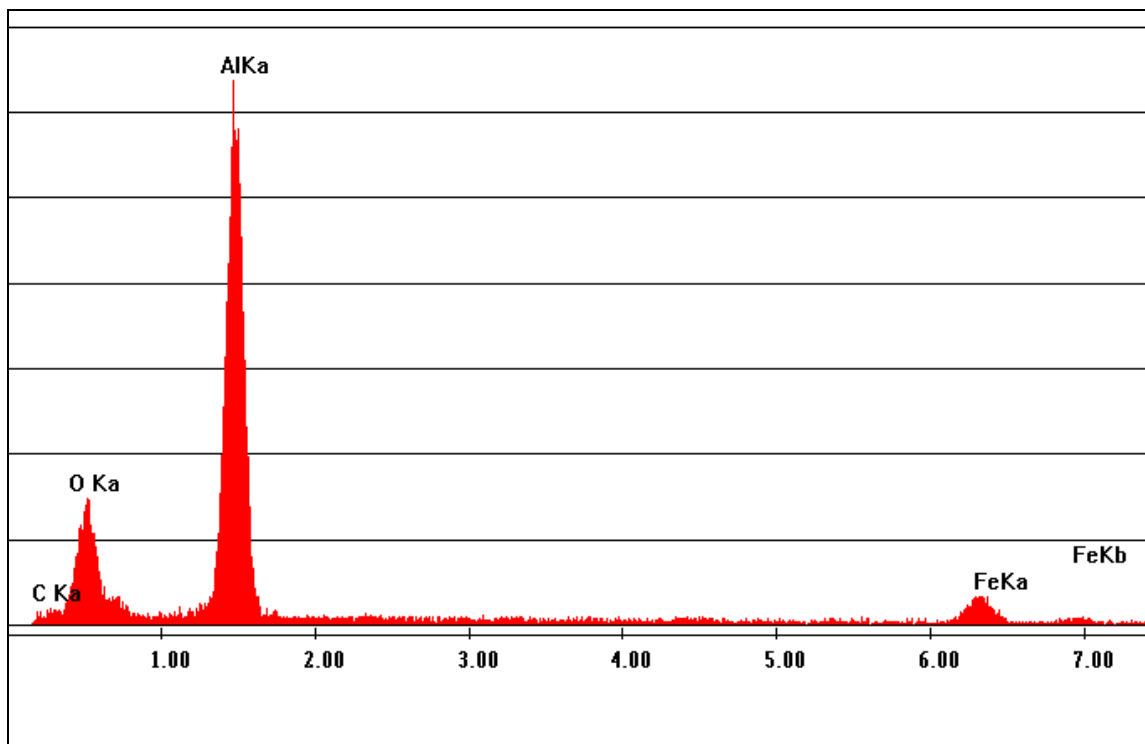
Figura 65. MEV da superfície desgastada do FFB com matriz austenítica apresentando (a) microcavaco em espiral e (b) microcavaco contínuo (CORONADO, SINATORA, 2009d)

Em processos de usinagem de materiais dúteis, esforços compressivos causam deformação plástica por cisalhamento do cavaco (ASTAKHOV, 2006). Para evidenciar o tipo de cavaco formado no ensaio pino contra lixa, realizou-se um experimento que consistiu em promover a abrasão de um pino polido e atacado num ensaio de curta duração no qual não ocorresse superposição de eventos de desgaste. O resultado deste experimento pode ser visto na Figura 66, em que se apresenta uma partícula de alumina que produz um risco no ferro fundido com matriz martensítica, e os cavacos são contínuos e descontínuos. Os primeiros são característicos de materiais dúteis, enquanto que os últimos são característicos de materiais frágeis. Na usinagem de materiais frágeis, a fratura do cavaco apresenta-se devido tensões de compressão. Assim, a fratura do cavaco acontece ao longo da trajetória de movimento da ferramenta (ASTAKHOV, 2006). No ensaio, verifica-se, então, que ocorrem cavacos característicos de dois tipos de materiais, os dúteis e os frágeis. O microcorte ocorre porque o abrasivo, a alumina, tem uma dureza 2000 HV (HUTCHINGS, 1992), que é superior à dureza do carboneto  $M_3C$  e da matriz martensítica, causando riscos na superfície. Na Figura 66 (b), mostra-se o EDS da partícula, confirmando que é um abrasivo de alumina desprendida da lixa durante o ensaio de desgaste e não uma partícula de carboneto. O que se depreende é que a classificação de desgaste por partículas duras apresentada por Hutchings (1992), na qual os mecanismos de desgaste são relacionados a materiais chamados de dúteis ou de frágeis, precisa ser melhor detalhada. Como apresentado acima, o ferro fundido, um material frágil, não apresenta sempre os mecanismos de desgaste (de materiais frágeis) sugeridos por Hutchings (1992). O autor apresenta mecanismos dúteis (microcorte e microssulcamento) condicionados pela matriz e mecanismos frágeis (microtrincamento) condicionados pela fase frágil de tamanho comparável aos dos eventos de desgaste (fase frágil grande).

Os resultados encontrados demonstram ainda que os princípios de corte de metais dos processos de usinagem relacionados com a formação de cavacos são comparáveis com os mecanismos de microcorte que acontecem no desgaste abrasivo com a mesma observação apontada acima.



(a)

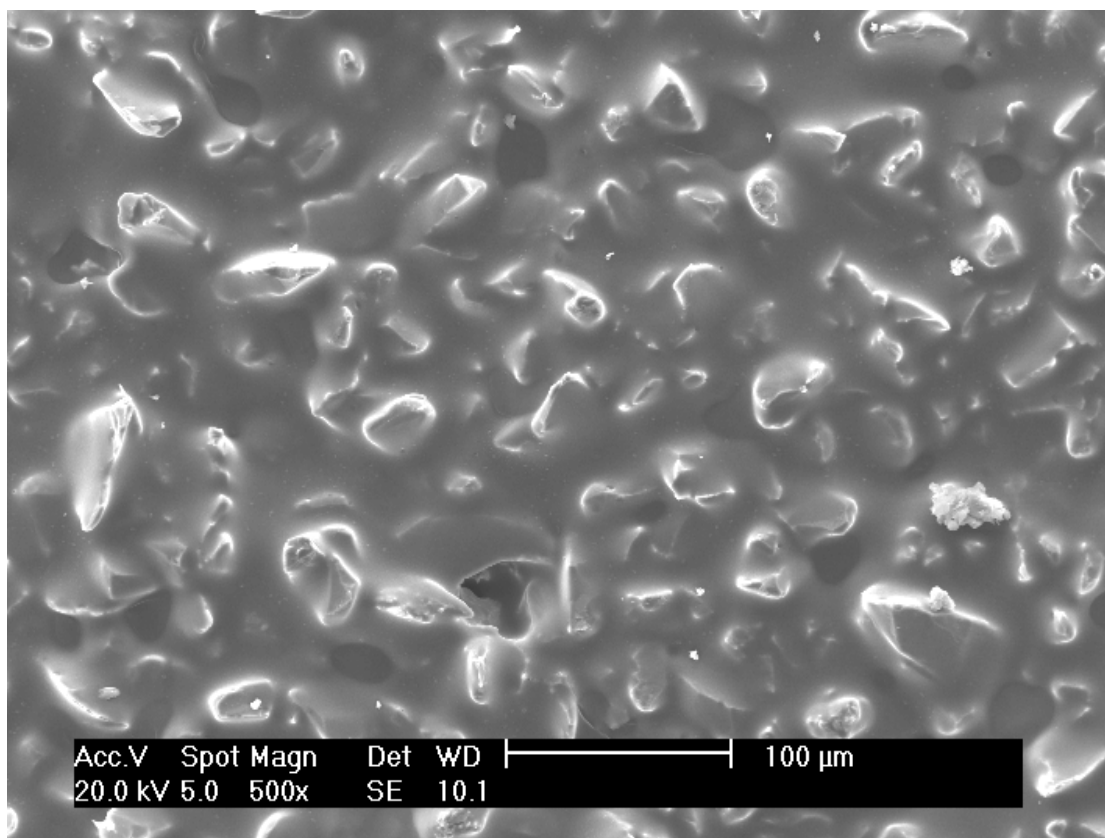


(b)

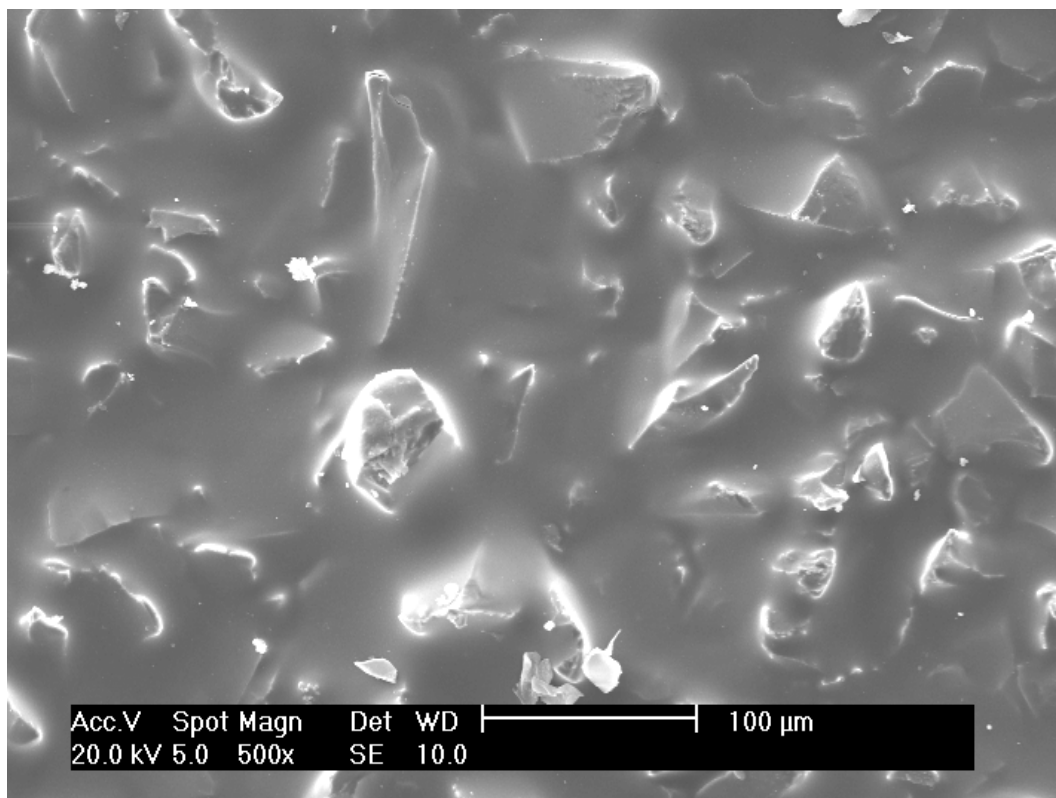
Figura 66. (a) MEV de partícula abrasiva sobre o FFB com matriz martensítica e (b) EDS da partícula

#### 4.2.4 Efeito do tamanho de abrasivo na perda de massa

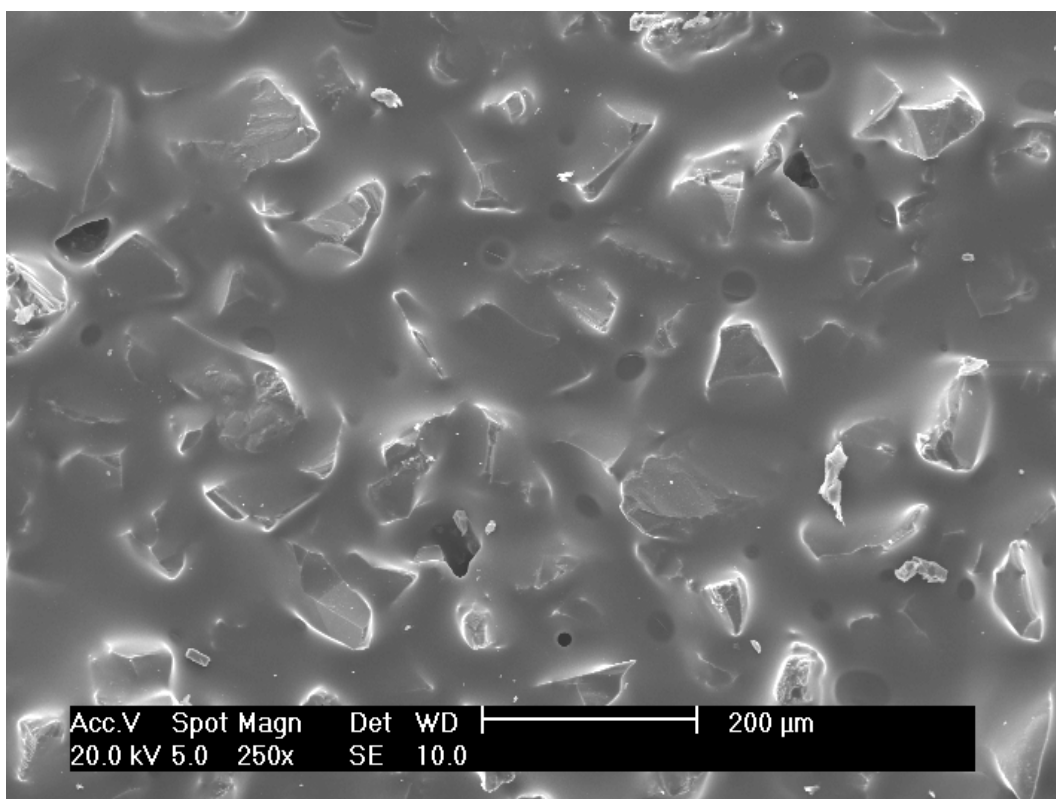
O ferro fundido branco resfriado a  $1,5^{\circ}\text{C/s}$  foi ensaiado no equipamento pino contra lixa com abrasivos de alumina de diferentes tamanhos (tamanho médio entre  $16\ \mu\text{m}$  e  $192\ \mu\text{m}$ ) e carga de  $4,6\ \text{N}$ . O percurso foi realizado em espiral, para que o pino sempre estivesse sobre lixa fresca no seu trajeto (existe, porém, um recobrimento parcial na lixa não sendo totalmente fresca) evitando assim, degradação do abrasivo e *clogging*, e os problemas apontados por Sin *et al.* (1979). Na Figura 67, mostram-se os abrasivos usando MEV e elétrons secundários antes dos ensaios. Os abrasivos de menor tamanho são caracterizados por pontas agudas e os abrasivos maiores são caracterizados por pontas arredondadas ou por partículas rombudas. Ou seja, na medida em que aumenta o tamanho de abrasivo, as partículas passam a ter ângulos de ataque escassos para produzir microcorte. As flechas indicam o adesivo trincado antes do ensaio para lixas com tamanho de abrasivo de  $141\ \mu\text{m}$ . Esta análise contradiz os resultados reportados por Sin *et al.*, (1979) usando SiC como abrasivo. Nesse trabalho, reportou-se que para abrasivos pequenos o efeito sobre a superfície é equivalente a de uma partícula rombuda.



(a)

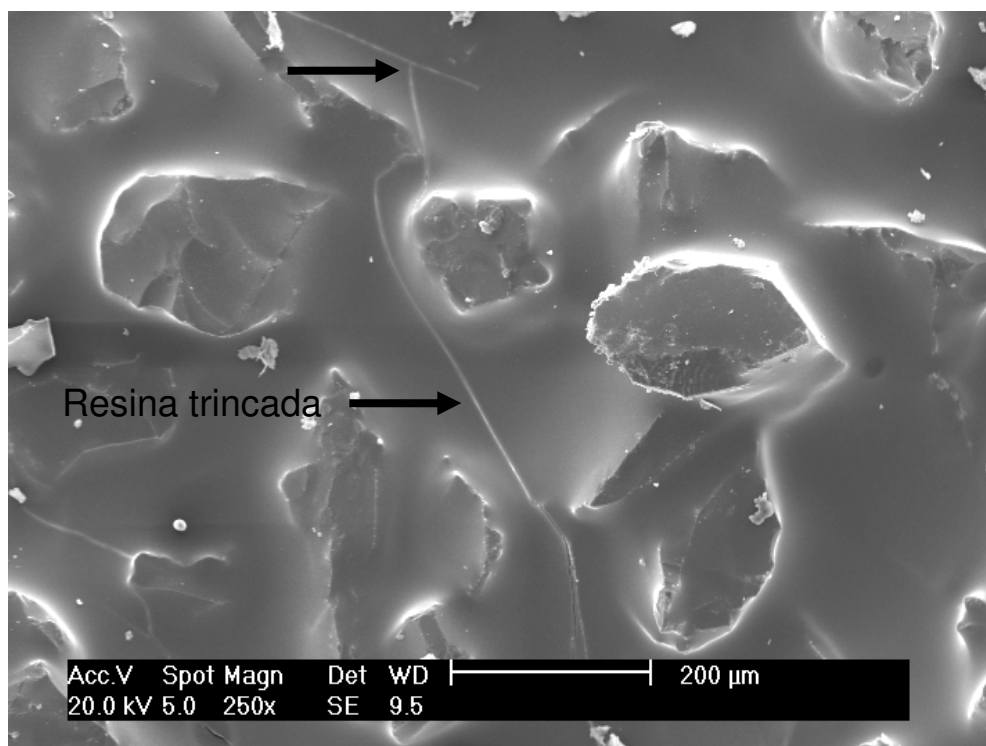


(b)

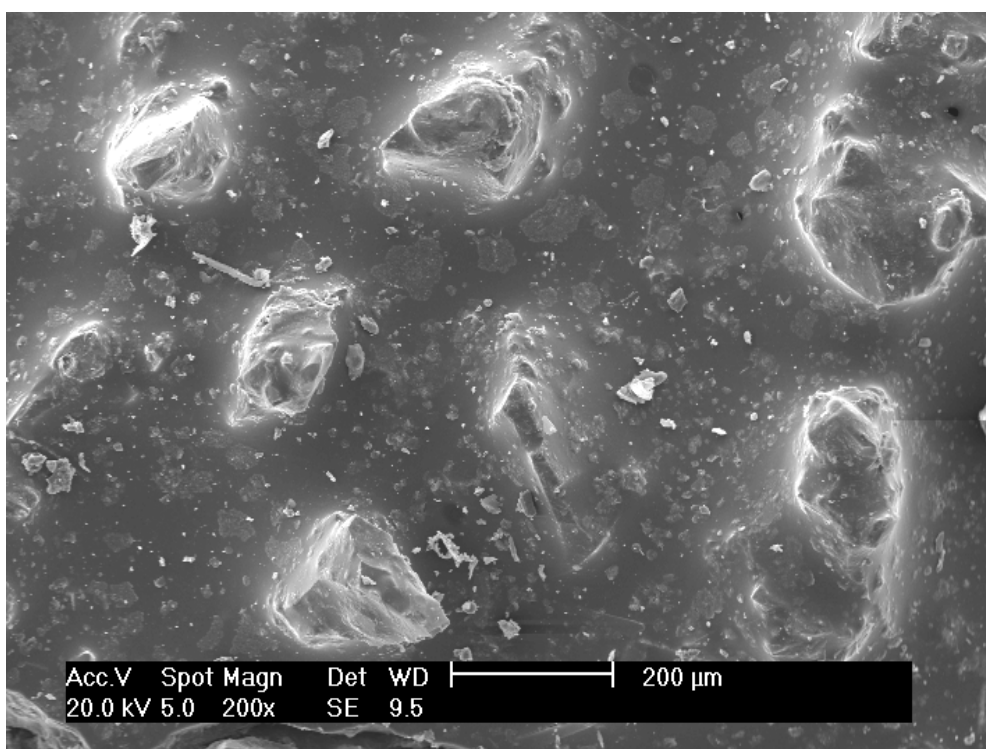


(c)





(d)



(e)

Figura 67. MEV dos abrasivos com tamanho médio (a) 23,6 μm, (b) 36 μm (c) 66 μm, (d) 141 μm e (e) 193 μm

Na Figura 68, mostra-se a relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o FFB com matriz austenítica, usando 4,6 N e diferentes distâncias percorridas (entre 8 m e 169.45 m). A perda de massa aumenta linearmente com o tamanho de partícula abrasiva até o que tamanho crítico de abrasivo de 36  $\mu\text{m}$ . Após o TCA, a perda de massa aumentou com o tamanho do abrasivo, porém, com uma taxa menor para todas as distâncias percorridas ensaiadas. Para abrasivos pequenos (menores do que 36  $\mu\text{m}$ ), a inclinação aumenta com o aumento da distância percorrida. Resultados similares foram reportados na literatura quando a dureza do material ou a carga foi aumentada (SIN, *et al.*, 1979; NATHAN; JONES, 1966).

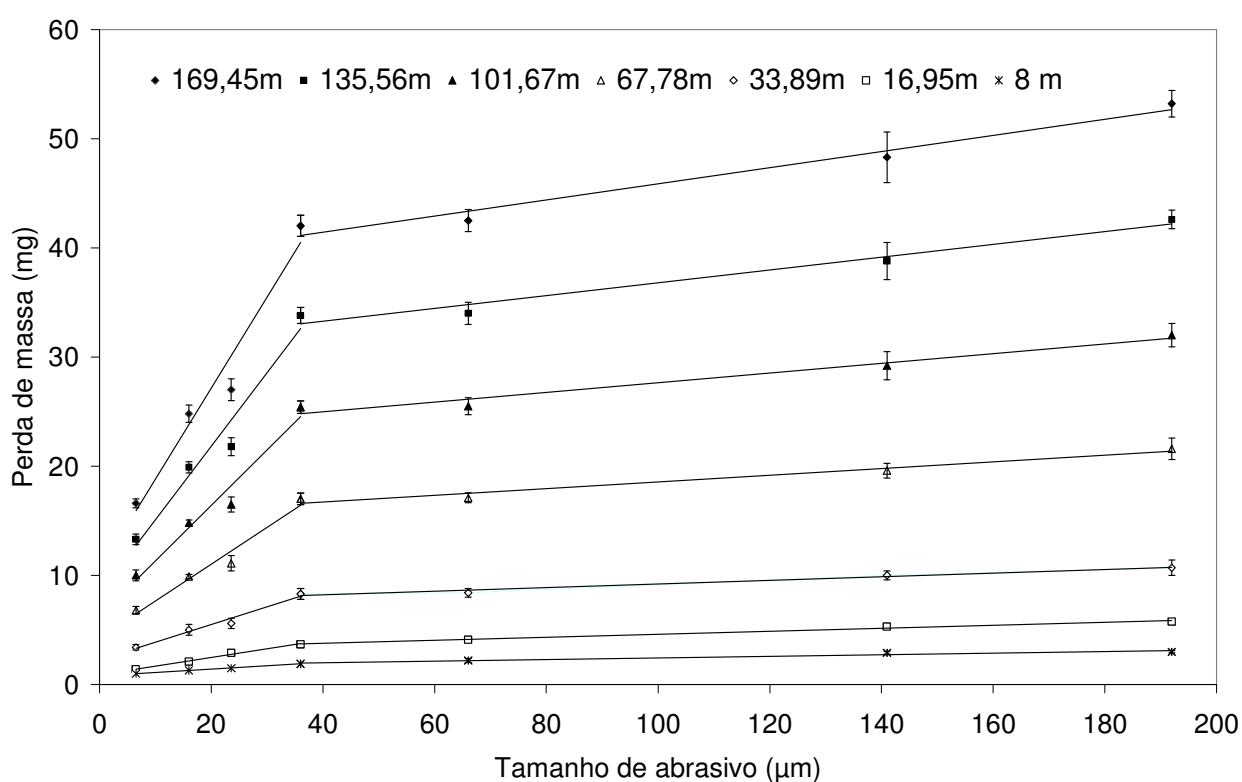


Figura 68. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o FFB com matriz austenítica (CORONADO, SINATORA, 2009e)

Na Figura 69 mostra-se que, para distâncias percorridas entre 33.89 m e 169.45 m, os valores da taxa de desgaste são similares. Porém, para distâncias 8 m e 16.95 m, os valores são diferentes. Isso indica que, para distâncias acima de 33.89 m, encontra-se no regime estacionário e, para distâncias abaixo de 16.95 m, encontra-se no estado de *running-in*.

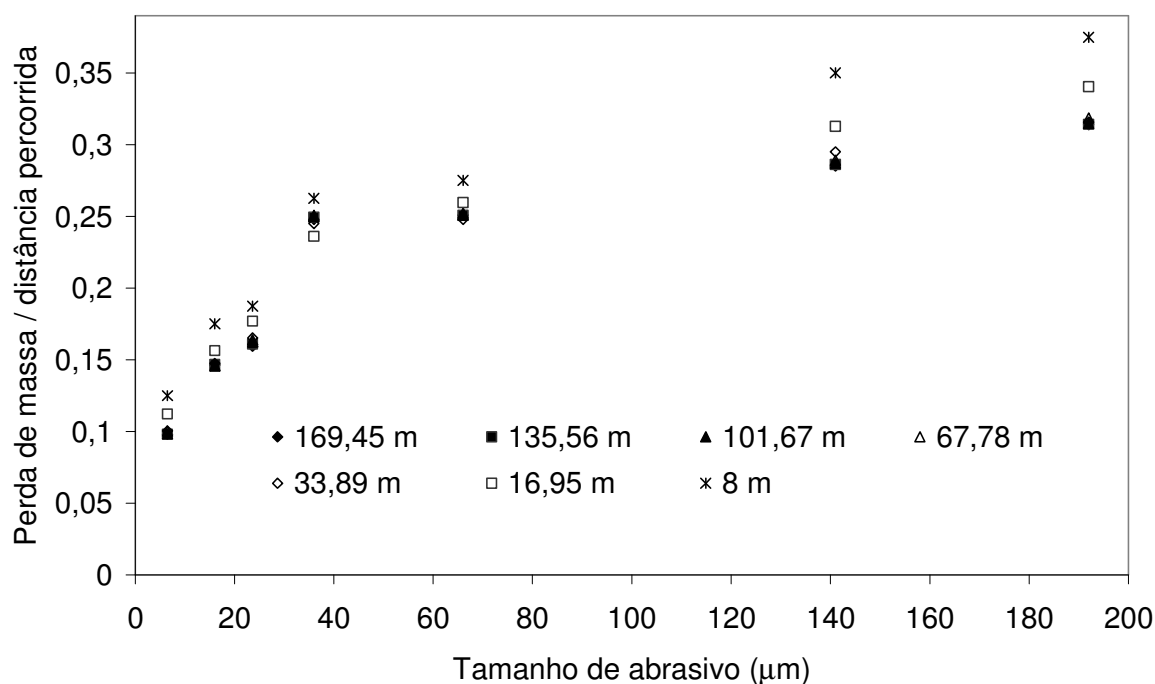


Figura 69. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo (FFB com matriz austenítica)

Para explicar os regimes *running-in* e regime permanente, estudou-se a dureza após ensaio. Na Figura 70, mostra-se o encruamento da austenita após o ensaio de desgaste, usando alumina # 600 (16 μm) e várias distâncias percorridas (entre 4 m e 80 m). A austenita encrua em uma relação parabólica com a distância percorrida até 48 m e, acima de 48 m, a microdureza da austenita fica aproximadamente constante em 775 HV<sub>50gf</sub>. Esse valor é similar à microdureza da martensita após o ensaio de desgaste (762 HV). Em trabalhos anteriores, é reportado (TURENNE *et al.*, 1989) um forte encruamento da austenita, resultando em valores que excedem a dureza da martensita e são maiores que os medidos neste trabalho. A carga e tamanho de abrasivo, porém, foram maiores do que as condições usadas para medir o encruamento da austenita nesta pesquisa.

Na Figura 70, a dureza do material ficou estável entre 32 e 48 m, ou seja, nesta faixa de distâncias, estabelece-se um equilíbrio dinâmico entre encruamento da superfície e subsuperfície com a remoção de massa por desgaste. Deste modo, o abrasivo vê sempre uma superfície da mesma dureza a cada deslocamento. Para distâncias menores que 32 metros, o abrasivo vê material sucessivamente mais duro no pino e, portanto, a taxa de remoção do mesmo varia (*running-in*). Os valores para fim de

*running-in* determinados na Figura 70, são compatíveis com o fim do regime transiente representado na Figura 69. Para distâncias percorridas entre 8 e 16,95 m a austenita tem menor dureza e o ferro fundido apresenta aumento na taxa de desgaste.

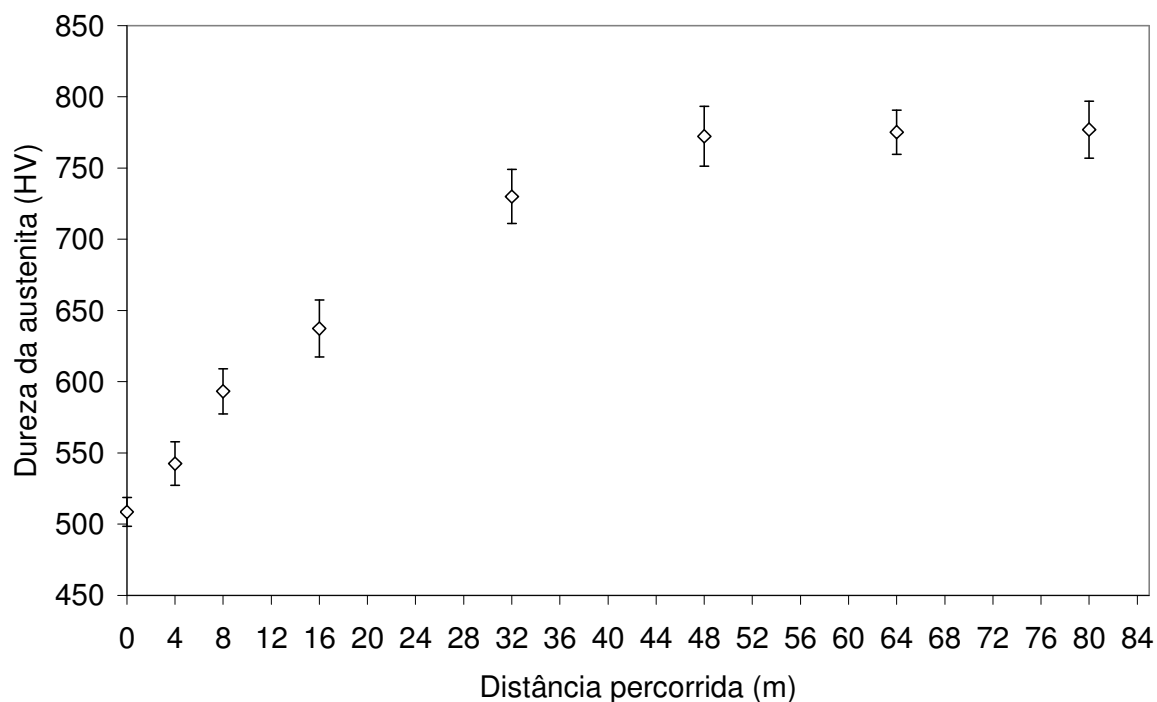
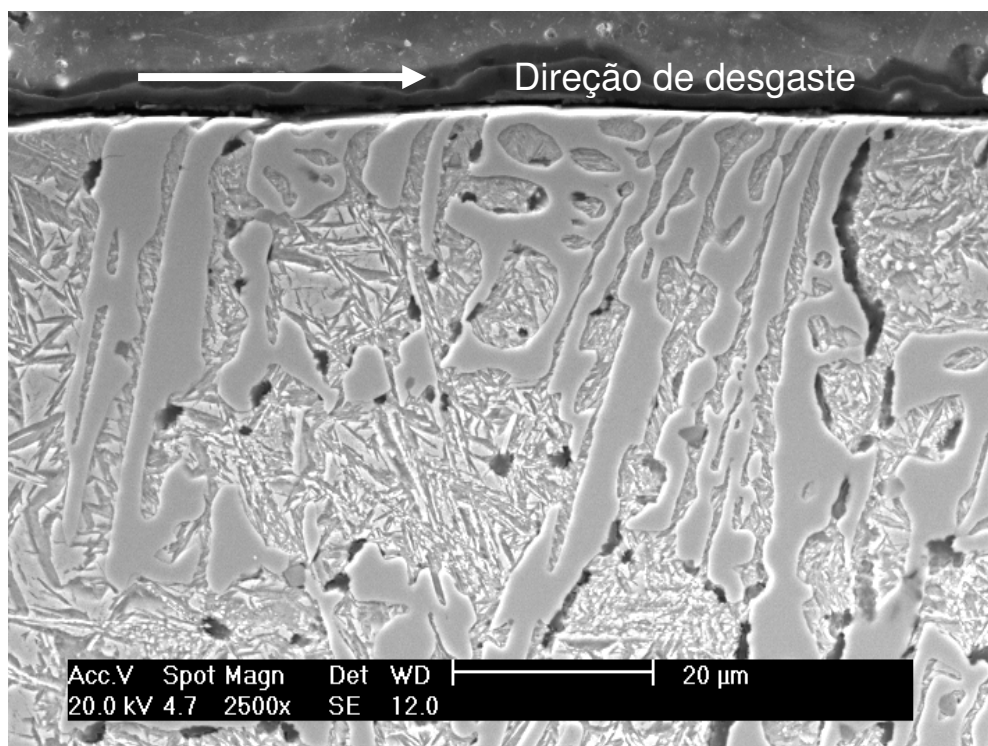
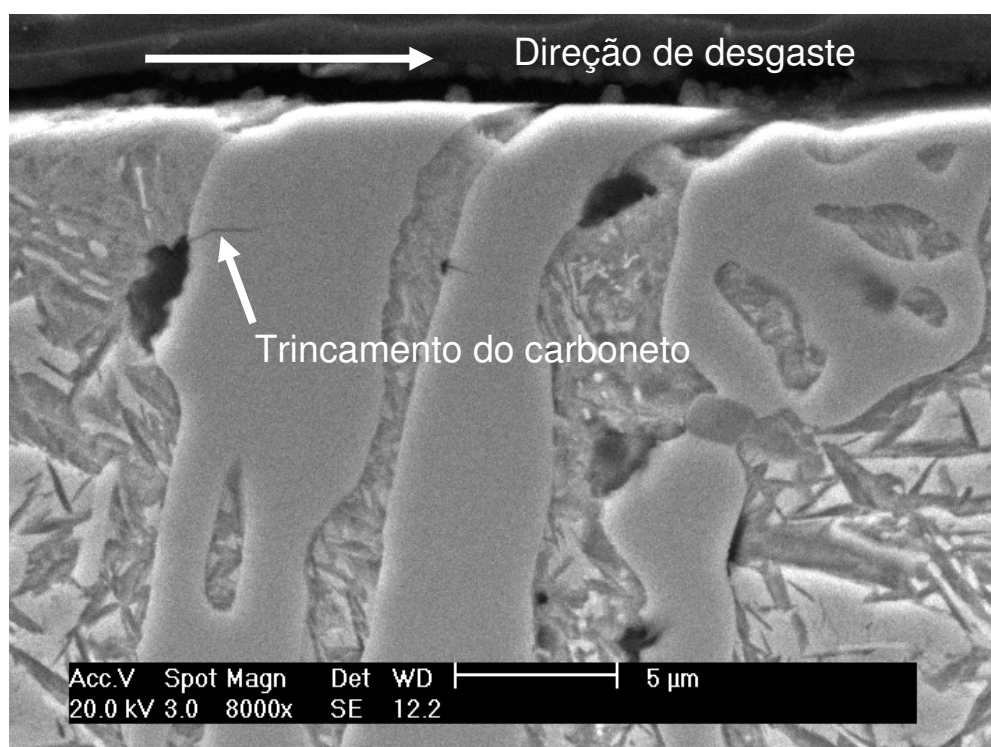


Figura 70. Relação entre a dureza da austenita após o desgaste e a distância percorrida

Na Figura 71 (a), mostra-se o corte longitudinal dos pinos (matriz austenítica), perpendicular à superfície de desgaste, usando abrasivo de 193  $\mu\text{m}$ . Os carbonetos  $\text{M}_3\text{C}$  deformam plasticamente na direção de desgaste, apesar de sua elevada fragilidade e dureza, e a austenita da superfície encrua. Na Figura 71 (b), mostra-se um maior aumento na região de alta deformação e observa-se trincamento dos carbonetos abaixo da superfície. A deformação dos carbonetos já foi reportada na literatura em ferros fundidos brancos com alto teor de cromo (AVERY, 1974; SARE; ARNOLD, 1989; ALBERTIN; SINATORA, 2001). Para abrasivos pequenos não se observou este fenômeno, provavelmente, pela pouca profundidade de penetração destes abrasivos. O aumento da distância percorrida e do tamanho de abrasivo, além da carga, produzem uma maior deformação plástica e encruamento da austenita.



(a)



(b)

Figura 71. MEV do corte longitudinal do pino de FFB com matriz austenítica após desgaste usando tamanho de abrasivo de 193 μm: (a) 2500X e (b) 8000X

O efeito combinado do tamanho de grão do abrasivo e da matriz será feito comparando-se os materiais com matrizes austeníticas, já apresentados, e martensíticas no regime permanente de desgaste. Na Figura 72, mostra-se a comparação entre a perda de massa do ferro fundido com matriz austenítica e o ferro fundido com matriz martensítica para uma carga de 4,6 N, e distância percorrida de 33,89 m.

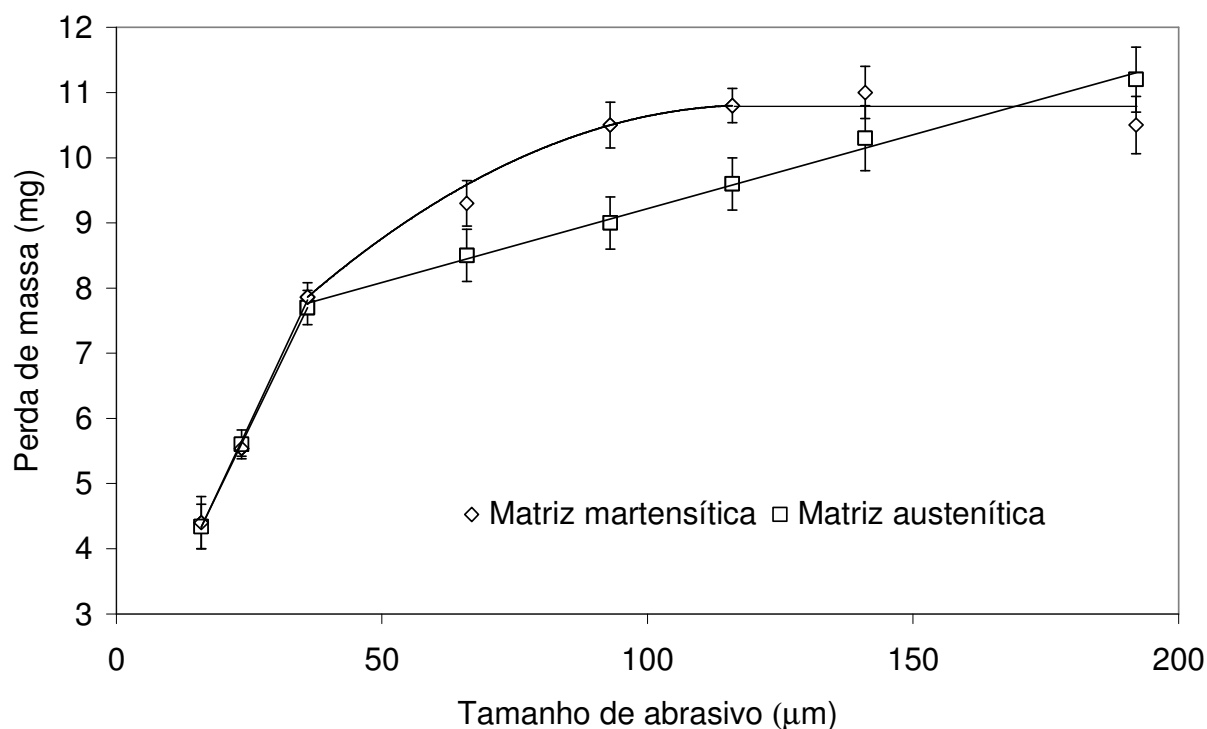


Figura 72. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o FFB austenítico e martensítico (CORONADO, SINATORA, 2009e)

Para o ferro fundido com matriz martensítica, a perda de massa aumenta linearmente até 36 μm e a taxa diminui continuamente entre valores de 66 μm e 116 μm (região de transição). Acima de 116 μm, a curva fica constante, independentemente do aumento no tamanho de abrasivo. Esse comportamento é diferente do comportamento do material com matriz austenítica. Para abrasivos menores do que 36 μm os dois materiais têm perdas de massa iguais, uma vez, que nesta faixa de tamanho de abrasivo, predomina o fato dos abrasivos serem agudos. Para os tamanhos de abrasivo entre 66 μm e 116 μm, os dois materiais apresentam comportamentos diferentes. Isso pode ser explicado, uma vez que a dureza do material martensítico é maior do que a do austenítico, e a sua ductilidade é menor,

ou seja, a deformação necessária para criar um cavaco é menor do que no material austenítico. Por isso os abrasivos na faixa de 66 a 116  $\mu\text{m}$  ainda são capazes de cortar o material martensítico, produzindo microcavacos contínuos para uma faixa maior de tamanhos de abrasivo do que para o material austenítico. Porém, para abrasivos maiores que 116  $\mu\text{m}$ , os abrasivos com pontas arredondadas ou os abrasivos rombudos não podem cortar o material com a mesma efetividade, produzindo uma perda de massa constante.

Rabinowicz *et al.*, (1961) realizaram ensaios de desgaste abrasivo em vários aços para rolamentos em função da sua dureza (com diferentes tratamentos térmicos) e encontraram que quando a dureza excede de 600 HV, a resistência ao desgaste não dependia da dureza. Porém, aços com menor resistência ao desgaste variam linearmente com a dureza nesta faixa, de modo similar ao observado neste trabalho. Essa análise mostra que a resistência ao desgaste de muitos aços ocorre em função de seu limite elástico e de sua dureza.

Em trabalhos anteriores (GUNDLACH; PARKS, 1978; ZUM GAHR, 1980; XING *et al.*, 1983; SINATORA *et al.*, 1991), ferros fundidos com diferentes microestruturas foram ensaiados em equipamentos a dois corpos sobre abrasivos duros, alumina e SiC. Esses trabalhos reportaram que o ferro fundido com matriz austenítica apresenta maior resistência ao desgaste do que o ferro fundido com matriz martensítica. Nesses trabalhos, o tamanho de abrasivo corresponde à região intermediária, reportada nesta tese, em que o FFB com matriz austenítica apresenta maior resistência ao desgaste do que o FFB com matriz martensítica. Porém, Turrene *et al.*(1989) encontraram resultados similares usando tamanho abrasivo médio de 150  $\mu\text{m}$ .

#### **4.2.5 Análise da Superfície de desgaste**

Para explicar o efeito do tamanho de grão do abrasivo na perda de massa, analisou-se a superfície de desgaste, caracterizando-se a profundidade e a largura dos riscos. A profundidade e a largura foram primeiramente determinadas com perfilometro, sendo  $R_z$  o parâmetro empregado para estimar a profundidade, e  $S_m$  o parâmetro empregado para estimar a largura dos riscos. A largura dos riscos foi também estimada em MEV, obtendo-se valores muito semelhantes pelas duas técnicas.

Na Figura 73, mostra-se uma relação linear entre a profundidade dos riscos ( $R_z$ ) e o tamanho de abrasivo para o ferro fundido com matrizes: austenítica e martensítica. Para abrasivos pequenos, a profundidade foi similar para as duas matrizes. Contudo, para abrasivos grandes, o ferro fundido com matriz austenítica apresentou riscos mais profundos. Esse resultado pode ser explicado pela baixa dureza da austenita, quando comparada com a martensita.

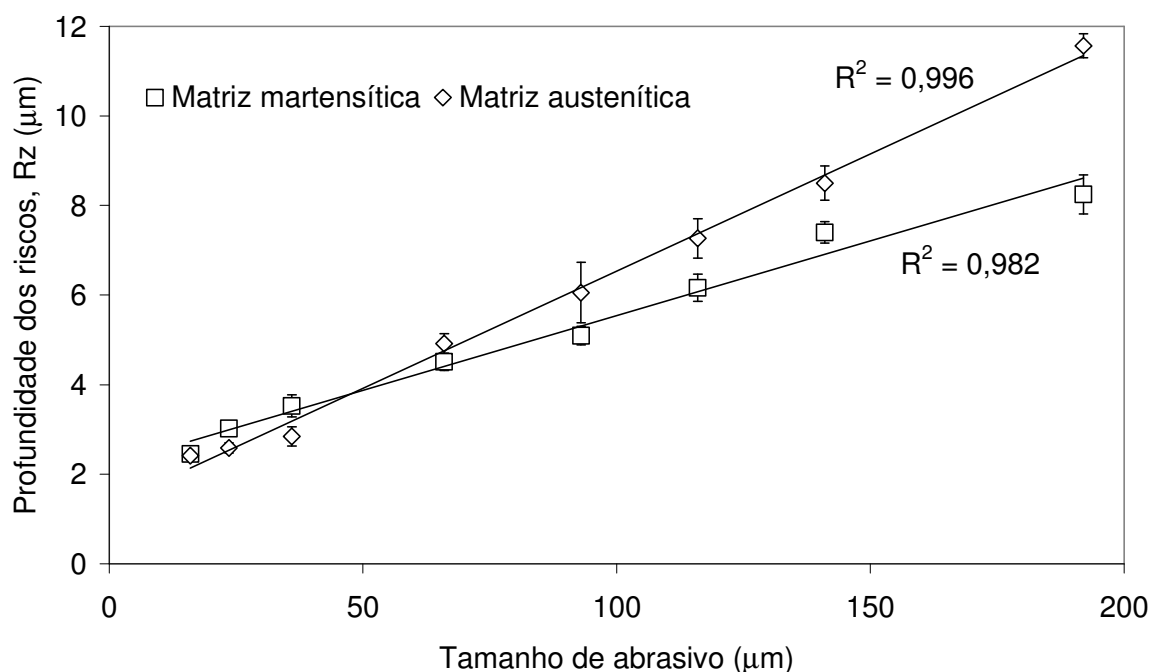


Figura 73. Relação entre a profundidade do risco e o tamanho de abrasivo para FFB com matrizes martensítica e austenítica

Na Figura 74, mostra-se que, para o ferro fundido com matriz austenítica, a largura do sulco sempre se elevou com a elevação do tamanho de grão do abrasivo numa relação aproximadamente linear entre a largura do sulco e o tamanho do abrasivo, exceto para o ensaio com o maior tamanho de abrasivo. Para esse tipo de matriz a perda de massa sempre aumentou com o aumento de abrasivos, embora, esteja em dois regimes separados pelo TCA e, portanto, a elevação não ocorra de forma linear como a do tamanho de sulco. Como tanto a profundidade quanto a largura do risco se elevaram, enquanto a perda de massa em função do tamanho de grão se elevou com uma inflexão, o TCA, pode-se sugerir que não foi a geometria do abrasivo que controlou o fenômeno. Talvez possa-se explicar o ocorrido pelo comportamento mecânico da austenita.



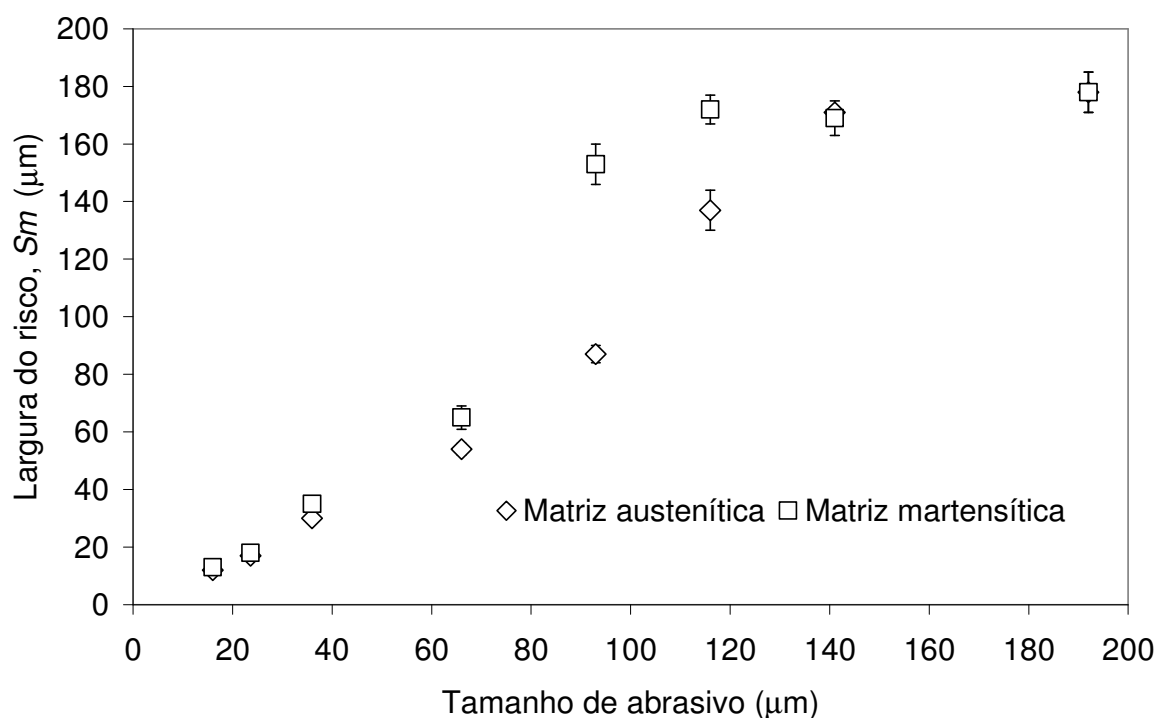


Figura 74. Relação entre a largura do risco e o tamanho de abrasivo (medidas feitas em perfilômetro)

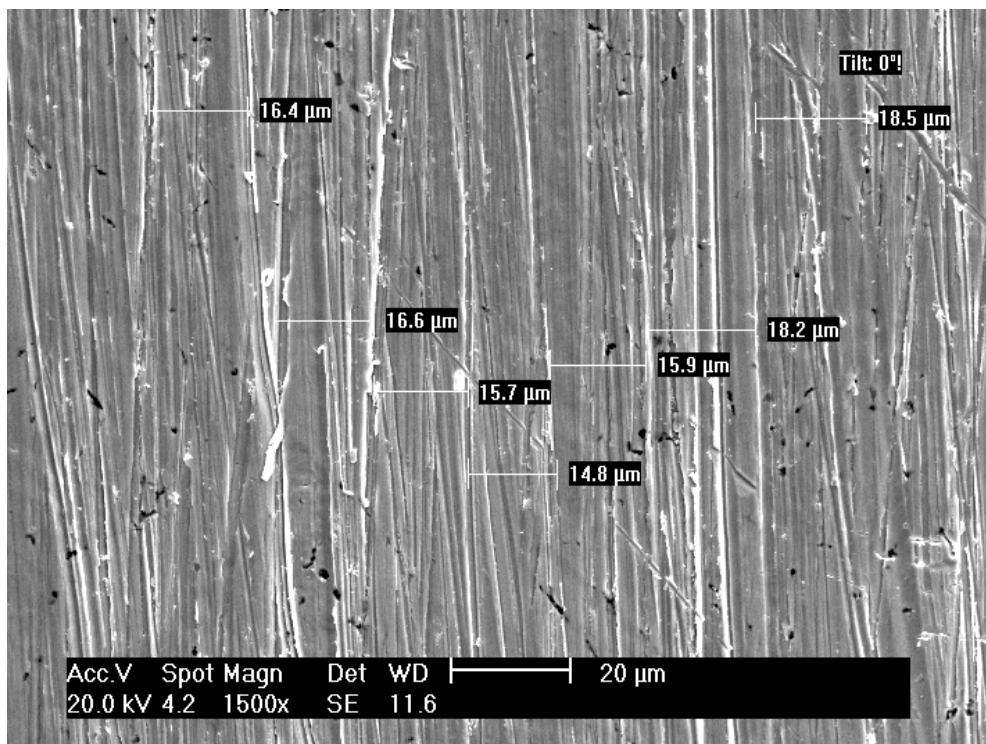
Para o ferro fundido com matriz martensítica, a largura de risco aumentou com o tamanho dos abrasivos, até que esses tivessem tamanho aproximado de 116  $\mu\text{m}$ . Para abrasivos maiores, a largura de risco não varia com o aumento do tamanho dos abrasivos. Esse resultado explica o porquê de abrasivos maiores do que 116  $\mu\text{m}$  a curva de perda de massa versus tamanho de abrasivo fica constante. A profundidade de penetração aumenta linearmente com o aumento do tamanho do abrasivo, ou seja, não é a profundidade e, sim, a largura do risco que controla o desgaste no material com matriz martensítica.

Portanto, no polimento metalográfico ou operação de usinagem por abrasão desse tipo de material, é recomendável usar tamanho de abrasivo de até 116  $\mu\text{m}$ , para melhorar o acabamento superficial com a mesma quantidade de remoção de material. Os resultados indicam que, para abrasivos pequenos (até 66  $\mu\text{m}$ ), o volume de desgaste é dependente do tamanho abrasivo, porque a largura e a profundidade (seção transversal do risco) aumentam linearmente com o tamanho do abrasivo.

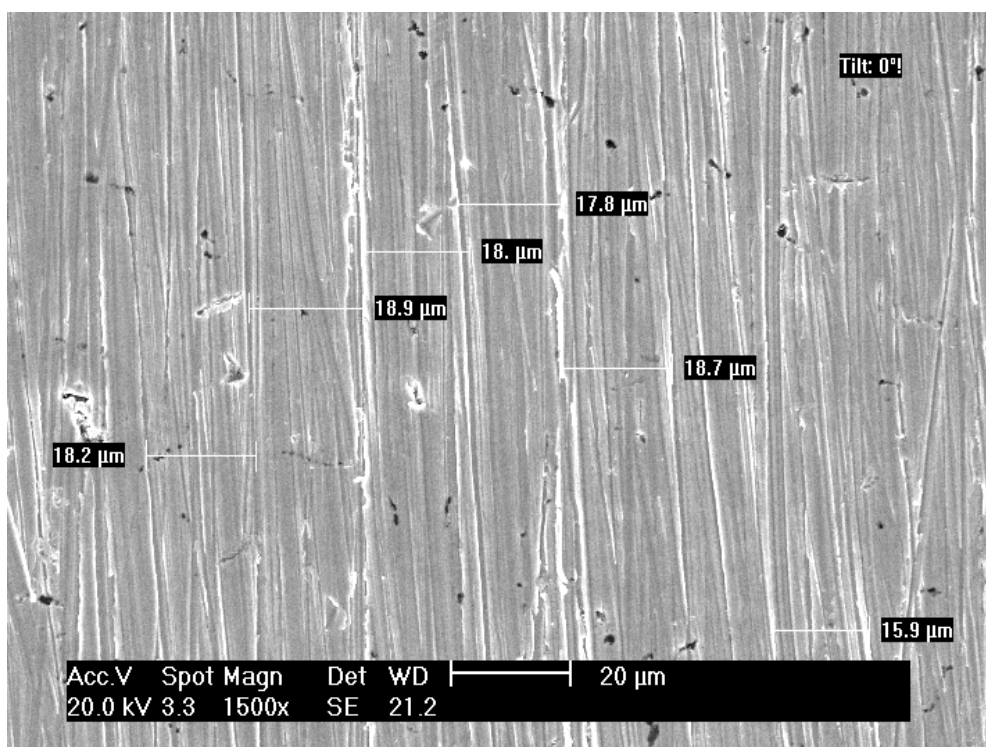
A superfície desgastada foi analisada usando MEV para identificar os mecanismos de desgaste e para a medição da largura do sulco, e compará-la com os valores de largura do sulco obtidos usando o perfilômetro. Observa-se que, na superfície de desgaste das diferentes matrizes (com os tamanhos de abrasivos analisados) o microcorte e o microsulcamento podem ocorrer simultaneamente. Os valores de largura do sulco foram similares usando os dois equipamentos (perfilômetro e MEV) para os diferentes tamanhos de abrasivos usados nesta pesquisa. Na Figura 75 (a) e (b), mostra-se a superfície de desgaste para as duas matrizes, para o abrasivo de 23,6  $\mu\text{m}$ . Os valores de largura são similares para as duas matrizes até 36  $\mu\text{m}$ .

Na Figura 76 (a) e (b), mostra-se as superfícies de desgaste das duas matrizes com tamanho de abrasivo de 93  $\mu\text{m}$  (tamanho intermediário). Para os abrasivos intermediários, os valores de largura são diferentes. O ferro fundido com matriz martensítica apresentou valores de largura maiores do que com matriz austenítica. Esse resultado pode explicar a maior perda de massa do ferro fundido com matriz martensítica porque os valores de largura do risco são significativamente maiores do que os valores de profundidade do risco, também como já se viram anteriormente, porém, com outra técnica de medida.

Na Figura 77, mostra-se a superfície de desgaste do ferro fundido com matriz martensítica desgastada com tamanhos extremos de abrasivo, para evidenciar a diferença de mecanismos de desgaste atuantes. Na Figura 77 (a), pode-se ver que o mecanismo prevalente de desgaste para tamanho de abrasivo de 16  $\mu\text{m}$  (abrasivo pequeno) é microcorte. Observa-se um risco sem deformação plástica nas bordas, típico do mecanismo de microcorte, que foi feito por um abrasivo agudo. Na Figura 77 (b), observa-se que o mecanismo prevalente de desgaste para tamanho de abrasivo de 141  $\mu\text{m}$  (abrasivo grande) é microsulcamento. Estes resultados contradizem a classificação de desgaste abrasivo proposta por Gates (1998). O autor sugere que o desgaste extremo apresenta-se com abrasivos grandes e pontiagudos que produzem microcorte.

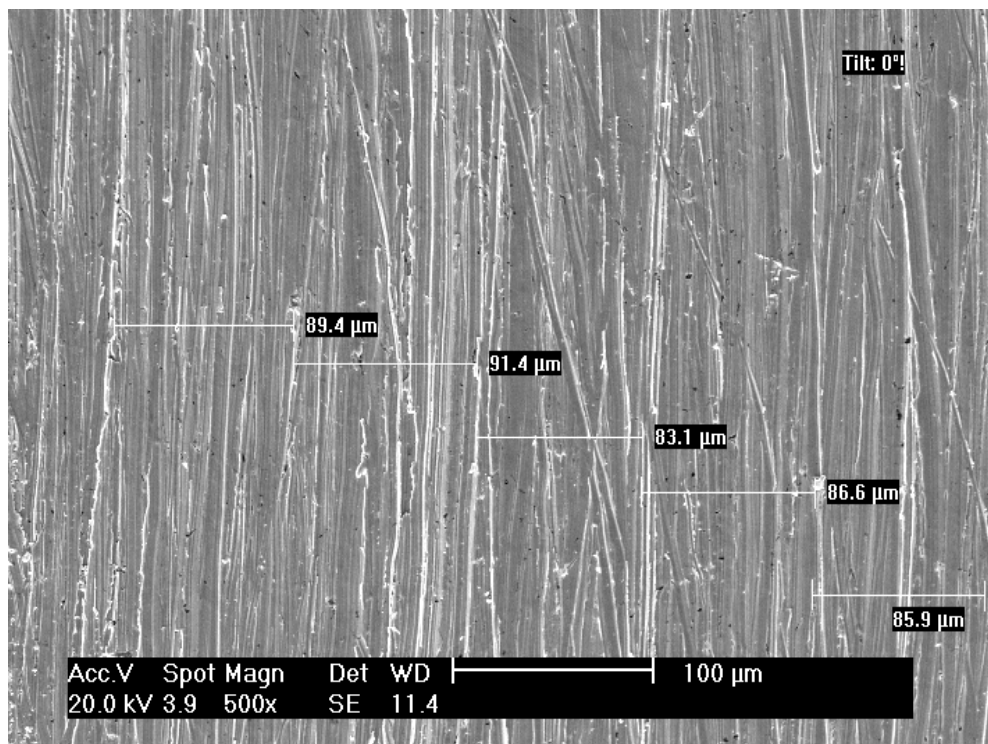


(a)

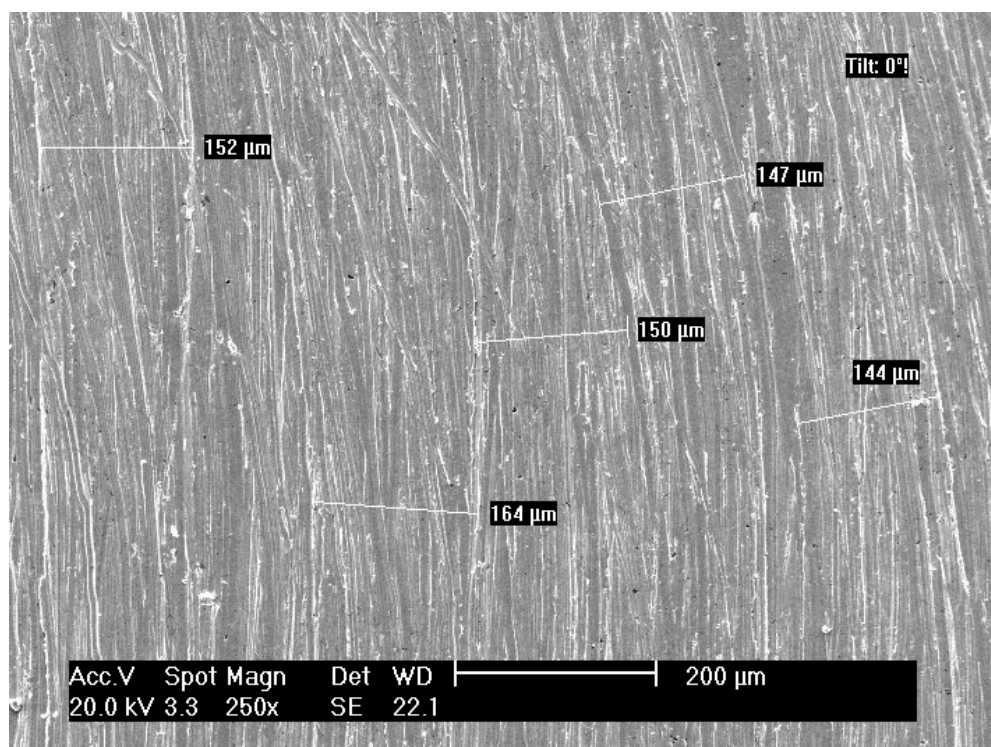


(b)

Figura 75. MEV da superfície após desgaste com abrasivo de 23,6  $\mu\text{m}$  do FFB com matrizes (a) austenítica e (b) martensítica

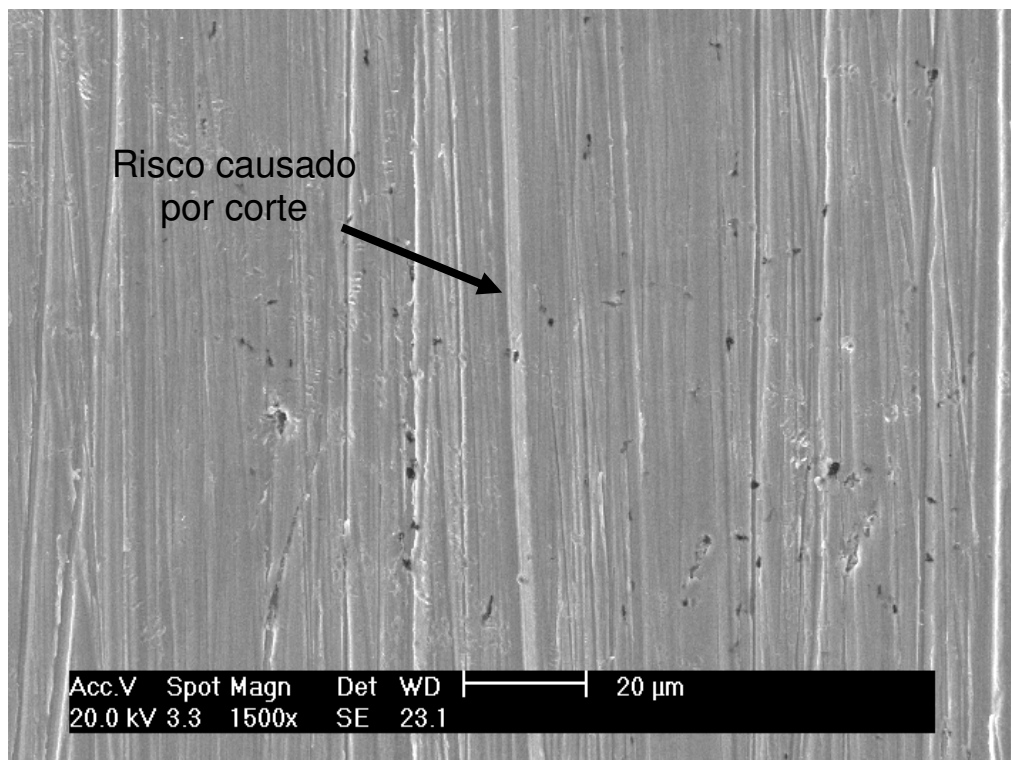


(a)

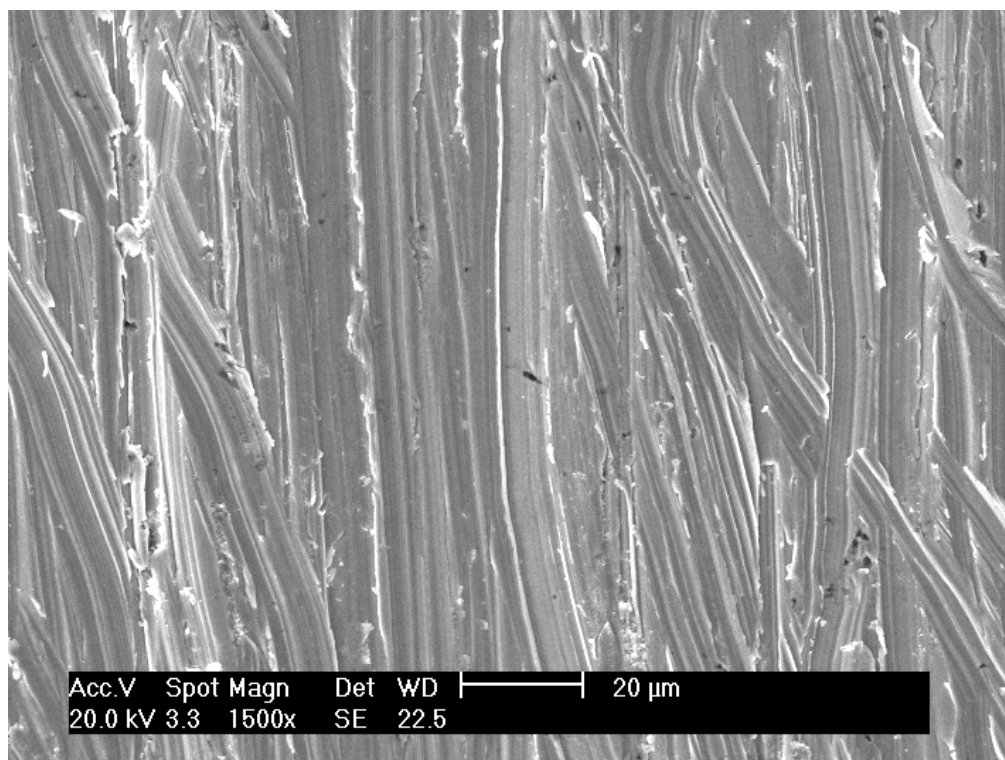


(b)

Figura 76. MEV da superfície após desgaste com abrasivo de 93  $\mu\text{m}$  do FFB com matrizes (a) austenítica e (b) martensítica



(a)



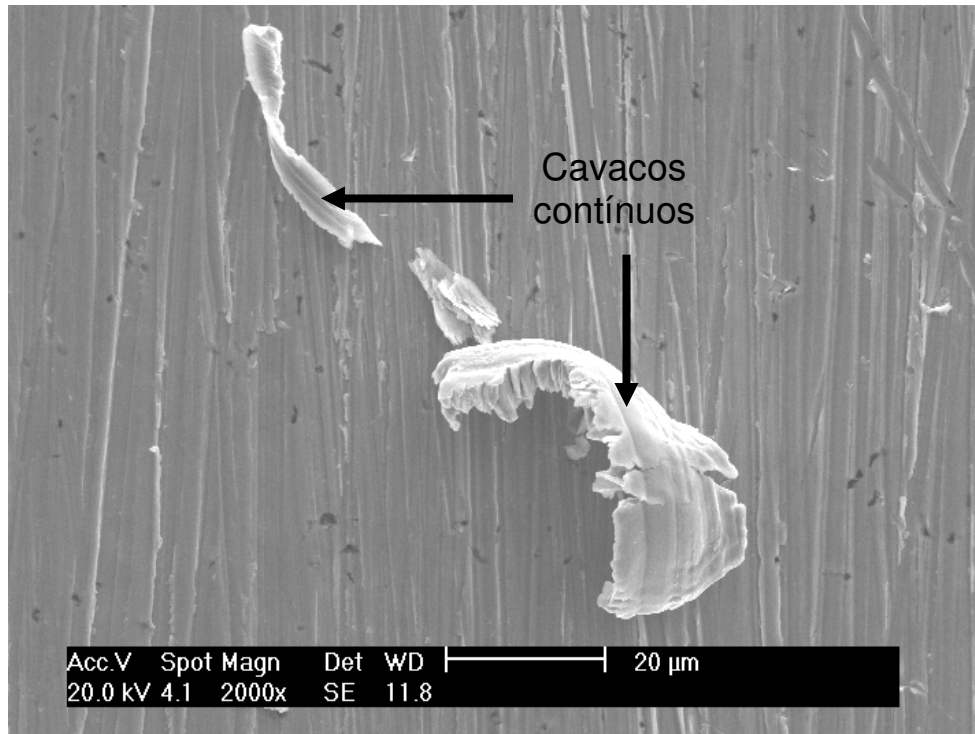
(b)

Figura 77. MEV da superfície de desgaste do FFB com matriz martensítica para tamanho médio de abrasivo (a) 16  $\mu\text{m}$  e (b) 141  $\mu\text{m}$

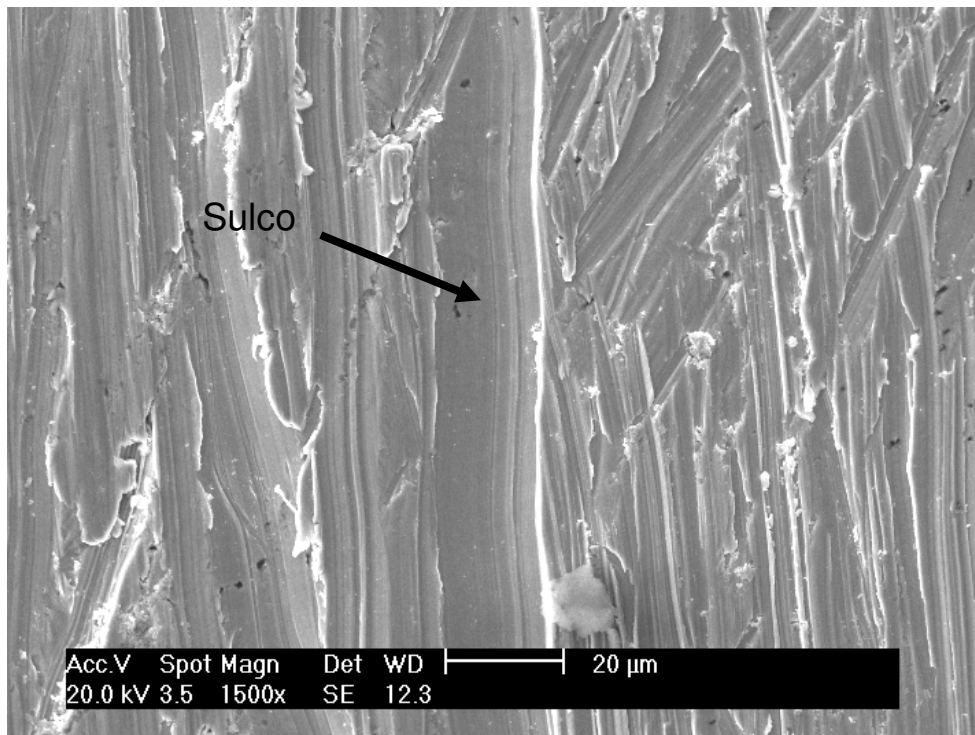
Resultados similares foram encontrados para o ferro fundido com matriz austenítica (Figura 78). Na Figura 78 (a), mostra-se que, para o tamanho de abrasivo médio de 23,6  $\mu\text{m}$ , a superfície de desgaste apresenta riscos sem deformação plástica, típica do mecanismo de microcorte. Os microcavacos observados na superfície confirmam que o mecanismo prevalente de desgaste abrasivo é o microcorte. Na Figura 78 (b) mostra-se que para o tamanho de abrasivo médio de 141  $\mu\text{m}$ , a superfície de desgaste apresenta riscos com deformação plástica nas bordas, típica do mecanismo de microsulcamento. Observa-se um sulco que foi feito por um abrasivo com uma ponta arredondada de aproximadamente 10  $\mu\text{m}$  de raio.

Os resultados indicam que o mecanismo prevalente de desgaste por microcorte muda para o mecanismo prevalente de microsulcamento, quando o tamanho de abrasivo aumenta devido à maior penetração do abrasivo, que produz maior deformação plástica. Sin *et al.* (1979) reportaram que, quando aumenta a profundidade de penetração, aumenta também o acúmulo de material nas bordas (*ridge*) do risco devido à deformação plástica, o que se chama, contemporaneamente, de microsulcamento.

Mezlini *et al.* (2005) distinguiram diferentes micromecanismos de desgaste abrasivo com variação dos ângulos de ataque. Para o ângulo de ataque abaixo de 30° apresentou-se microsulcamento. Para ângulos de ataque acima de 60° o mecanismo prevalente foi microcorte. Para ângulos de ataque intermediários apresentou-se uma transição de microsulcamento para microcorte. Os resultados apresentados por Mezlini *et al.* (2005), confirmam a hipótese apresentada nesta tese, de que com o aumento do tamanho das partículas abrasivas de alumina, os ângulos de ataque diminuem, produzindo uma mudança no mecanismo de desgaste abrasivo, de microcorte para microsulcamento como mecanismo prevalente.



(a)



(b)

Figura 78. MEV da superfície de desgaste do FFB com matriz austenítica para tamanho médio de abrasivo (a) 23,6 μm e (b) 141 μm

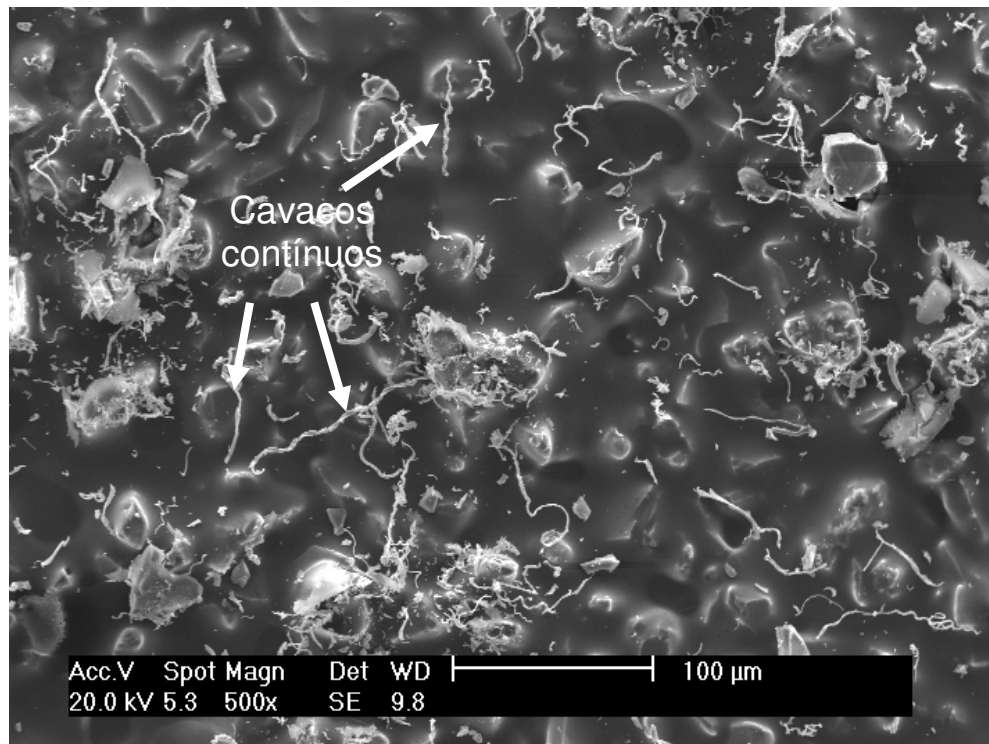
#### 4.2.6 Análise das lixas após os ensaios de desgaste

A degradação dos abrasivos das lixas foi analisada com MEV após o desgaste. O MEV também foi empregado para identificar os tipos de cavacos formados e relacioná-los com os mecanismos de desgaste e o com o tamanho do abrasivo. Na Figura 79, mostra-se a superfície de lixas com diferentes tamanhos de abrasivos, após os ensaios usando o ferro fundido com matriz austenítica. Para tamanhos de abrasivos menores do tamanho de abrasivo crítico ( $36\ \mu\text{m}$ ), os cavacos formados são contínuos. Abrasivos pequenos apresentam pontas agudas e pouca penetração no material, produzindo cavacos contínuos, devido à deformação plástica por cisalhamento. Entretanto, abrasivos maiores com pontas arredondadas ou ângulos de ataque pequenos (rombudos) apresentam maior penetração e produzem altas tensões de compressão, que induz a formação de microtrincas nos cavacos. Além dos microcavacos descontínuos, também foi observada adesão do ferro fundido com matriz austenítica nos abrasivos maiores com pontas achatadas (Figura 79 (c) e (d)).

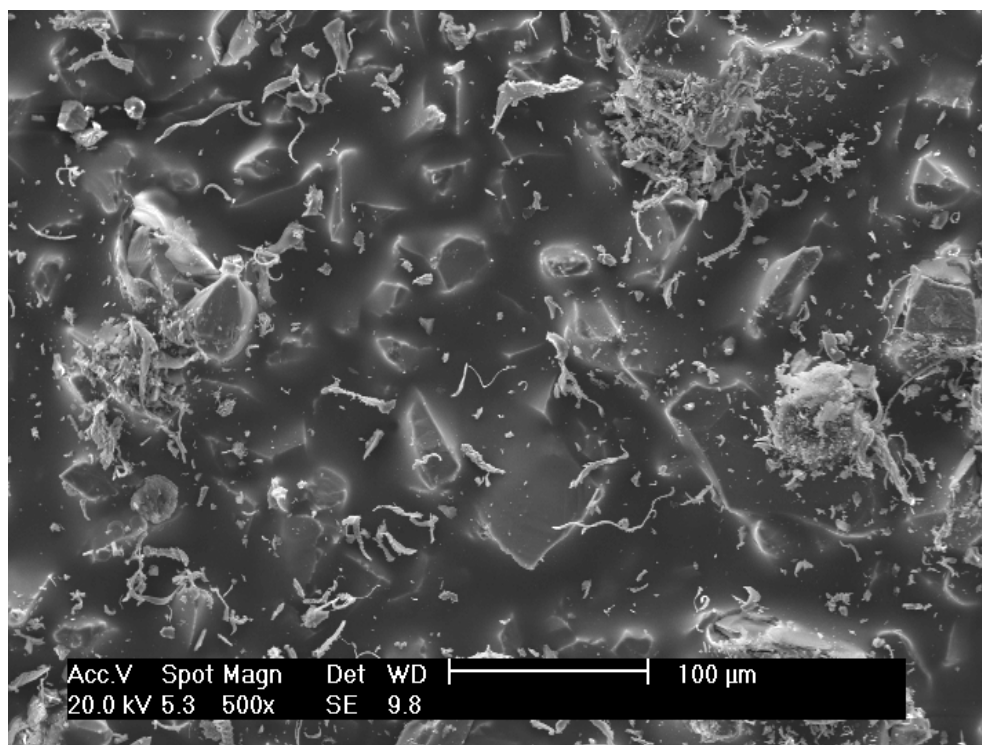
É importante observar que, na curva desgaste versus tamanho de abrasivo, Figura 68, existem duas regiões diferentes, separadas pelo TCA, que correspondem às duas morfologias de cavacos encontradas. As análises de MEV mostram que as partículas de desgaste, na forma de cavacos contínuos apresentam forma espiral e são causados pela ação de corte sem evidência de deformação plástica. Por outro lado, cavacos descontínuos na forma de placas grossas apresentam evidências de deformação plástica.

Evidências semelhantes às obtidas neste trabalho foram encontradas na literatura em operações de usinagem com rebolo. Marinescu (2004) reportou que grãos abrasivos com pontas achatadas impedem a formação de cavaco contínuo. Degarmo *et al.*, (1999) reportaram que abrasivos com ângulos de ataque pequenos ou grãos arredondados não formam cavacos, entretanto, produzem atrito e sulcamento sobre a superfície do material usinado.

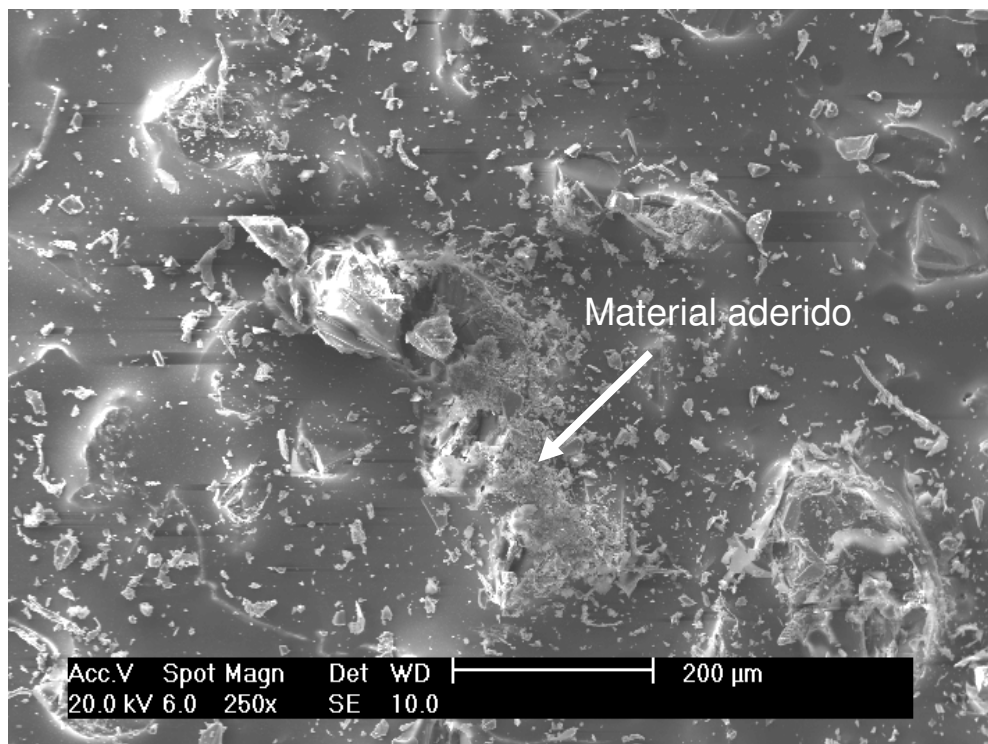




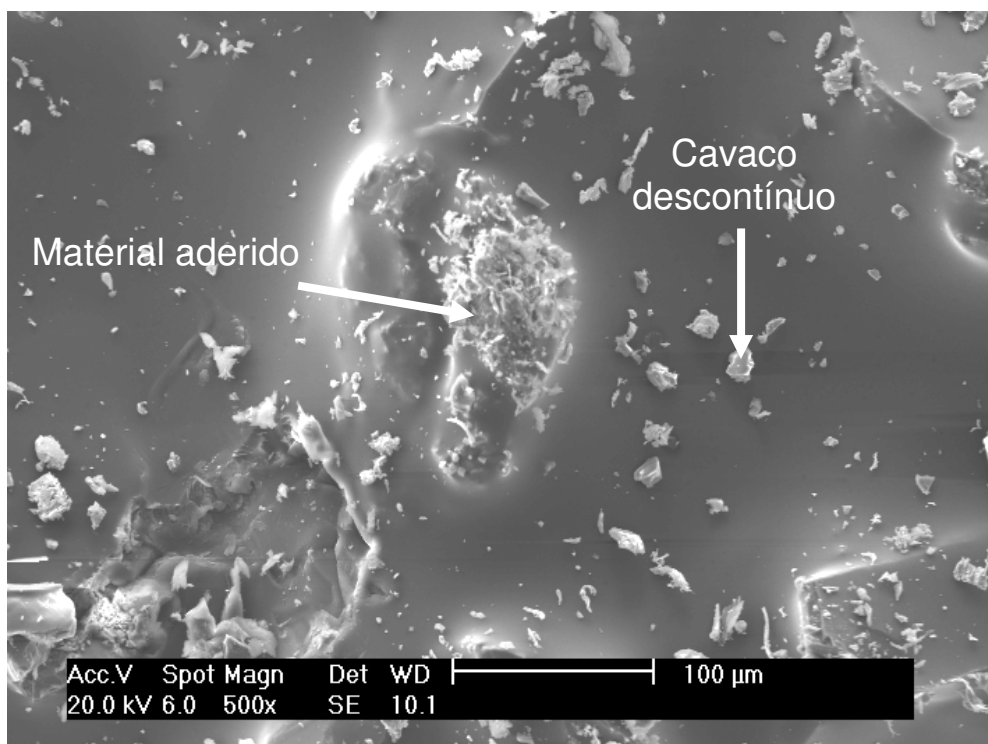
(a)



(b)



(c)



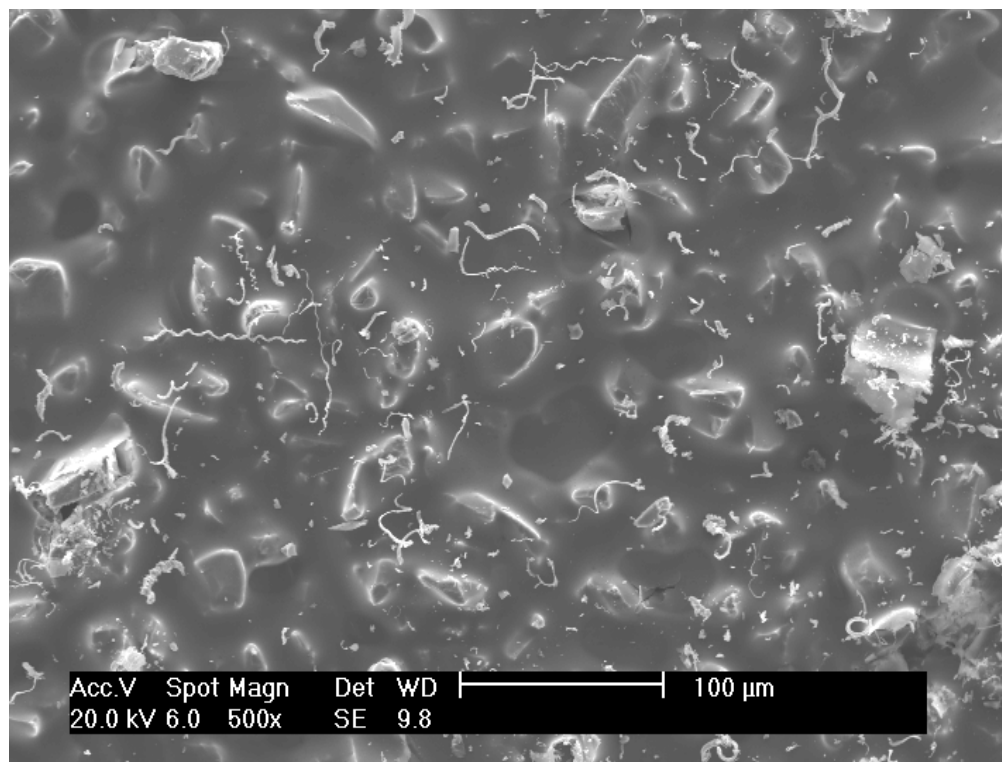
(d)

Figura 79. MEV das lixas após os ensaios do FFB com matriz austenítica para abrasivos de tamanho médio (a) 23,6 μm (b) 36 μm (c) 93 μm e (d) 116 μm

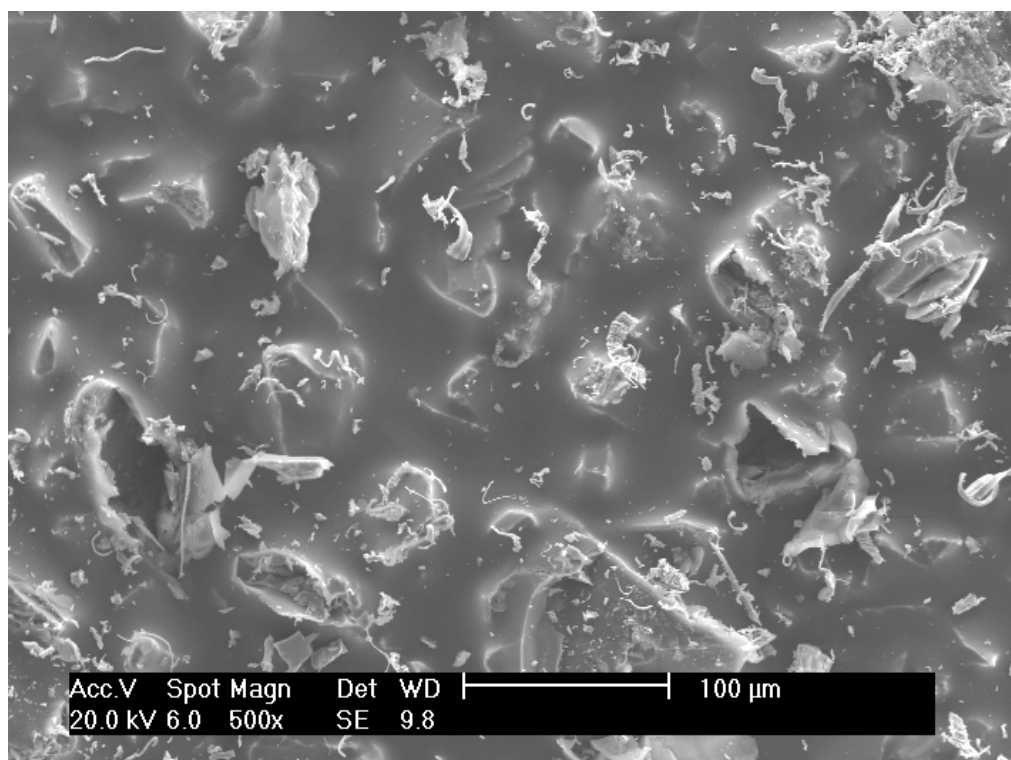
A análise no MEV das lixas que desgastaram os corpos de prova com matriz martensítica está apresentada na Figura 80. Os microcavacos formados no ferro fundido com matriz martensítica, antes de 36  $\mu\text{m}$ , são contínuos; na região de transição (entre 66  $\mu\text{m}$  e 116  $\mu\text{m}$ ), apresenta uma combinação de cavacos contínuos e, descontínuos e acima de 116  $\mu\text{m}$ , os cavacos formados são descontínuos. A morfologia dos cavacos para o ferro fundido com matriz martensítica (Figura 79) pode-se relacionar com as regiões da Figura 72.

Os resultados mostram que existe um tamanho de abrasivo crítico onde se apresenta a transição entre o mecanismo de desgaste com corte (cavacos contínuos sem deformação), usando abrasivos pequenos, para o mecanismo de desgaste com sulcamento (cavacos descontínuos deformados), usando abrasivos grandes. Em um trabalho prévio (CORONADO; SINATORA, 2009 b), usando ferro fundido com grafita e cementita sobre lixa de alumina com tamanho de 36  $\mu\text{m}$ , foi encontrado que, nas altas pressões formam-se cavacos descontínuos e nas baixas pressões, formam-se cavacos contínuos. Uma situação similar pode-se apresentar para altas e baixas pressões, em que altas pressões produzem mais penetração e baixas cargas produzem menor penetração do abrasivo. Sin *et al.*, (1979) reportaram que a extensão do trabalho plástico depende da carga e do tamanho de abrasivo.

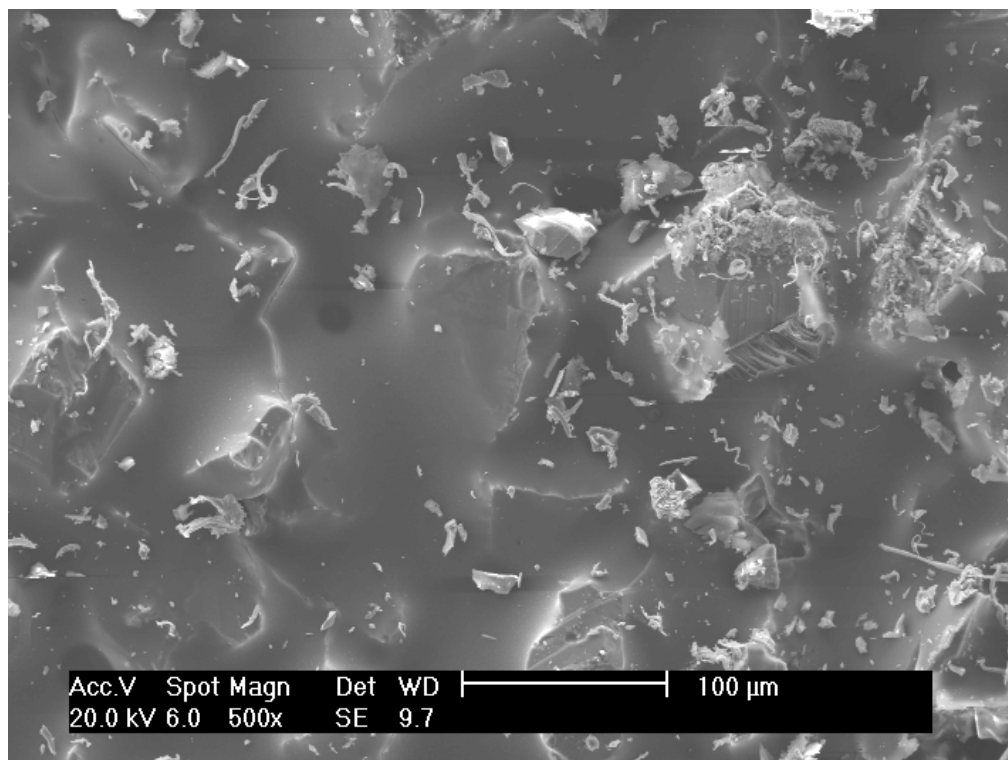
Em resumo, quando aumenta o tamanho de abrasivo, a espessura do cavaco aumenta mudando sua morfologia, devido à transição de microcorte para microsulcamento. Esse resultado confirma os mecanismos de desgaste observados na superfície das amostras, porque cavacos contínuos são característicos de microcorte e cavacos descontínuos são característicos de severa deformação plástica. Os resultados mostram que existe uma relação entre o tamanho crítico de abrasivo e os tipos de cavacos formados após o desgaste.



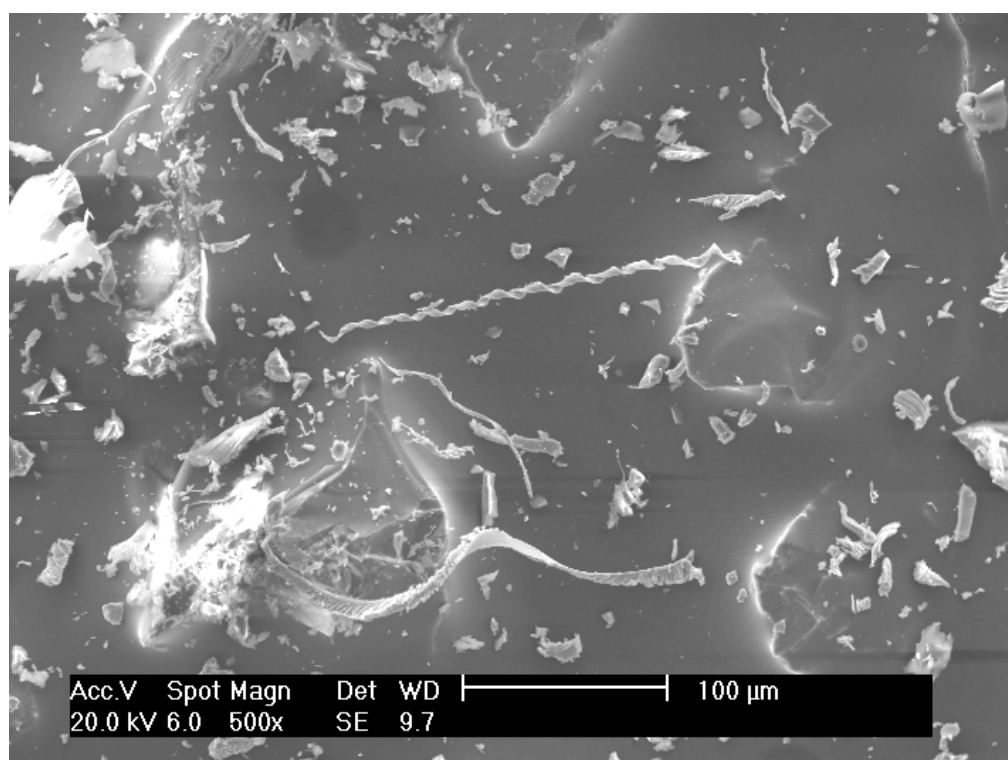
(a)



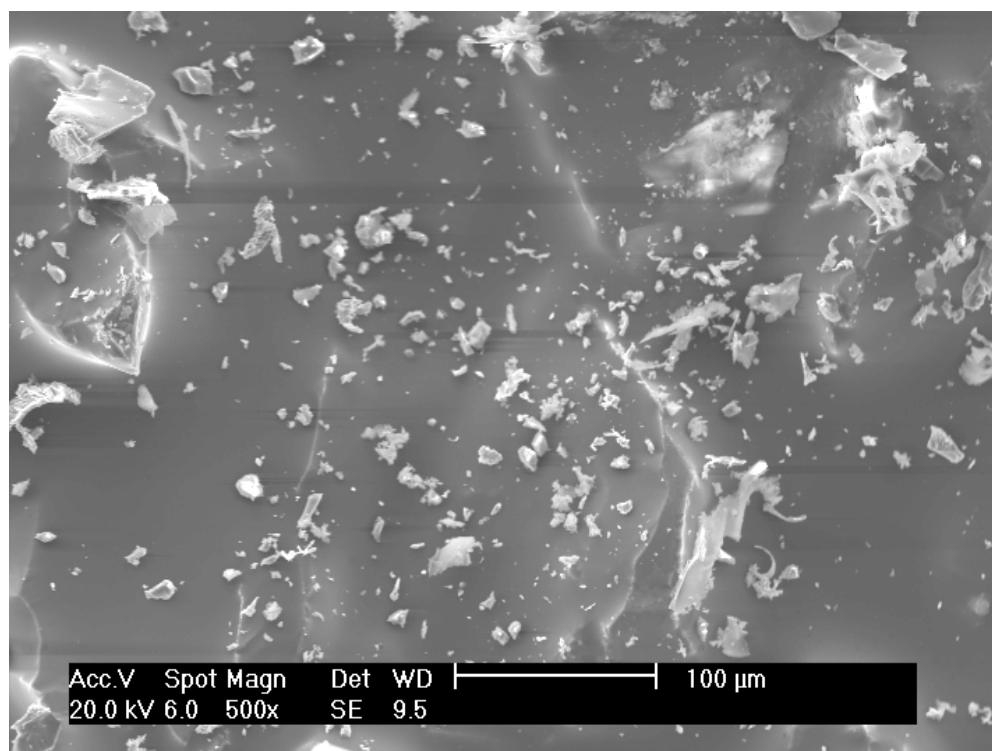
(b)



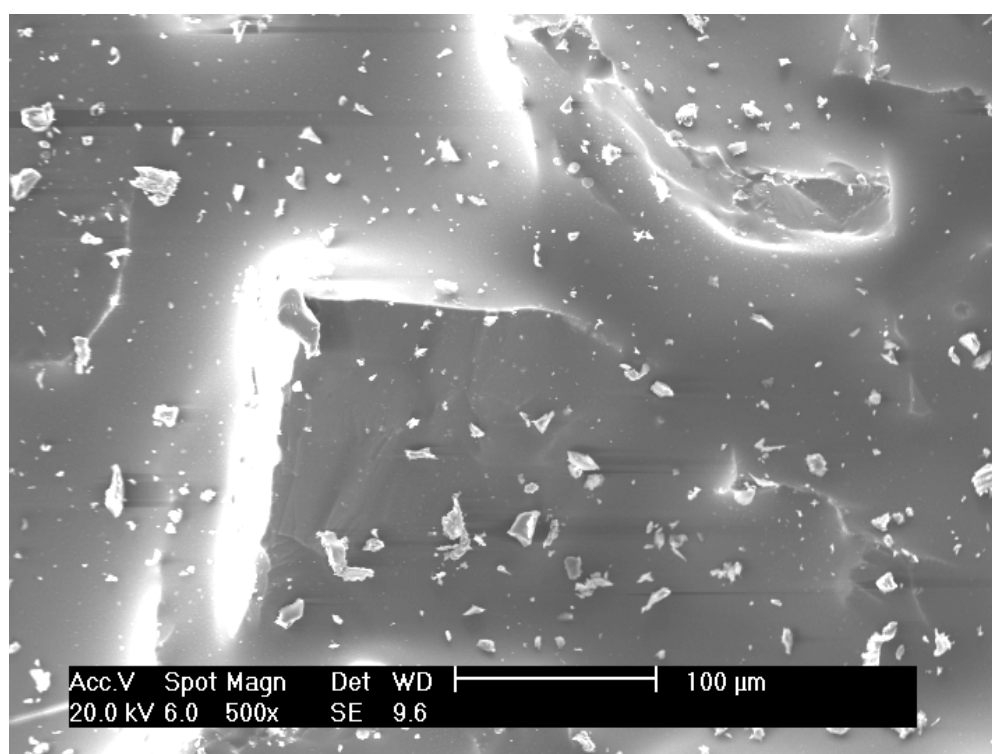
(c)



(d)



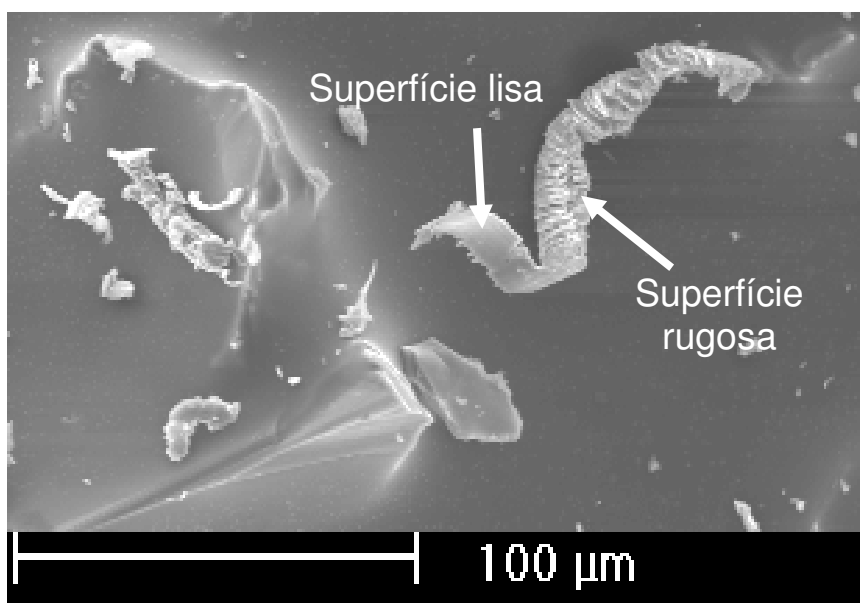
(e)



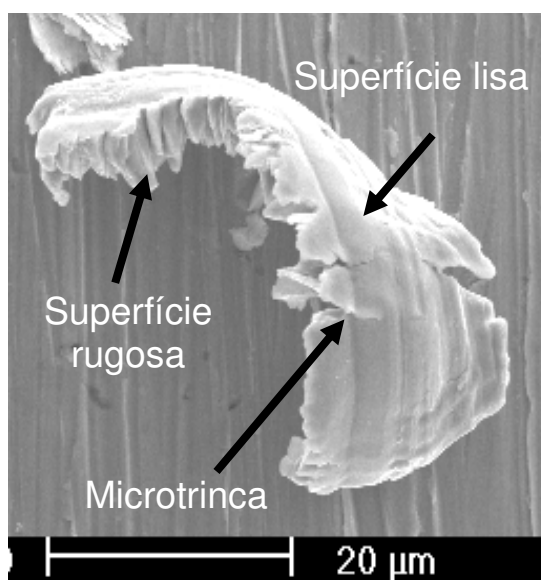
(f)

Figura 80. MEV das lixas após os ensaios do FFB com matriz martensítica para abrasivos de tamanho médio (a) 23,6 μm (b) 36 μm (c) 66 μm (d) 93 μm (e) 116 μm e (f) 141 μm

Em desgaste abrasivo, os microcavacos são formados com os mesmos princípios básicos de compressão e cisalhamento que acontecem na usinagem. Na Figura 81 mostram-se os microcavacos com altos aumentos, nota-se que uma das superfícies do microcavaco é lisa. A superfície lisa deveria estar em contato com a superfície de ataque do abrasivo, enquanto que a superfície oposta, que apresenta a típica forma lamelar, estaria livre.



(a)



(b)

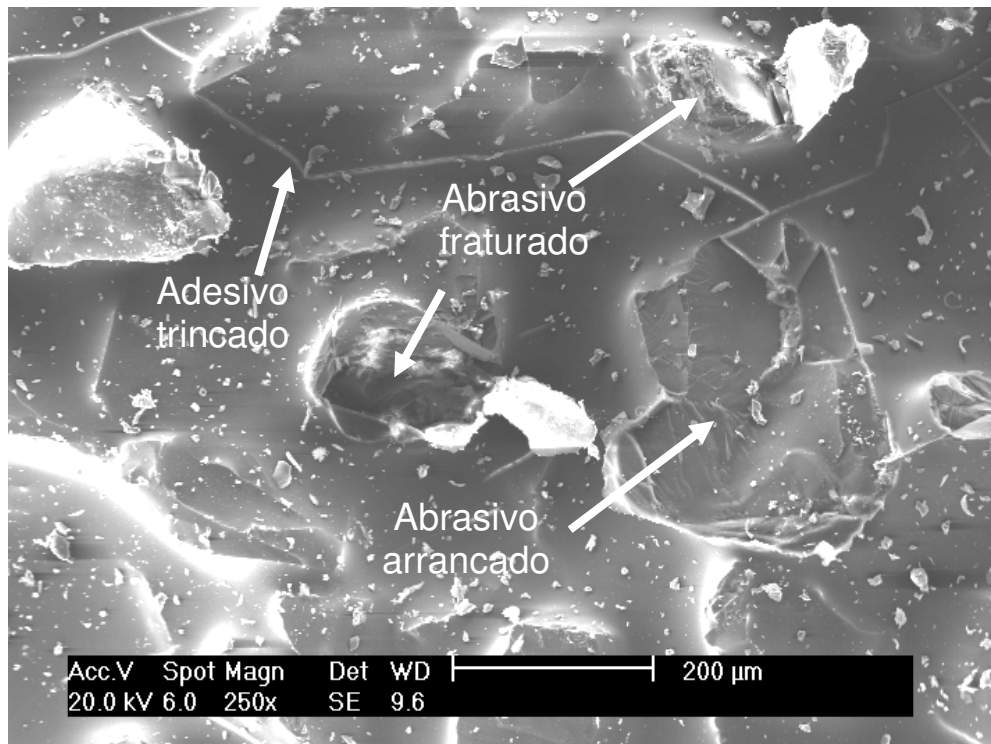
Figura 81. MEV dos microcavacos após o desgaste abrasivo sobre (a) lixa e (b) superfície desgastada

Para explicar por que a perda de massa aumenta acima do TCA para o FFB com matriz austenítica e fica independente do tamanho abrasivo para o FFB com matriz martensítica, observações adicionais foram realizadas nos abrasivos.

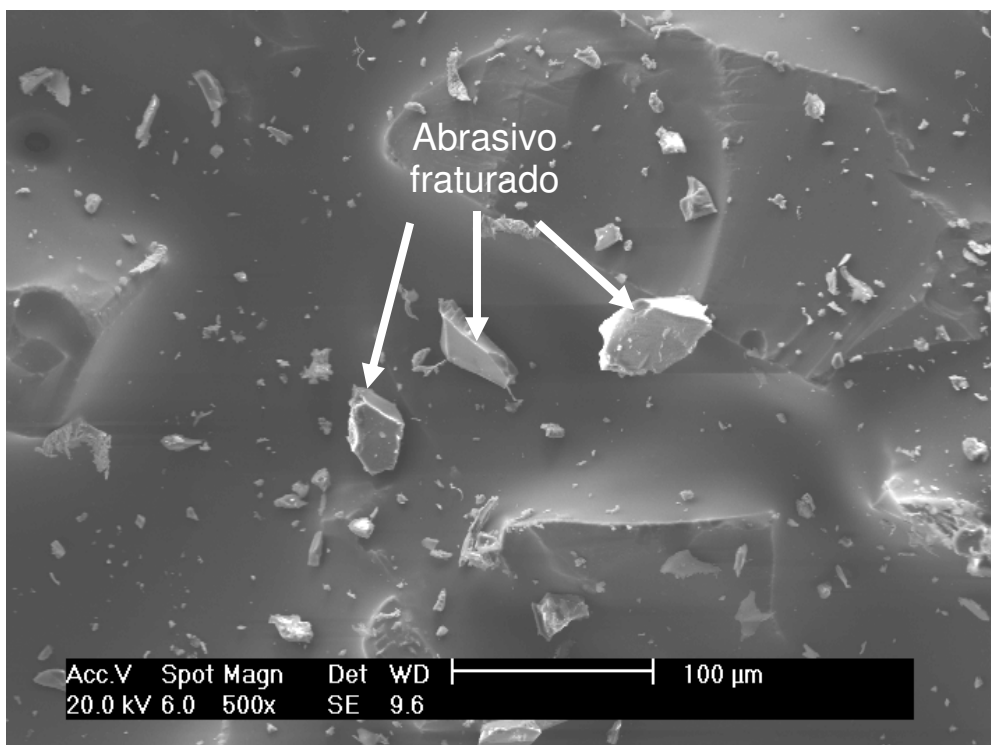
Na Figura 82 mostram-se abrasivos fraturados na lixa, usando FFB com matriz martensítica. Comportamento similar observou-se no ferro fundido com matriz austenítica, porém, em menor quantidade. O ferro fundido com matriz martensítica produz desprendimento e fratura de abrasivos grandes, porque a alta largura de penetração e a dureza da martensita aumentam as forças de corte. As forças de corte são consideradas como a ação do material ao abrasivo (DINIZ, 2000) e são altas para abrasivos grandes, porque existe pouca quantidade de grãos na mesma área e a carga sobre cada abrasivo é maior do que para lixas com abrasivos pequenos. Santana e De Mello (1993) explicaram que, aumentando o tamanho médio dos abrasivos, diminui-se a densidade de abrasivos para a mesma carga, aumentando a pressão individual responsável pelos profundos sulcamentos. Abrasivos grandes também aumentam as forças de corte, porque aumenta o coeficiente de atrito (ANVIENT *et al.*, 1960; SIN *et al.*; 1979). No caso do presente trabalho, a geometria dos abrasivos favoreceu mais o aumento da largura do que o da profundidade, o que, do ponto de vista de forças de corte, resulta no mesmo, ou seja, um aumento dos esforços de corte e, portanto, da probabilidade de fratura do abrasivo. Uma observação necessária a esta discussão é que, nos artigos da literatura em geral, faz-se menção ao aumento da profundidade de corte sem, entretanto, efetuar medidas como as quais foram feitos os experimentos neste trabalho.

A fratura e o desprendimento dos abrasivos grandes são outras razões para explicar por que as curvas de perda de massa versus tamanho de abrasivo e largura de risco versus tamanho de abrasivo ficam constantes para abrasivos grandes (aproximadamente 116  $\mu\text{m}$ ), independentemente de aumento adicional do tamanho de abrasivo, quando o ferro fundido, com elevada dureza é ensaiado. Larsen-Badse (1968a) reportou que acima do TCA, a taxa de desgaste é constante ou diminui com a carga aplicada. Os resultados desse autor podem ser explicados com base na fratura dos abrasivos, como discutido nesta tese, ou também pelo trincamento do adesivo, que pode ter levado ao desprendimento dos grãos abrasivos.





(a)



(b)

Figura 82. MEV de abrasivos fraturados em lixas de tamanho médio de abrasivo de 141  $\mu$ m após o desgaste de FFB com matriz martensítica (a) 250X e (b) 100X

#### 4.2.7 Efeito do tamanho do abrasivo na energia específica de corte

O efeito do tamanho de abrasivo na energia específica de corte para desgaste abrasivo a dois corpos foi estudado por Backer *et al.*, (1952); Malkin e Joseph, (1975); Date e Malkin, (1976); Misra e Finnie, (1981). Na usinagem por abrasão os estudos foram efetuados por Malkin (1989) e, na usinagem por corte, por Graham e Baul (1972), todos eles em materiais homogêneos (sem segunda fase grande). A energia específica de corte ( $U$ ) é a energia requerida por unidade de volume de material removido. Para esta pesquisa,  $U$  foi calculado com a equação 4 (DATE; MALKIN, 1976). Na Figura 83, mostra-se o efeito do tamanho de abrasivo na energia específica de corte para o FFB, com matrizes austenítica e martensítica estudados neste doutorado.

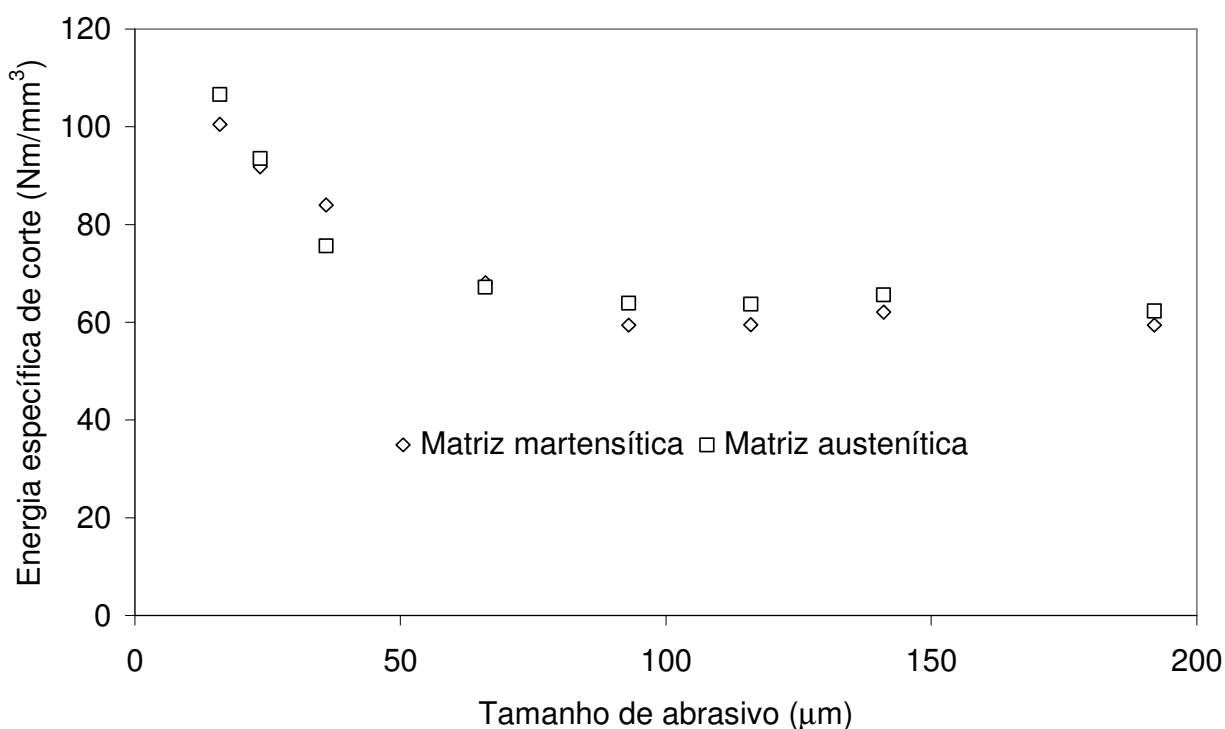


Figura 83. Relação entre a energia específica de corte e o tamanho abrasivo do FFB com matrizes martensítica e austenítica

A energia específica de corte diminui rapidamente com o aumento do tamanho do abrasivo, até alcançar TCA (aproximadamente  $93 \mu\text{m}$ ). Acima deste valor (TCA), a energia específica fica independente do tamanho de abrasivo (aproximadamente  $60 \text{ Nm}/\text{mm}^3$ ). Alguns autores propuseram algumas hipóteses para explicar o efeito do

tamanho abrasivo em processos de usinagem por abrasão, porém, os cavacos formados após os ensaios não foram caracterizados com MEV. De acordo com Backer *et al.*(1952), reportou que os cavacos diminutos produzidos por abrasivos pequenos requerem alta energia específica de corte, devido ao aumento na resistência do material (aproximada à resistência teórica), porque os cavacos finos apresentam pouca quantidade de defeitos como, contornos de grão, defeitos do cristal e impurezas.

Larsen-Badse (1968a) propôs que o trabalho usado em remoção de material é a soma de várias contribuições: deformação plástica de corte para formar cavacos, deslocação de material nas bordas (*ridge*) devido à deformação plástica, trabalho de atrito no processo de corte e trabalho gasto no processo de formação de cavaco. Para abrasivos pequenos, outras contribuições são: trabalho para formar novas superfícies e trabalho elástico. Malkin (1989) reportou que altos valores de energia específica de corte foram apresentadas, quando os parâmetros do processo foram ajustados para reduzir a deformação dos cavacos.

Na Figura 83, mostra-se que o corte é um modo importante de consumo de energia para abrasivos pequenos. Esse resultado confirma a hipótese apresentada nesta pesquisa de que o microcorte é o mecanismo prevalente de desgaste abrasivo para abrasivos pequenos analisando tanto a superfície de desgaste como os tipos de microcavacos formados nas lixas. Nesta pesquisa, também foi mostrado que o material removido antes do TCA tem forma de microcavacos contínuos e finos e a área transversal (profundidade e largura dos riscos) aumenta com o aumento do tamanho de abrasivo, formando microcavacos descontínuos e deformados. Acima do TCA, os cavacos formados são mais grossos, provavelmente com mais quantidade de defeitos microestruturais, que levam a uma diminuição da energia específica de corte. Porém, abaixo do TCA, os cavacos são mais finos e contínuos, portanto, é necessária mais energia específica de corte, para formar novas superfícies, com menos defeitos. Os resultados indicam que a mudança da área transversal e forma dos cavacos explicam o efeito do tamanho de abrasivo, devido à baixa quantidade de defeitos e à maior energia específica de corte para criar novas superfícies (cavacos contínuos).

Para usinagem por abrasão e por corte, a energia específica de corte é relacionada com a sua profundidade (BACKER *et al.*, 1952; GRAHAM; BAUL, 1972; MALKING; JOSEPH, 1975; MALKIN, 1989). Porém, para ensaios abrasivos a dois corpos, não se reporta essa relação. Portanto, nesta pesquisa, foi medida a profundidade dos riscos e relacionada com o tamanho de abrasivo, para saber se existe um comportamento similar com os processos de usinagem. Os resultados são mostrados na Figura 84.

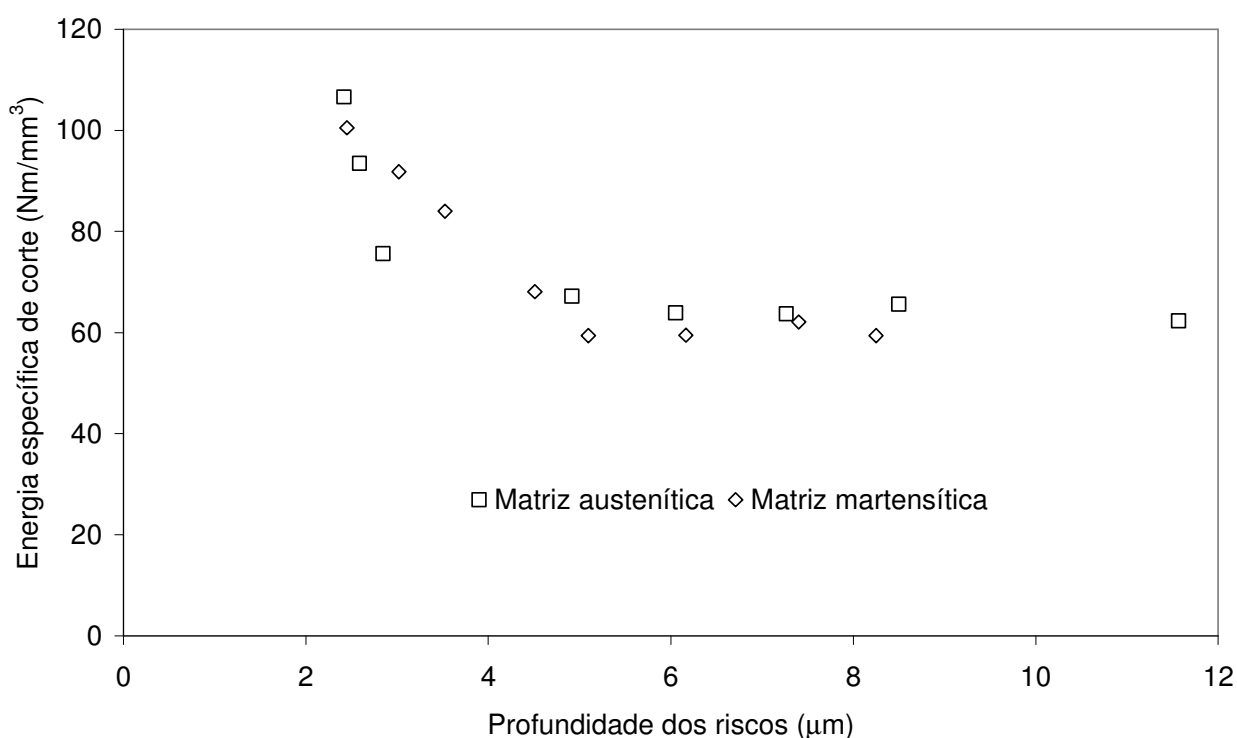


Figura 84. Relação entre a energia específica de corte e a profundidade do risco para o FFB com matrizes austenítica e martensítica

Devido ao que existe, uma relação proporcional entre o tamanho de abrasivo e a profundidade, o efeito do TCA é similar. A energia específica de corte diminui rapidamente com o aumento da profundidade do risco, até alcançar uma profundidade crítica (aproximadamente  $6 \mu\text{m}$ ). Acima deste valor, a energia específica fica independente da profundidade do risco.

#### 4.2.8 Efeito do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito

Na Figura 85, mostra-se a relação entre o coeficiente de atrito ( $\mu$ ) e o tamanho do abrasivo para o ferro fundido com matrizes austenítica e martensítica. O coeficiente de atrito aumenta linearmente com o tamanho do abrasivo, até alcançar o TCA de 66  $\mu\text{m}$ . Para abrasivos acima de 93  $\mu\text{m}$ , porém, o coeficiente de atrito fica constante para as duas matrizes.

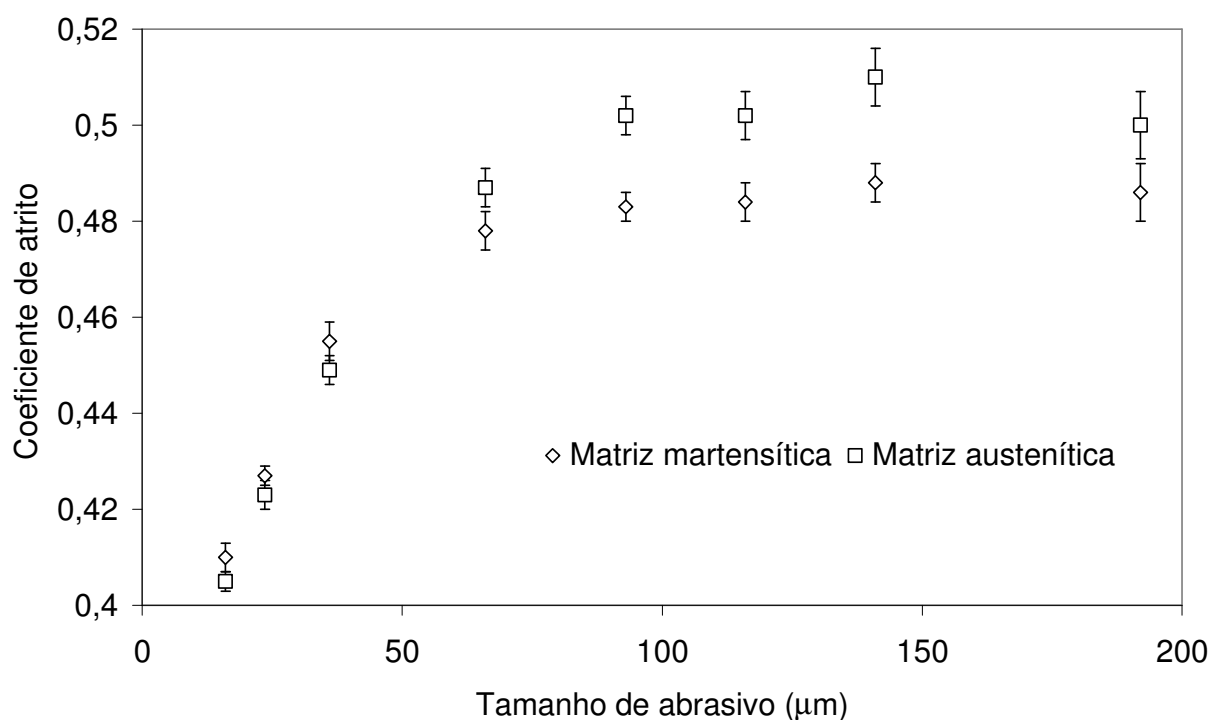


Figura 85. Relação entre o coeficiente de atrito e o tamanho do abrasivo para FFB com matrizes austenítica e martensítica

O coeficiente de atrito aumenta com o tamanho do abrasivo porque:

- o componente de microsulcamento aumenta;
- as forças de corte são consideradas como a ação do material sobre o abrasivo, que são maiores para abrasivos grandes, porque existe menor quantidade de grãos na mesma área e a carga sobre cada abrasivo é maior do que para abrasivos pequenos.

Para abrasivos pequenos, o coeficiente de atrito para as duas matrizes é similar (dentro do erro experimental). Porém, para abrasivos grandes (acima do TCA), o ferro fundido com matriz austenítica apresentou maior  $\mu$ . Avient *et al.* (1960) reportaram que  $\mu$  diminui com o aumento da dureza dos materiais. Nesta pesquisa, para abrasivos acima do TCA, o ferro fundido com matriz martensítica apresentou menor  $\mu$ , porém, para abrasivos abaixo do TCA, o coeficiente de atrito foi similar, provavelmente, porque as duas matrizes apresentaram riscos com valores similares de profundidade e largura. Avient *et al.* (1960) manifestaram a possibilidade que riscos mais profundos causados pelos abrasivos nos metais moles afetam o coeficiente de atrito. Os resultados demonstram que a austenita encrua com a distância percorrida e com o tamanho do abrasivo, portanto, pode aumentar o valor da tensão de cisalhamento em comparação com a dureza do material (HUTCHINGS, 1992), aumentando o componente adesivo do coeficiente de atrito. Na Figura 79 (c) e (d), foi observada adesão do ferro fundido com matriz austenítica nos abrasivos maiores.

Sin *et al.* (1979) reportaram que com a diminuição do tamanho de abrasivo, a largura de contato ( $w$ ) diminui e, conseqüentemente, a relação  $w/r$  ( $r$  é o raio da ponta). Portanto,  $\mu$  diminui devido à diminuição do componente de sulcamento. Spurr e Newcomb (1957) reportaram que o aumento de  $\mu$ , com o aumento do tamanho de abrasivo é devido provavelmente, a um aumento do componente de sulcamento. Os autores, porém, não explicam por que há um aumento no componente de sulcamento.

Pintaúde *et al.* (2003) encontraram que  $\mu$  se eleva com o aumento do tamanho de abrasivo para o aço AISI 1006, usando vidro como abrasivo. Para o aço AISI 52100, porém, o  $\mu$  foi constante. Uma possível explicação para isso é fato de a dureza do vidro ser menor do que o aço AISI 52100, portanto, a deformação plástica do material desgastado ser muito baixa para produzir sulcamento.

Na Figura 86, mostra-se a relação entre a perda de massa e  $\mu$ . O ferro fundido com matriz martensítica apresenta uma relação parabólica, porém, o FFB com matriz austenítica apresenta uma relação linear.

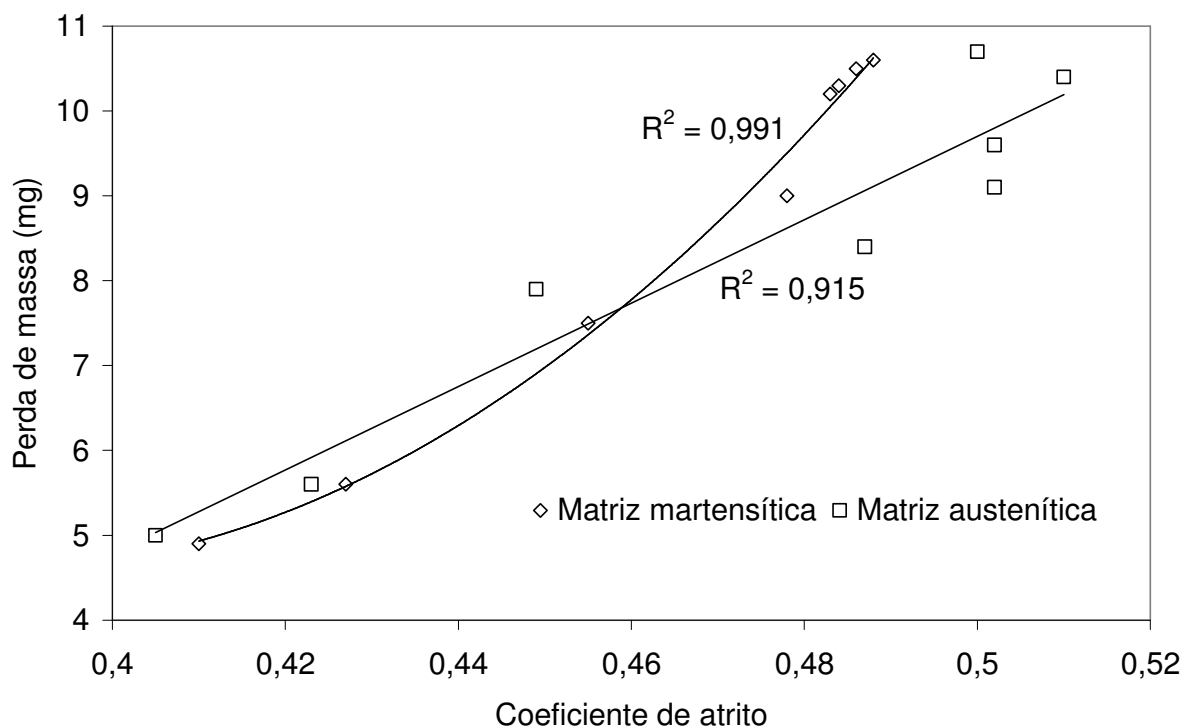


Figura 86. Relação entre a perda de massa e o coeficiente de atrito para FFB com matrizes austenítica e martensítica

A correlação em ambos os casos é elevada, provavelmente, porque os valores de coeficiente de atrito estão na faixa de estudo, controlados pelo mesmo fenômeno que se intensifica com o aumento do tamanho de grão, a força de corte ou, como tratado mais comumente na literatura, o componente de sulcamento (deformação). É possível notar, ainda, que as perdas de massa deste estudo estão no mesmo regime (severo) de desgaste. Essa ressalva é importante, pois as correlações entre coeficiente de atrito e desgaste são em geral fortuitas (ANVIENT, 1960).

#### 4.2.9 Resumo da segunda série de experimentos

Na segunda série de experimentos, foi usado ferro fundido branco, com matrizes austenítica e martensítica. O ferro fundido com matriz austenítica apresentou um tamanho crítico de abrasivo (TCA) de 36  $\mu\text{m}$  e, para o ferro fundido martensítico, foi aproximadamente de 116  $\mu\text{m}$ . A perda de massa do ferro fundido com matriz austenítica aumentou linearmente com o aumento do tamanho dos abrasivos, até alcançar o tamanho crítico, após o TCA, a perda de massa aumenta a uma taxa linear inferior. O ferro fundido martensítico, com menores tamanhos do abrasivo,

apresentou um comportamento linear. Existe, porém, uma região de transição não-linear e achata, quando o tamanho de partícula crítica é atingido, tornando-se independente do tamanho do abrasivo. Antes do TCA, o micromecanismo prevalente de desgaste foi microcorte e a lixa apresentou cavacos contínuos e, após o TCA, o mecanismo prevalente de desgaste foi microsulcamento e apresentou cavacos descontínuos.

#### **4.2.10 Dúvidas decorrentes da segunda série de experimentos**

Em decorrência da segunda série de experimentos surgiram as seguintes questões:

- a) Os tipos de cavacos e micromecanismos de desgaste abrasivo estariam associados as diferentes regiões da curva, tamanho de grão versus perda de massa nos estudos da literatura sobre materiais sem segunda fase dura? Ou seja, o modelo proposto nesta tese é um modelo geral para metais?
- b) O comportamento diferente do ferro fundido com matriz austenítica em relação ao com a matriz martensítica é um comportamento geral para materiais com estrutura cúbica de fase centrada (CFC)?

Para verificar as questões acima, realizou-se a terceira série de experimentos em dois materiais, sem segunda fase dura.



### 4.3 TERCEIRA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – AÇO E ALUMÍNIO

Na terceira série de experimentos, dois materiais foram ensaiados: aço AISI 1045 e alumínio (CFC). As lixas após o desgaste e os mecanismos de desgaste foram observadas com MEV antes e após do TCA.

#### 4.3.1 Dureza, análise microestrutural e composição química

Na Figura 87, mostra-se a microestrutura do aço AISI 1045, atacado com Nital 3 %, apresentando grãos de ferrita (fases brancas) e perlita. O aço apresentou uma dureza de  $190 \pm 6$  HV (carga de 10 Kgf) e uma composição química de: 0,46 % C, 0,7 % Mn, 0,25 % Si, 0,02 % P e 0,04 % S.

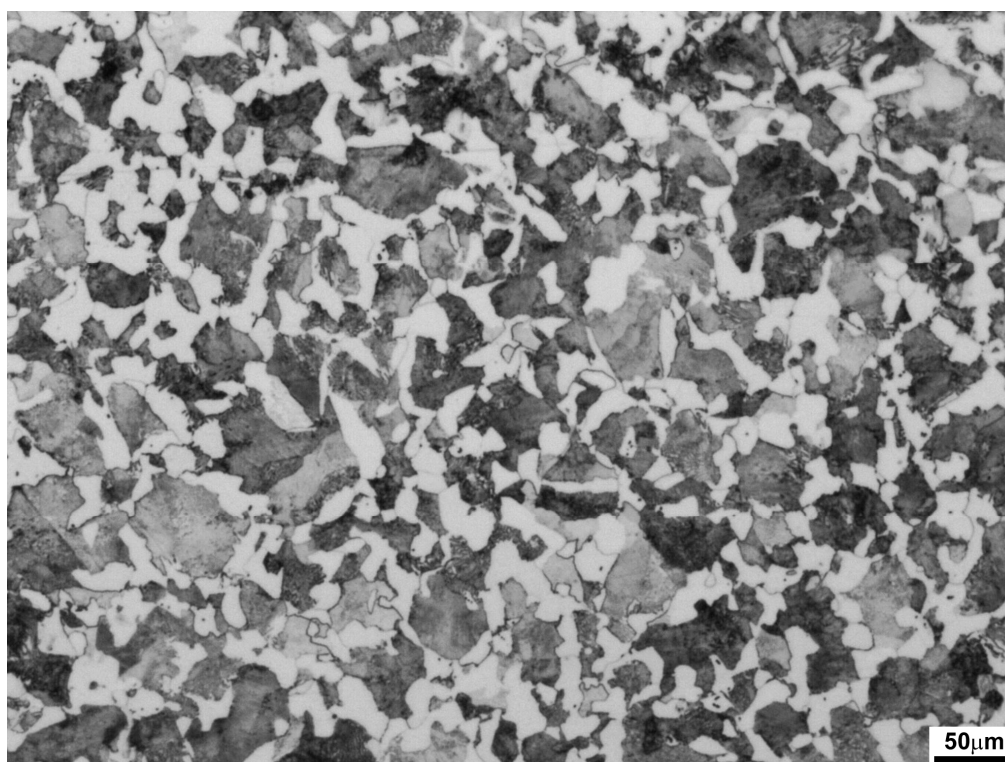


Figura 87. Micrografia do aço AISI 1045

Na Figura 88, mostra-se a microestrutura do alumínio, atacado com HCl 2 %, apresentando dispersão de partículas insolúveis de Al-Mg (grandes e pequenas). O alumínio apresentou uma dureza de  $109 \pm 3$  HV (10 Kgf) e uma composição química de 98 % Al e 2 % Mg.

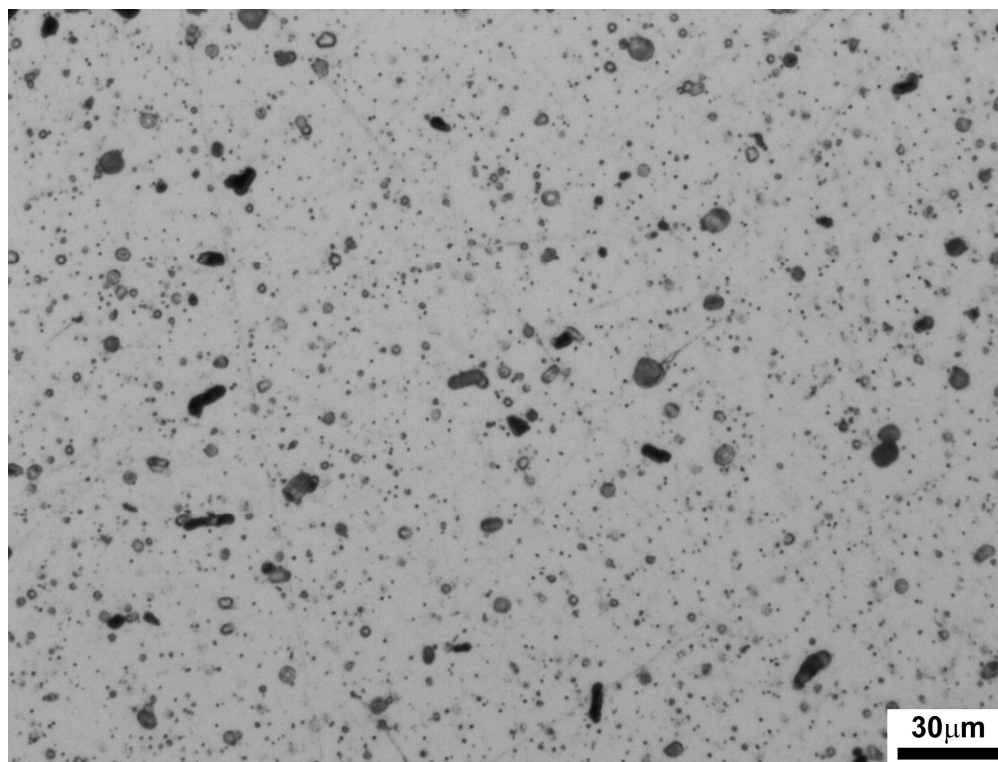


Figura 88. Micrografia do alumínio

#### 4.3.2 Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa

O efeito do tamanho do abrasivo em materiais sem segunda fase dura foi atribuído na literatura a: *clogging*, partículas adesivas, contatos elásticos, deterioração de abrasivos pequenos, abrasivos pequenos com pontas arredondadas, microsulcamento produzido por abrasivos pequenos, entre outros (ANVIENT, 1960; RABINOWICZ; DUNN, 1961; GODDARD; WILMAN, 1962; RABINOWICZ; MUTIS, 1965; LARSEN-BADSE, 1968a; LARSEN-BADSE, 1968b; DATE; MALKIN, 1976; SIN *et al.*, 1979; MISRA; FINNIE, 1981a; MISRA; FINNIE, 1981b; SASADA *et al.*, 1984). Porém, não existem estudos que analisem os cavacos (partículas de desgaste) após o desgaste abrasivo. Portanto, foram analisados os cavacos de dois materiais sem segunda fase dura, para saber se eles apresentam os mecanismos de abrasão e a formação de microcavacos similares a os materiais de segunda fase dura deste estudo.

Na Figura 89, mostra-se a relação entre a perda de massa e o tamanho do abrasivo para o aço e o alumínio. Os resultados indicam que, para o alumínio, a perda de massa aumenta linearmente, até alcançar o TCA de 36 µm e, após o TCA, a perda de massa aumenta a uma taxa menor. Curvas similares foram reportadas na literatura, porém, o valor de TCA foi de 100 µm (NATHAN; JONES, 1966),

provavelmente porque as condições de operação, dureza do material e dureza de abrasivo foram diferentes. Esse resultado é semelhante ao obtido para o ferro fundido branco com matriz austenítica como mostrado na Figura 68. Portanto, foi encontrada uma relação entre o formato da curva com a estrutura cristalina CFC dos materiais ensaiados.

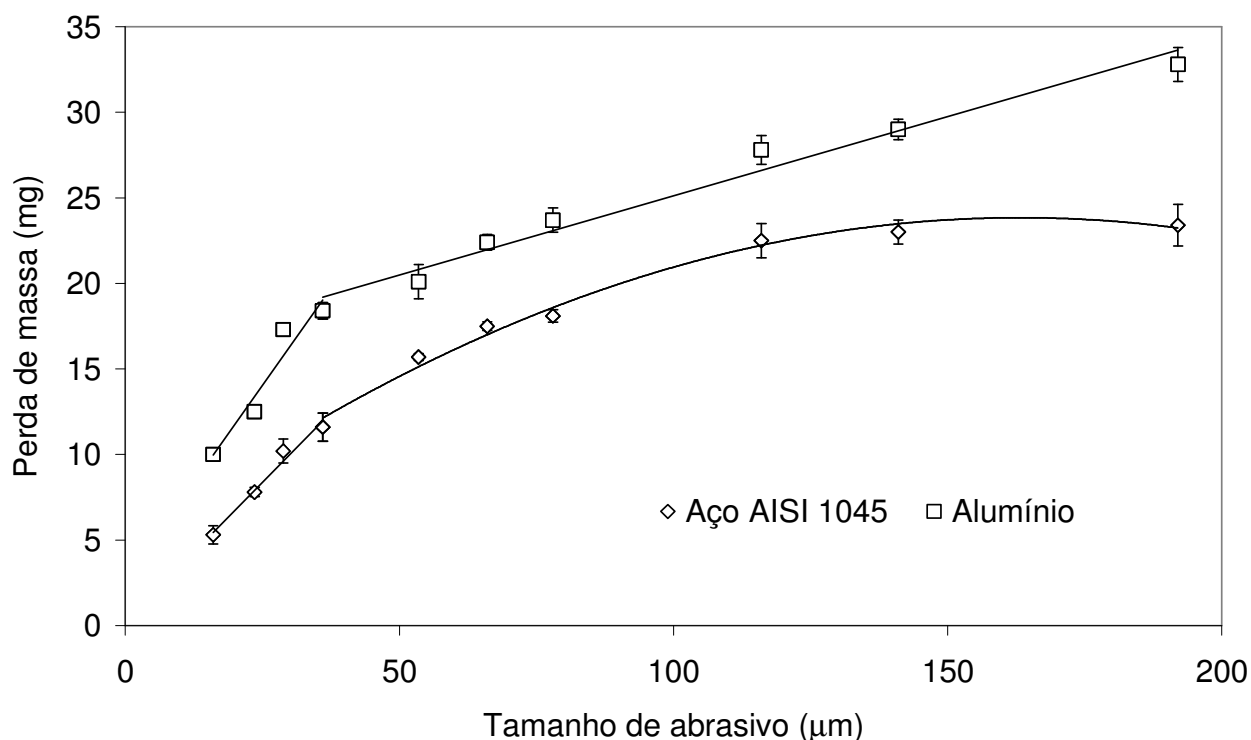


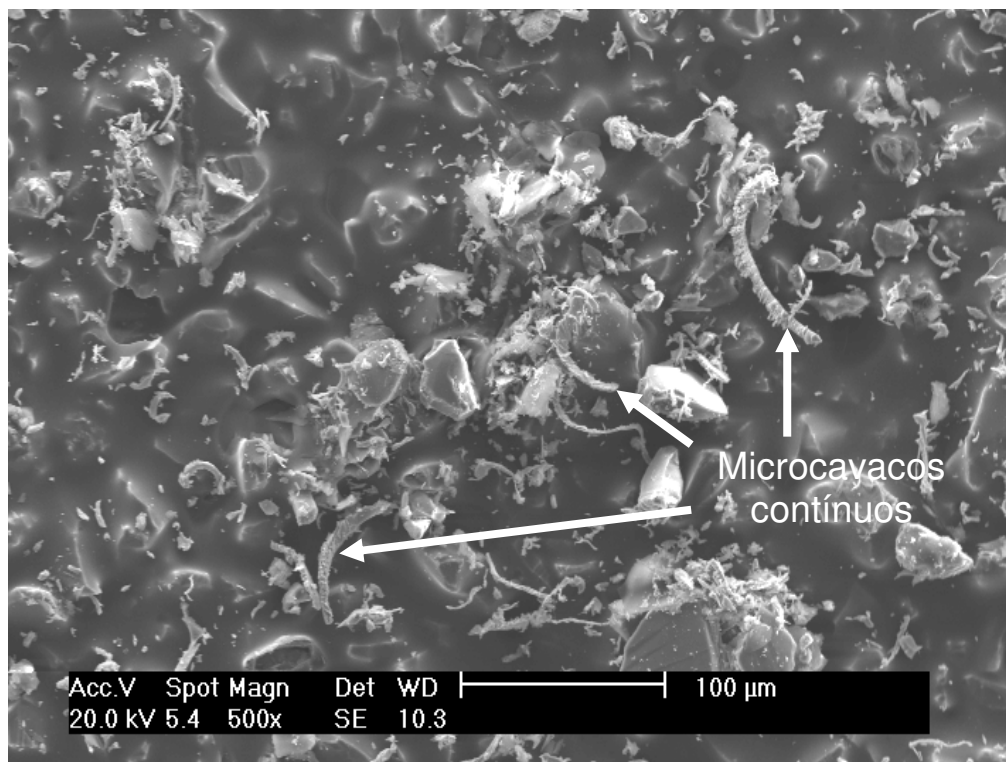
Figura 89. Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o aço AISI 1045 e o alumínio

Para o aço AISI 1045, a perda de massa aumenta linearmente até 36 µm, após apresentar uma região de transição não-linear entre 36 µm e 116 µm. Acima de 116 µm, a curva fica constante. Nathan e Jones (1966) reportaram um valor similar de TCA, porém, acima do TCA, a perda de massa aumentou continuamente a uma taxa menor. Rabinowicz *et al.* (1961) encontraram um valor de TCA de 50 µm, porém, acima deste valor, a curva ficou constante, independentemente do aumento do tamanho de abrasivo. Esse resultado é semelhante ao obtido para o ferro fundido branco com matriz martensítica, como mostrado na Figura 72. Os materiais com segunda fase dura apresentaram menor perda de massa do que os materiais sem segunda fase dura.

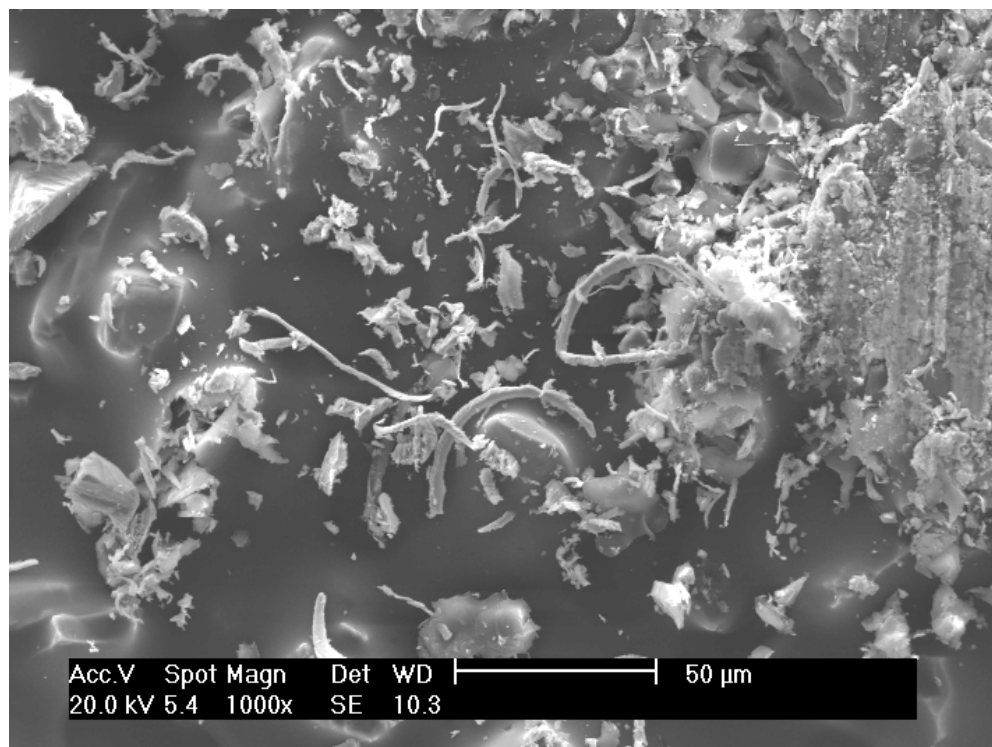
### 4.3.3 Análise das lixas após o desgaste

As lixas foram examinadas com MEV, para identificar os tipos de microcavacos formados. Para o aço AISI 1045, antes do TCA, formaram-se cavacos contínuos e, após o TCA, formou-se cavacos descontínuos (Figura 90). É importante observar que se apresentou um fenômeno similar ao observado em materiais com segunda fase dura. Na Figura 90 (d), mostra-se a lixa com tamanho de abrasivo de 141  $\mu\text{m}$  (sobre aço AISI 1045), usando MEV com elétrons retro espalhados, para identificar os cavacos descontínuos e os abrasivos fraturados. Observaram-se fragmentos dos abrasivos. Para abrasivos grandes, apresentou-se um comportamento com fratura dos abrasivos similar ao encontrado com materiais de segunda fase dura. Graham e Baul (1972), usando ferramentas de corte piramidais mostraram que em um ângulo de ataque crítico abaixo dele ocorre sulcamento e, acima dele, ocorre microcorte com formação de cavacos contínuos. No entanto, os grãos de alumina, no ensaio de desgaste abrasivo a dois corpos, apresentam múltiplos pontos de corte. Nos abrasivos grandes (rombudos), os ângulos de ataque são menores do que nos abrasivos pequenos (agudos).

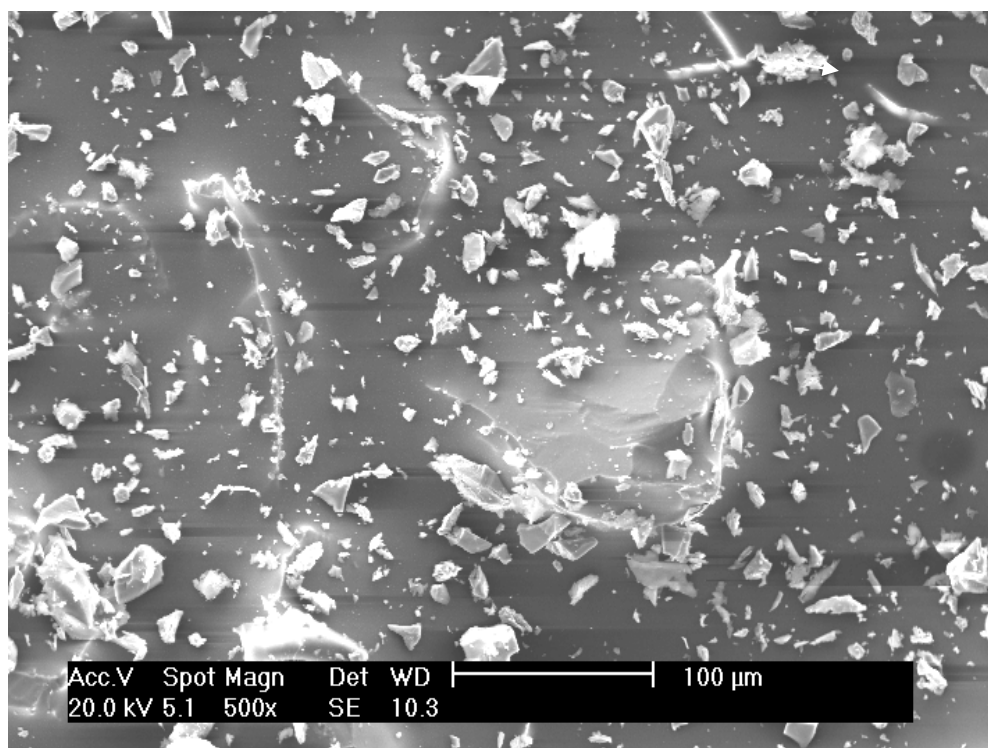
Na Figura 91, mostram-se os abrasivos da lixa ensaiados sobre o alumínio. Para abrasivos pequenos, os microcavacos formados são contínuos e deformados plasticamente, devido à passagem dos abrasivos sobre os cavacos de baixa dureza. Os microcavacos cobrem os abrasivos menores (*clogging*) e é muito difícil observar as pontas dos abrasivos. Para abrasivos grandes, entretanto, os microcavacos não cobrem os abrasivos e são descontínuos. Pellegrin *et al.* (2009) reportaram que com aumento da carga aplicada, aumenta o *clogging* e as partículas de desgaste de alumínio apresentam mais deformação. Os autores identificam ao *clogging* como a principal contribuição no efeito do TCA, porém, nesta tese foi encontrada que nas lixas que não apresentaram *clogging*, também apresentou-se o efeito do TCA. Alguns grãos abrasivos apresentam material aderido, devido à baixa dureza do alumínio. Esses resultados confirmam a relação entre a morfologia dos microcavacos e o tamanho crítico do abrasivo. Portanto, o modelo pode ser aplicado para metais em geral.



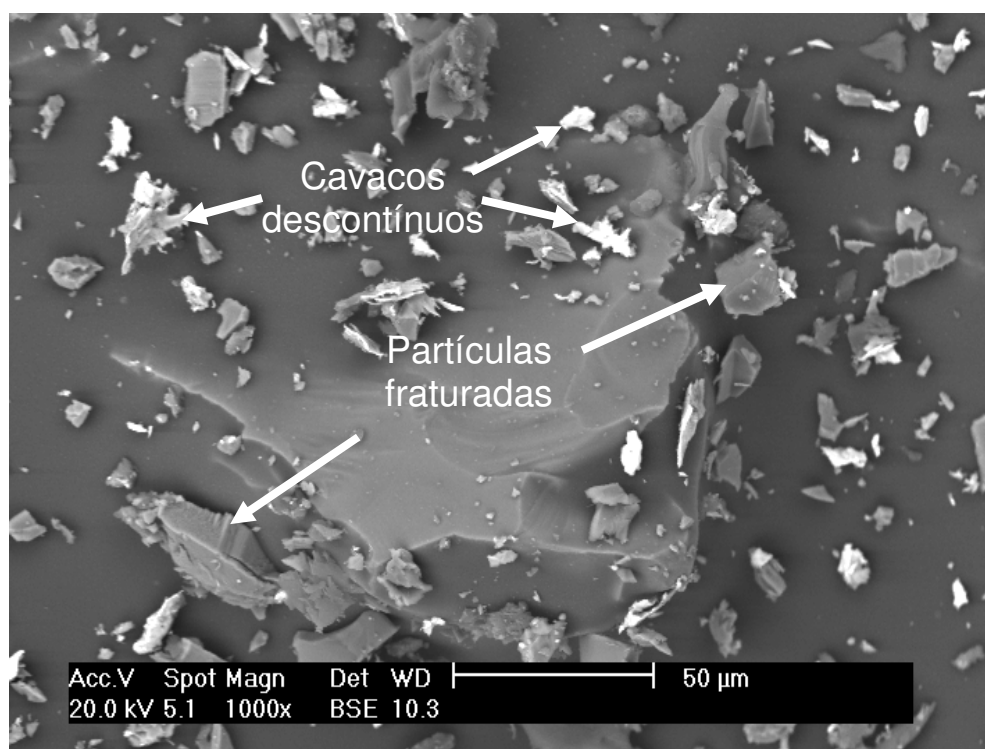
(a)



(b)

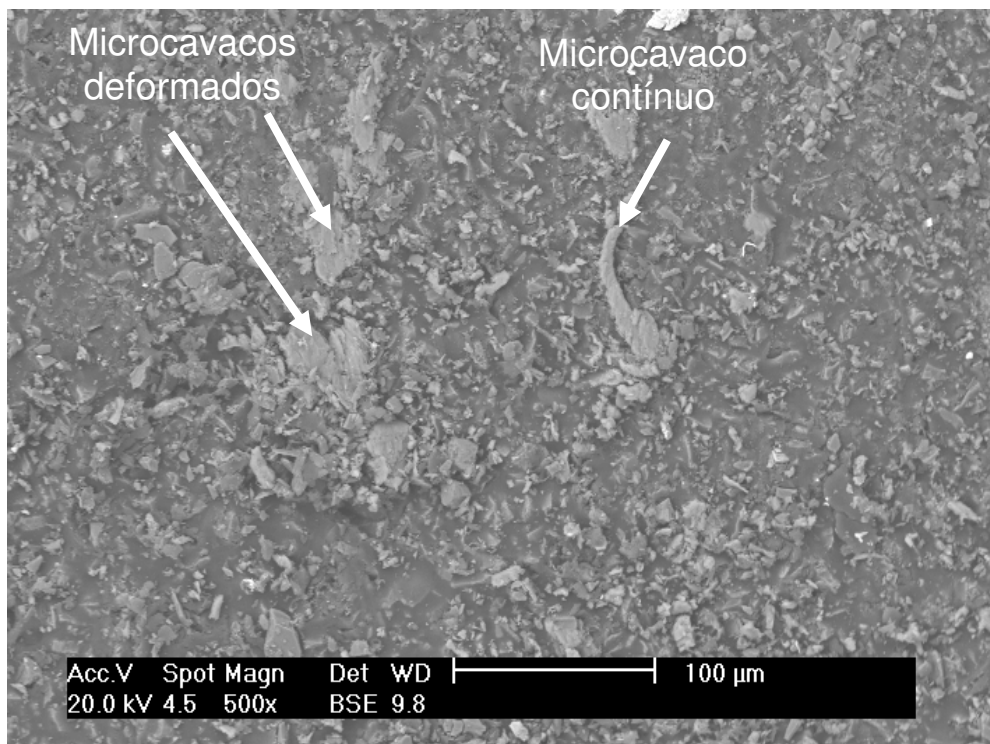


(c)

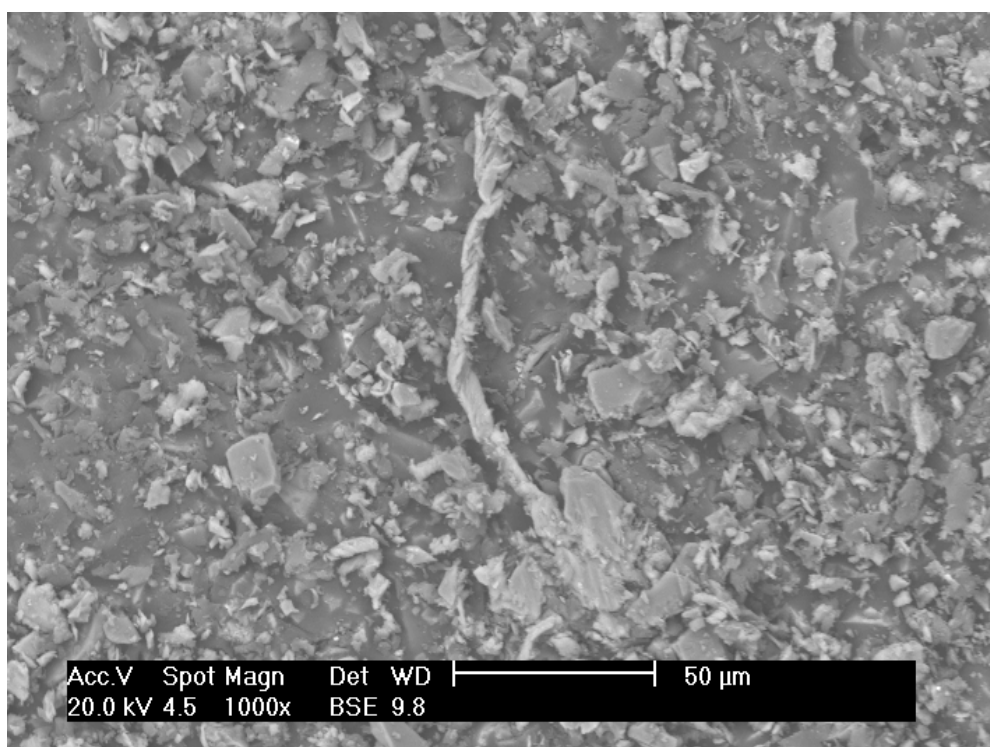


(d)

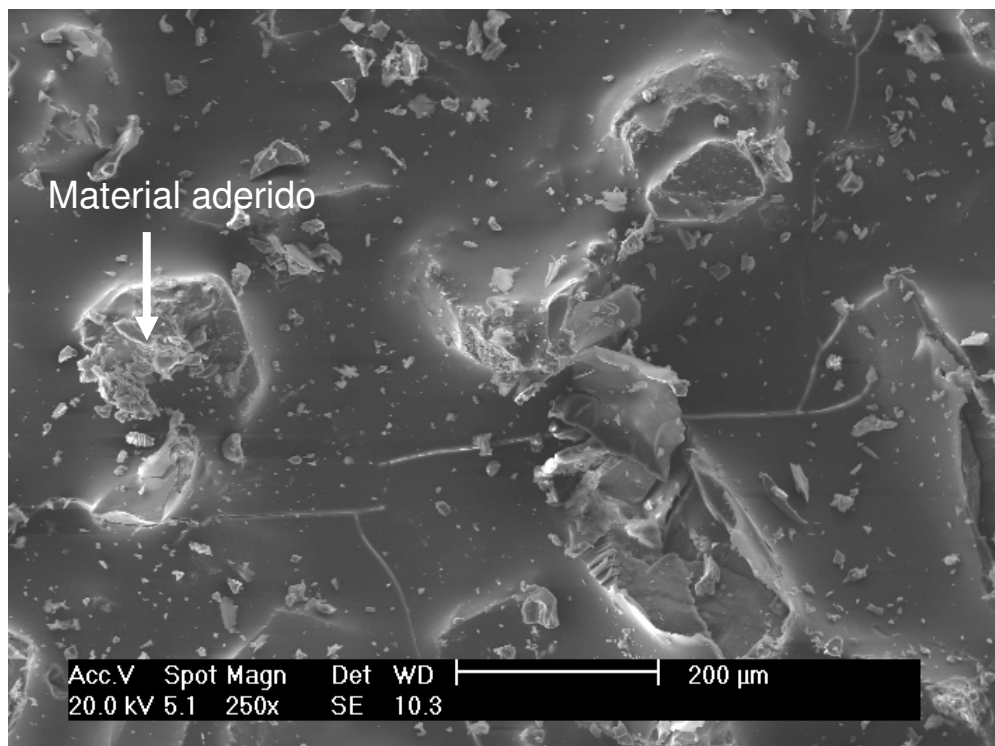
Figura 90. MEV da lixa com tamanho médio de abrasivo (a) e (b) 23,6 μm; (c) e (d) 141 μm após desgaste de pinos de aço AISI 1045



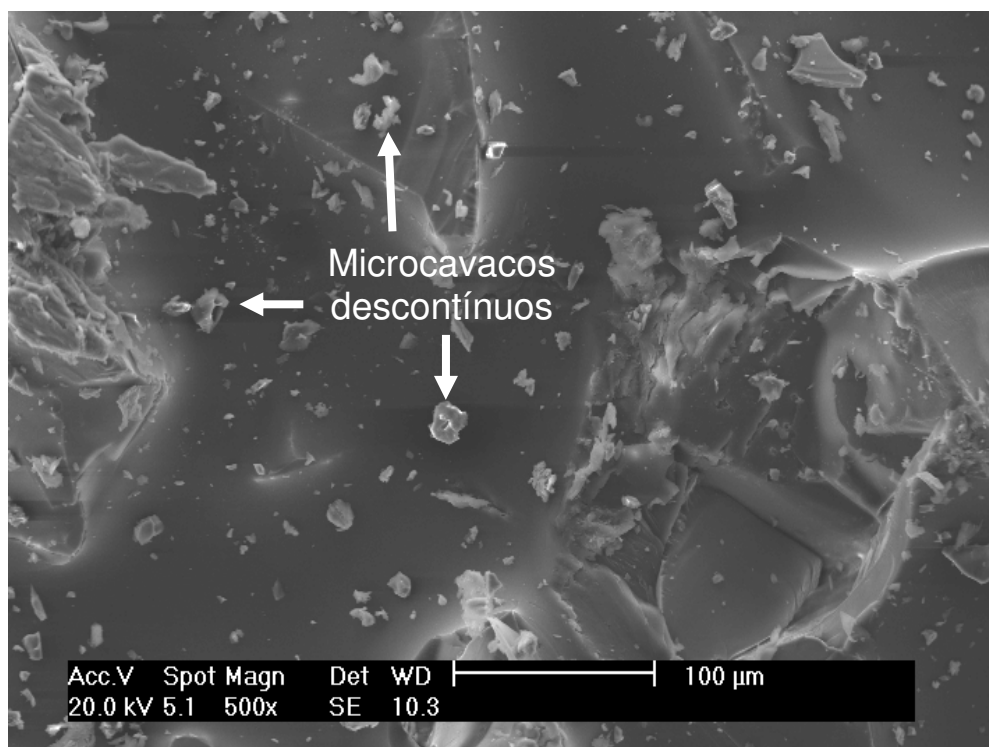
(a)



(b)



(c)



(d)

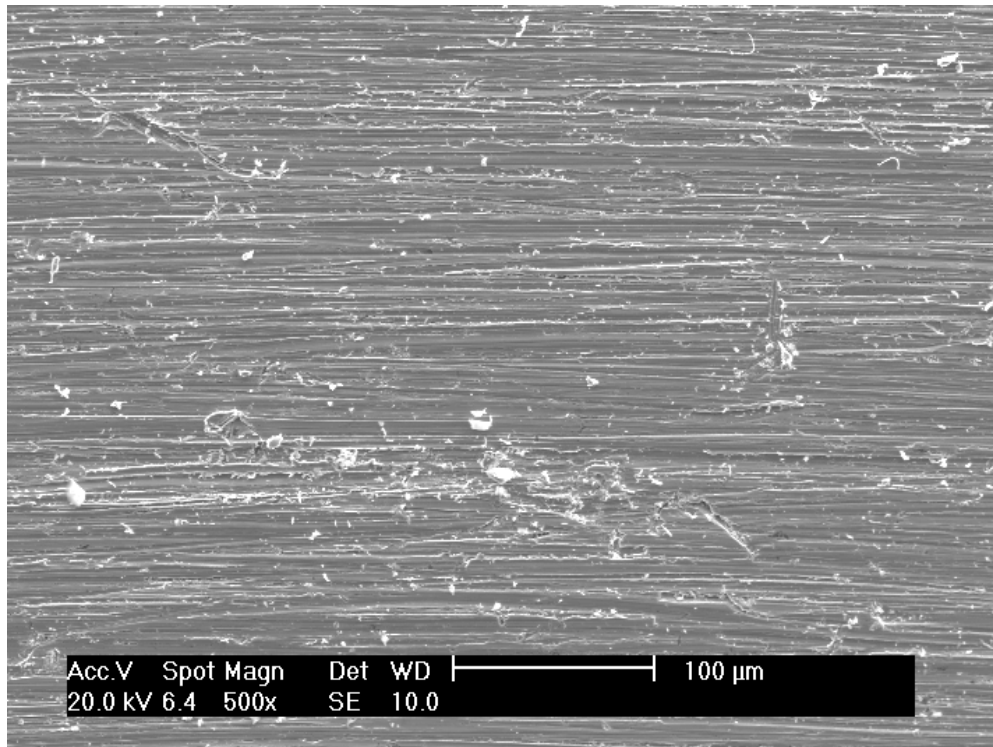
Figura 91. MEV da lixa com tamanho de abrasivo de: (a) e (b) 23.6  $\mu$ m (c) e (d) 141  $\mu$ m após desgaste de pinos de alumínio



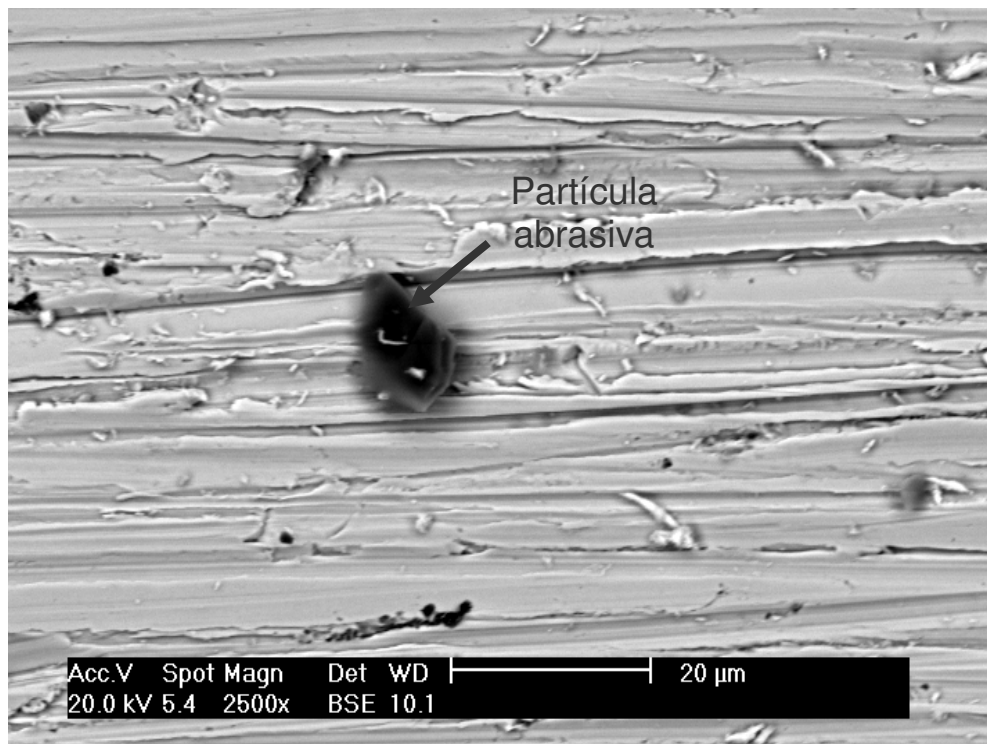
#### 4.3.4 Micromecanismos de desgaste

A superfície de desgaste foi analisada com MEV, para identificar os mecanismos de desgaste e compará-la com materiais de segunda fase dura. Na Figura 92 (a), mostra-se a superfície do aço AISI 1045, com tamanho abrasivo de 23,5  $\mu\text{m}$ , caracterizada por riscos contínuos sem deformação plástica nas bordas. Isso indica que o mecanismo prevalente de desgaste abrasivo foi microcorte, produzido pelas pontas agudas dos abrasivos pequenos. Figura 92 (b) mostra-se, a grandes aumentos, a superfície de desgaste, usando elétrons retroespalhados. A partícula escura é um abrasivo fraturado (alumina), confirmado com EDS, e produzindo um risco na superfície. Na Figura 92 (c) e (d), mostra-se a superfície de desgaste do aço AISI 1045, usando abrasivo de tamanho 141  $\mu\text{m}$ . Os riscos são caracterizados por lábios com deformação plástica nas bordas (*ridges*), típico do microsulcamento. Os *ridges* podem ser removidos depois de deformação plástica repetida, devido à passagem sucessiva das partículas abrasivas sobre a superfície de desgaste. É importante observar que se apresentou um mecanismo de desgaste similar ao observado em materiais com segunda fase dura, para abrasivos pequenos (antes do TCA) e para abrasivos grandes (após o TCA). Na Figura 92 (d), mostra-se rasgamento (*tearing*) dentro dos sulcos do aço AISI 1045. As microtrincas formadas por esse fenômeno facilitam a remoção de material durante a passagem subsequente das partículas abrasivas (TURENNE *et al.*, 1989). De acordo com esses resultados, é possível correlacionar a mudança no mecanismo de desgaste com os tipos de microcavacos formados após o desgaste e com as regiões da curva de perda de massa versus tamanho de abrasivo. Para a região antes do TCA, o mecanismo prevalente de desgaste é o microcorte e os microcavacos formados são contínuos. Após o TCA, o mecanismo prevalente de desgaste é microsulcamento e os microcavacos formados são descontínuos. Os resultados obtidos para materiais homogêneos (sem segunda fase dura) correspondem com os resultados obtidos para materiais com segunda fase dura.

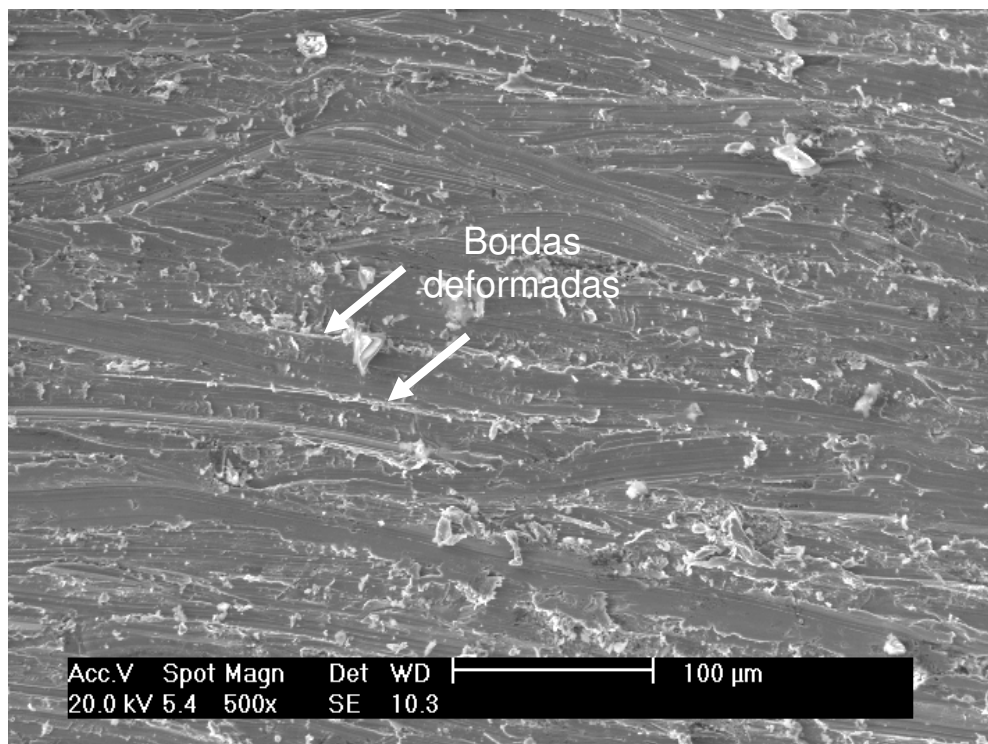
Na Figura 93, mostra-se a superfície de desgaste do alumínio caracterizada por severa deformação plástica.



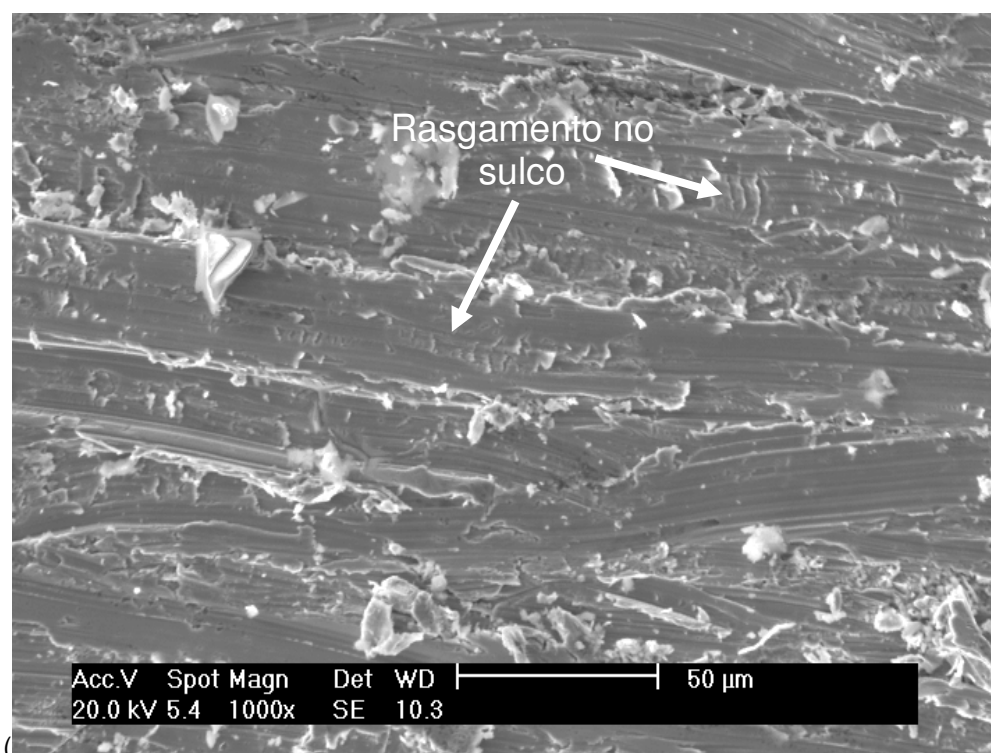
(a)



(b)

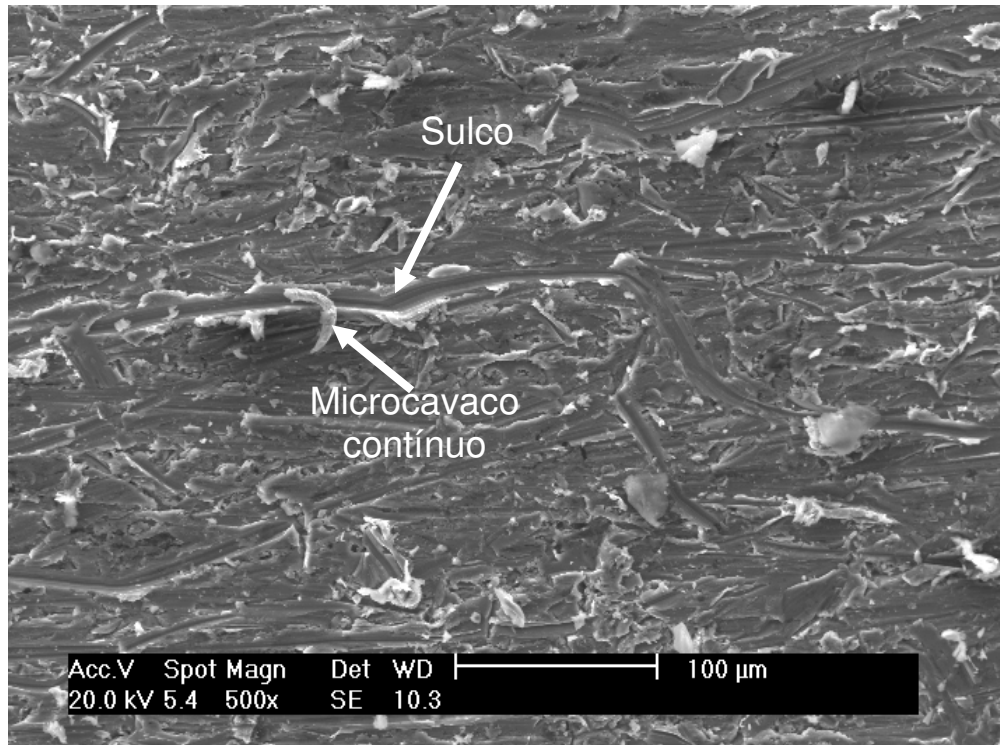


(c)

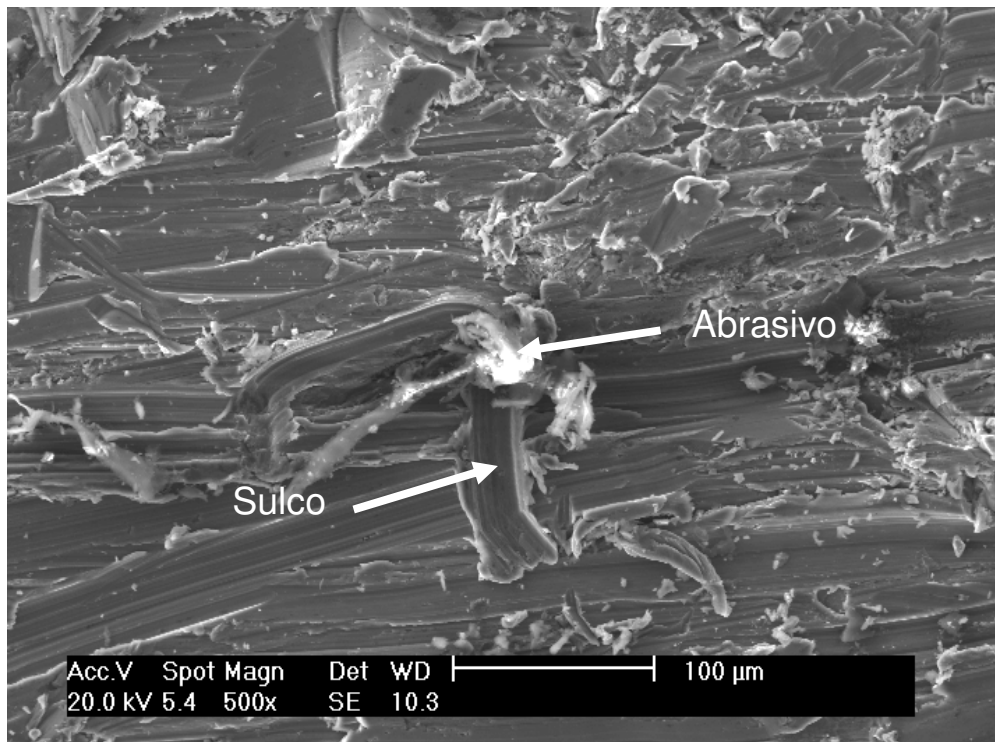


(d)

Figura 92. MEV da superfície de desgaste do aço AISI 1045 para tamanho médio de abrasivo (a) 23,5 µm e (b) 141 µm



(a)



(b)

Figura 93. MEV da superfície de desgaste do alumínio usando tamanho de abrasivo (a) 23,5  $\mu\text{m}$  e (b) 141  $\mu\text{m}$

Os riscos formados não são contínuos como acontece no aço AISI 1045 e são mais profundos devido a sua baixa dureza. Os abrasivos grandes produzem mais penetração do que os abrasivos pequenos.

Esses resultados confirmam a relação entre a mudança no micromecanismo de desgaste abrasivo e o tamanho crítico do abrasivo. Portanto, o modelo pode ser aplicado para metais em geral, com segunda fase dura e sem segunda fase dura.

#### **4.3.5 Resumo da terceira série de experimentos**

Na terceira série de experimentos, foi usado alumínio e aço AISI 1045. O alumínio (CFC) apresentou um comportamento similar ao observado no FFB com matriz austenítica (CFC), e o aço AISI 1045 apresentou um comportamento similar ao FFB com matriz martensítica. Verificou-se que, no alumínio e no aço AISI 1045, também se apresenta mudança na morfologia dos cavacos e nos micromecanismos de desgaste, observados nos materiais com segunda fase dura.

#### **4.3.6 Dúvidas decorrentes da terceira série de experimentos**

Em decorrência dos resultados e conclusões acima, formulou-se a seguinte questão: seriam o tamanho de abrasivo e a natureza da matriz as duas únicas variáveis que determinam o tamanho crítico do abrasivo? Ou seja, seria possível deslocar o TCA escolhendo-se um material para o qual a forma do cavaco seja controlada pela microestrutura? Para verificar essa hipótese, realizou-se a quarta série de experimentos.

#### 4.4 QUARTA SÉRIE DE EXPERIMENTOS – FERRO FUNDIDO CINZENTO

Na quarta série de experimentos, selecionou-se um material cujos cavacos apresentam morfologia similar independente do tamanho do abrasivo. Portanto, o ferro fundido cinzento foi ensaiado, porque a grafita em forma de lamelas atua como se tivesse múltiplas trincas, fraturando os cavacos após o desgaste, formando cavacos descontínuos. As lixas, após o desgaste, e os mecanismos de desgaste foram observados com MEV, antes e após o TCA, e comparados com os materiais com segunda fase dura e sem segunda fase dura.

##### 4.4.1 Dureza, análise microestrutural e composição química

Na Figura 94, mostra-se a microestrutura do ferro fundido cinzento, sem ataque apresentando grafita tipo D e tipo B. A matriz foi formada por perlita e ferrita. O ferro fundido cinzento apresentou uma dureza de  $257 \pm 7$  HV (10 Kgf) e uma composição química de 3,44 % C, 2,1 % Si, 0,08 % S, 0,28 % Mn, 0,41 % Cr, 0,53 % Cu.

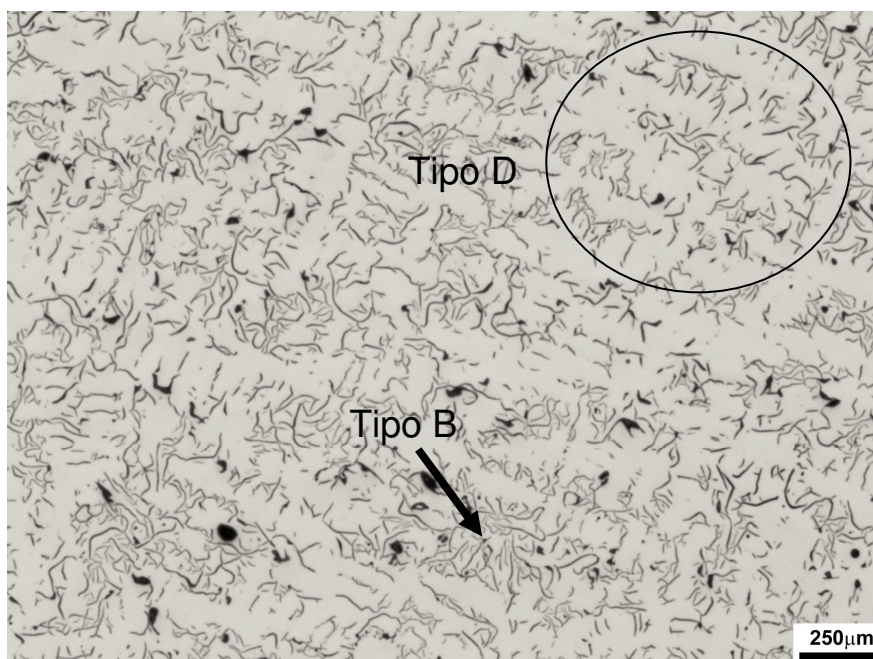


Figura 94. Micrografia do ferro fundido cinzento

#### 4.4.2 Efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa

Na Figura 95, mostra-se a relação entre a perda de massa e o tamanho do abrasivo. Os resultados indicam que a perda de massa aumenta linearmente com o tamanho do abrasivo sem apresentar o TCA presente nos metais com segunda fase dura e sem segunda fase dura. As lixas e a superfície dos pinos foram analisadas com MEV, para saber se apresentavam mudança na morfologia dos microcavacos ou mudança dos micromecanismos de desgaste para abrasivos pequenos e grandes.

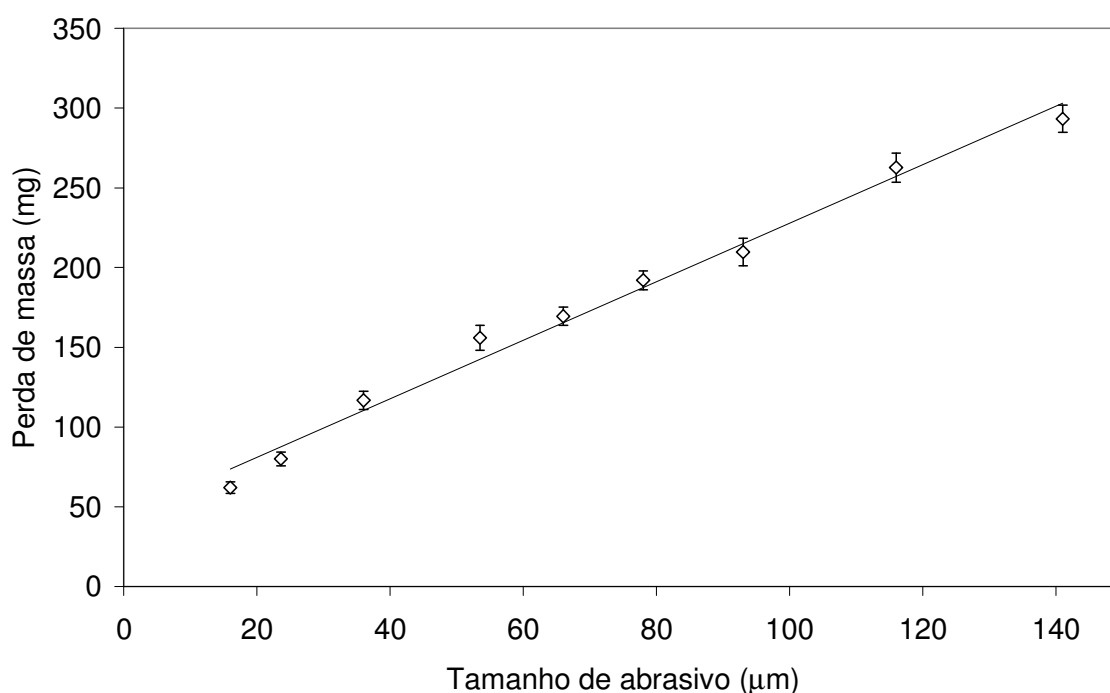
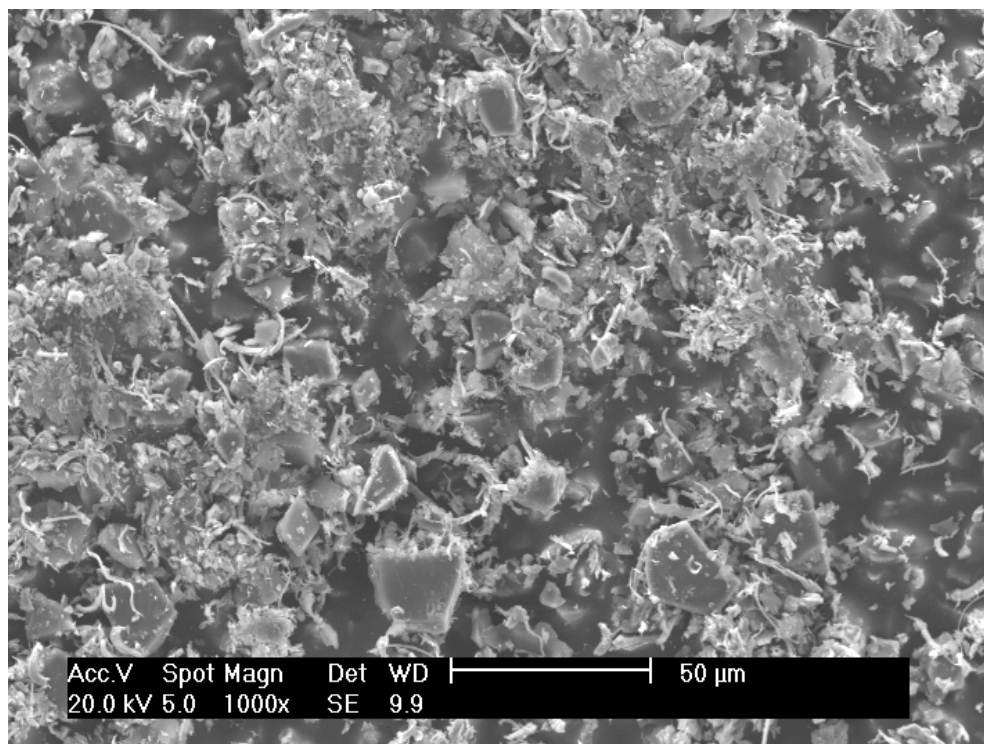


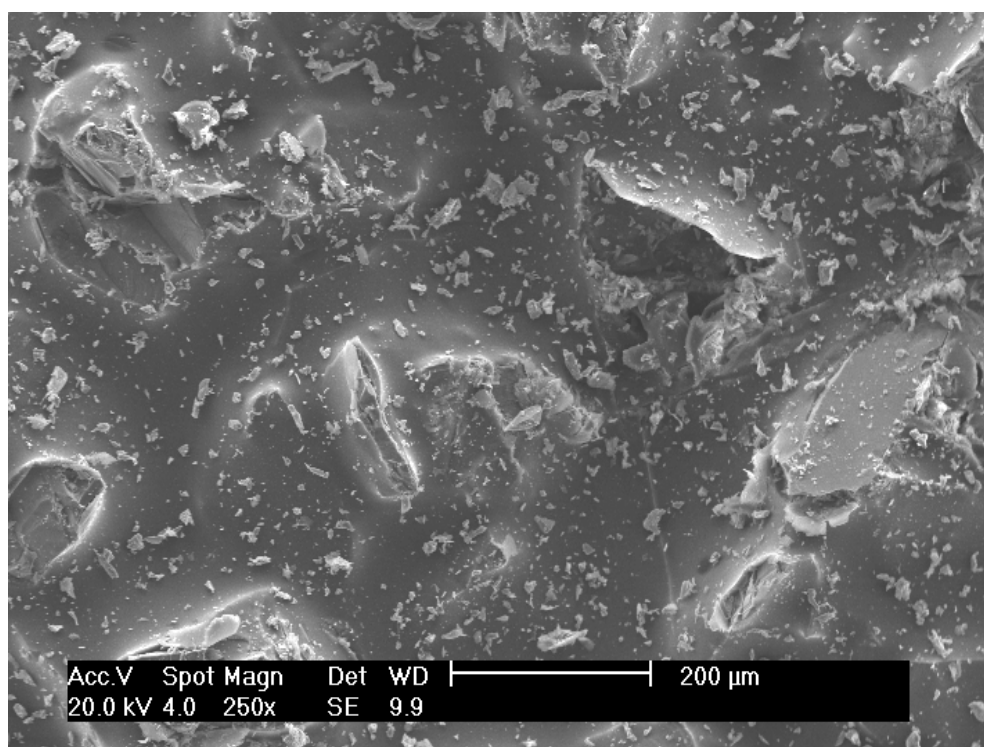
Figura 95. Relação entre a perda de massa e o tamanho do abrasivo do ferro fundido cinzento

#### 4.4.3 Microcavacos formados nas lixas e mecanismos de desgaste

Na Figura 96 (a), mostra-se a lixa para abrasivos de tamanho médio de 16  $\mu\text{m}$ , e observa-se grande quantidade de microcavacos descontínuos cobrindo a superfície da lixa (*clogging*). Alguns microcavacos contínuos finos, porém, também foram observados. Portanto, confirmou-se que o *clogging* não contribui no efeito do TCA. Na Figura 96 (b), mostra-se a lixa para abrasivos de tamanho médio de 116  $\mu\text{m}$ . Observa-se somente microcavacos descontínuos.



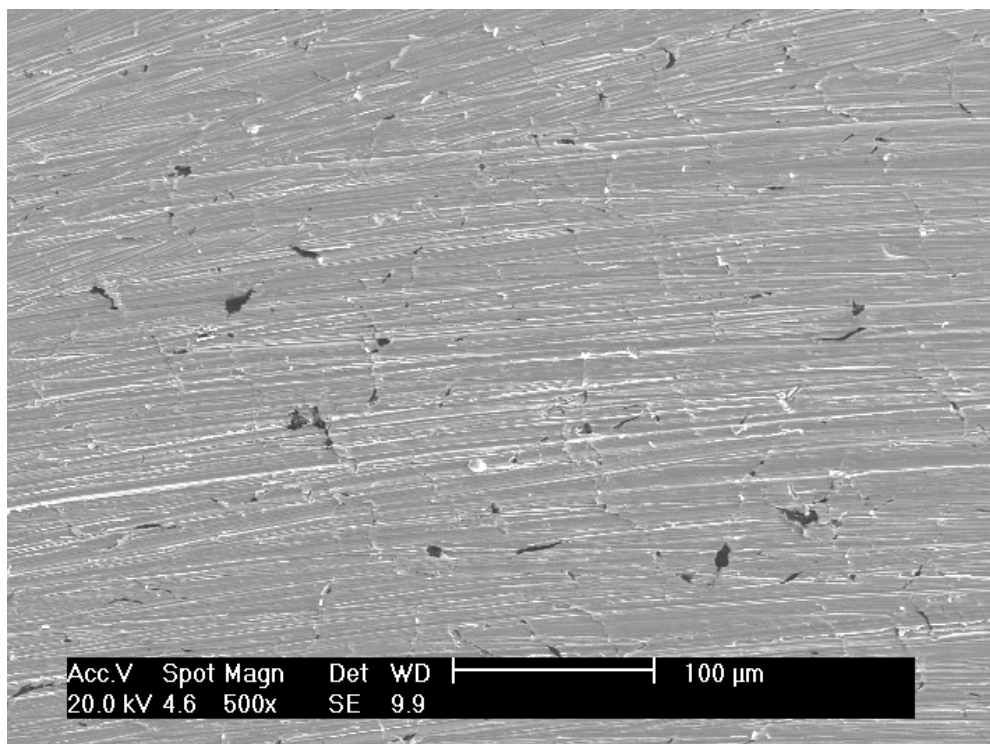
(a)



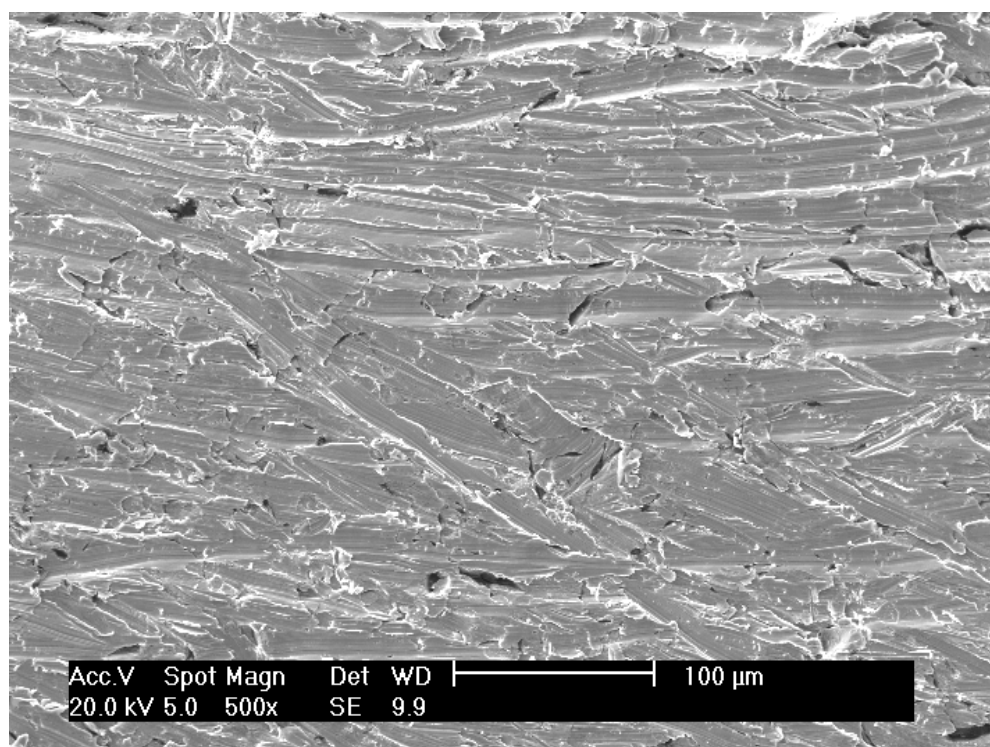
(b)

Figura 96. MEV da lixa com tamanho médio de abrasivo (a) 16 µm e (b) 116 µm após desgaste de pinos de ferro fundido cinzento





(a)



(b)

Figura 97. MEV da superfície de desgaste do ferro fundido cinzento usando tamanho médio de abrasivo (a) 16 μm e (b) 116 μm

Na Figura 97 (a), mostra-se a superfície do pino desgastado com lixa de tamanho médio de 16  $\mu\text{m}$ . Observam-se riscos causados por microcorte. Na Figura 97 (b), mostra-se a superfície do pino desgastado com lixa de tamanho médio de 116  $\mu\text{m}$ , e observam-se riscos com pouca deformação plástica.

Após realizar os ensaios de desgaste abrasivo no ferro fundido cinzento, os resultados indicaram que não se apresentou um tamanho crítico de abrasivo e, em termos gerais, não se apresentou mudança na morfologia dos microcavacos nem mudança dos micromecanismos de desgaste abrasivo para abrasivos grandes e pequenos. Portanto, confirmou-se que a mudança na morfologia dos cavacos e a mudança nos micromecanismos de desgaste levaram a uma mudança na inclinação da curva de tamanho do abrasivo versus a perda de massa nos materiais com segunda fase dura e sem segunda fase dura.

#### **4.4.4 Resumo da quarta série de experimentos**

Na quarta série de experimentos, foi usado o ferro fundido cinzento para corroborar a mudança dos micromecanismos de desgaste abrasivo e dos microcavacos com o TCA. O ferro fundido cinzento não apresentou uma transição (TCA) na curva de tamanho de abrasivo contra perda de massa. A morfologia dos cavacos foi similar para os diferentes tamanhos de abrasivos (descontínua). Para abrasivos menores, porém, apresentaram-se alguns cavacos contínuos e finos. O micromecanismo prevalente de desgaste abrasivo foi de microcorte para os diferentes abrasivos usados. Portanto, foi demonstrado nesta pesquisa, que o tamanho crítico de abrasivo está relacionado com os micromecanismos de desgaste e com a morfologia dos microcavacos.

#### 4.5 APRECIACÃO GERAL DOS RESULTADOS

Na Figura 98, mostra-se um esquema dos resultados da perda de massa dos materiais estudados em função do tamanho dos abrasivos.

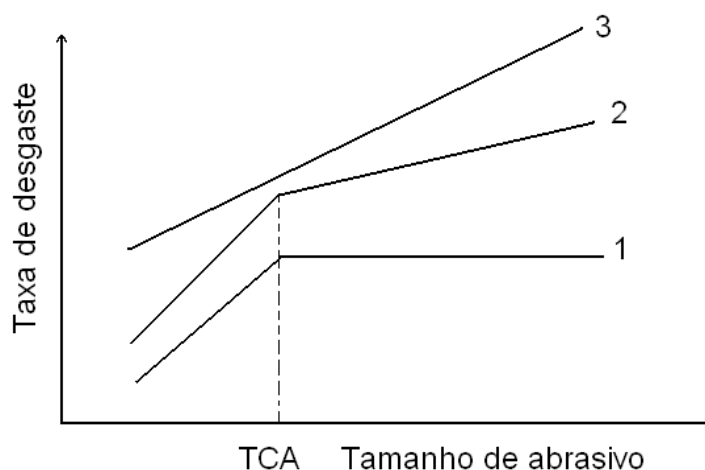


Figura 98. Relação entre a taxa de desgaste e o tamanho de abrasivo dos metais estudados

Analisando a Figura 98 verifica-se que:

- a) em materiais com e sem segunda fase dura, usando abrasivos pequenos, a perda de massa aumenta em forma proporcional com o aumento do tamanho da partícula abrasiva, até alcançar o TCA. Após o TCA, podem-se apresentar dois fenômenos: perda de massa aumenta a uma menor inclinação (curva 2), ou perda de massa torna-se independente do aumento do tamanho abrasivo (curva 1);
- b) o ferro fundido cinzento não apresentou uma transição (TCA) na curva de tamanho de abrasivo contra perda de massa (curva 3).

A Figura 98, associada aos resultados apresentados anteriormente, sugere que abrasivos pequenos cortam o material com pouca penetração, produzindo microcavacos contínuos e finos. Porém, para um valor crítico chamado tamanho crítico de abrasivo, o mecanismo de desgaste muda de microcorte (prevalente) para microsulcamento (prevalente), produzindo microcavacos descontínuos e deformados. Para abrasivos grandes, o componente de microsulcamento aumenta o

coeficiente de atrito e a inclinação é menor, porque a deformação plástica é mais importante que a ação de microcorte. Os resultados obtidos para materiais com segunda fase dura foram semelhantes aos resultados obtidos para materiais homogêneos (sem segunda fase dura).

## 5 CONCLUSÕES

### 5.1 GERAL

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito do tamanho do abrasivo na perda de massa de metais. Nesta pesquisa foi verificado que para abrasivos pequenos, a perda de massa aumenta em forma proporcional com o aumento do tamanho da partícula abrasiva, até alcançar o TCA. Após o TCA, nos metais com estrutura CFC, a perda de massa apresentou uma menor inclinação. Abrasivos pequenos apresentam pontas agudas que cortam o material com pouca penetração, produzindo microcavacos contínuos e finos. Para um valor crítico, chamado tamanho crítico de abrasivo, quando uma profundidade ou largura dos riscos é alcançada, o mecanismo prevalente de microcorte muda para o mecanismo prevalente microsulcamento, produzindo microcavacos descontínuos e deformados. Para abrasivos grandes com pontas arredondadas ou com abrasivos rombudos (com ângulos de ataque insuficientes para produzir microcorte), o componente de microsulcamento aumenta o coeficiente de atrito e a taxa é menor. Isso ocorre, porque a deformação plástica é mais importante que a ação de microcorte, além de acontecer fratura dos abrasivos grandes, quando a dureza do material é elevada.

### 5.2 ESPECÍFICAS

#### 5.2.1 Primeira série de experimentos: ferro fundido mesclado

- Existem dois grupos de resultados. Um grupo de alta taxa de desgaste corresponde ao desgaste abrasivo a dois corpos com abrasivo de alta dureza (alumina). O outro grupo de baixa taxa de desgaste corresponde ao desgaste abrasivo a três corpos com abrasivo de baixa dureza (sílica).
- No sistema abrasivo a dois corpos, o mecanismo prevalente foi microcorte. Apresentou-se encruamento da matriz devido à transformação martensítica durante os ensaios de desgaste. A dureza do abrasivo, maior do que a dureza

da cementita, levou a um coeficiente de desgaste com uma boa correlação com o teor de austenita retida, e melhor do que com a macrodureza e microdureza da matriz. Esse comportamento foi associado com a plasticidade da austenita e a dureza da superfície de desgaste após os ensaios.

- No sistema abrasivo a três corpos, as superfícies desgastadas apresentaram múltiplas indentações (microimpressões). Devido ao abrasivo relativamente mole, o carboneto  $M_3C$  oferece alguma proteção na matriz, resultando em pouco encruamento da matriz, após os ensaios, e o coeficiente de desgaste tem melhor correlação com a macrodureza e a microdureza da matriz (antes e após o desgaste) do que com o teor de austenita retida.
- Para abrasivos pequenos, a perda de massa aumenta com o aumento do tamanho do abrasivo. Entretanto, para abrasivos grandes a perda de massa aumenta com inclinação menor.
- O mecanismo prevalente de desgaste antes do tamanho crítico foi microcorte para as diferentes matrizes ensaiadas. Porém, acima do tamanho crítico o mecanismo prevalente de desgaste foi de microsulcamento.

### **5.2.2 Segunda série de experimentos: ferro fundido branco**

- Para as taxas de resfriamento estudadas, não há diferença nas taxas de desgaste do ferro fundido com matriz austenítica, devido ao encruamento da austenita.
- O ferro fundido com matriz austenítica apresentou maior resistência ao desgaste do que o ferro fundido com matriz martensítica para tamanhos de abrasivos intermediários (entre 66  $\mu m$  e 116  $\mu m$ ). Para abrasivos menores, e maiores, porém, a taxa de desgaste foi similar.
- O ferro fundido com matriz austenítica apresentou microtrincamento e desprendimento dos carbonetos devido à baixa dureza e à severa deformação plástica de matriz.
- A perda de massa do ferro fundido com matriz austenítica aumentou linearmente com o aumento do tamanho dos abrasivos, até alcançar o

tamanho crítico, após do TCA, a perda de massa diminui a uma taxa linear inferior. O FFB martensítico com menores tamanhos do abrasivo apresentou um comportamento linear, porém, existe uma região de transição não-linear e achatada, quando o tamanho de partícula crítico é atingido, tornando-se independente do tamanho do abrasivo.

- O ferro fundido branco com diferentes matrizes apresentou microcavacos contínuos e finos, antes do tamanho crítico. Após o tamanho crítico, formaram-se microcavacos descontínuos e deformados.
- O mecanismo prevalente de desgaste antes do tamanho crítico foi microcorte para as duas matrizes ensaiadas. Acima do tamanho crítico, porém, o mecanismo prevalente de desgaste foi de microsulcamento.
- O efeito do tamanho de abrasivo observado na perda de massa foi observado na energia específica de corte e no coeficiente de atrito.

### **5.2.3 Terceira série de experimentos: aço AISI 1045 e alumínio**

- A perda de massa do alumínio aumentou linearmente com o aumento do tamanho dos abrasivos, até alcançar o tamanho crítico, após o TCA, a perda de massa aumentou a uma taxa menor. O aço AISI 1045, com menores tamanhos do abrasivo, apresentou um comportamento linear, porém, existe uma região de transição não-linear e achatada, quando o tamanho de partícula crítico é atingido, tornando-se independente do tamanho do abrasivo.
- O alumínio e o aço apresentaram microcavacos contínuos e finos antes do tamanho crítico. Após o tamanho crítico, formaram-se microcavacos descontínuos e deformados.
- O mecanismo prevalente de desgaste antes do tamanho crítico foi microcorte para os dois materiais, alumínio e aço. Acima do tamanho crítico, o mecanismo prevalente de desgaste foi de microsulcamento.

#### **5.2.4 Quarta série de experimentos: ferro fundido cinzento**

- A perda de massa aumentou linearmente com o tamanho do abrasivo, sem apresentar o tamanho crítico de abrasivo.
- Abrasivos menores apresentaram grande quantidade de microcavacos descontínuos, porém, alguns microcavacos contínuos finos foram observados. Abrasivos maiores apresentaram microcavacos descontínuos. As superfícies dos pinos desgastadas com abrasivos pequenos e grandes apresentaram riscos, sem deformação plástica causadas principalmente por microcorte.



## TRABALHOS FUTUROS

- Estudar o efeito do tamanho crítico de abrasivo na erosão e no desgaste abrasivo a três corpos (equipamento roda de borracha), para verificar se também se apresenta mudança na morfologia dos cavacos.
- Verificar o comportamento observado no gráfico de tamanho de abrasivo em relação à perda de massa para materiais metálicos com diferentes estruturas cristalinas.
- Verificar se também se apresenta mudança na morfologia dos cavacos, no desgaste abrasivo a dois corpos de materiais poliméricos e cerâmicos.
- Estudar o efeito da carga no tamanho crítico de abrasivo.

## TRABALHOS PUBLICADOS E EM PREPARAÇÃO

CORONADO, J. J. RODRÍGUEZ, S. A. MADY, C. E. K. SINATORA, A. Mechanical properties of cementite in mottled cast iron, in: **Abrasion Wear Resistant Allowed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills**, Conference Proceedings, Massimo Pellizzari, Trento, 2008, pp. 212–221.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Load effect in abrasive wear Mechanism of cast iron with graphite and cementite. **Wear** 267, 2009, p. 6–11.

CORONADO, J. J. GÓMEZ, A. SINATORA, A. Tempering Temperature Effects on Abrasive Wear of Mottled Cast Iron. **Wear** 267, 2009, p. 2070-2076.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Particle Size Effect on Abrasion Resistance of Mottled Cast Iron with Different Retained Austenite Contents. **Wear** 267, 2009, p. 2077-2082.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Abrasive Wear Study of White Cast Iron with Different Solidification Rates. **Wear** 267, 2009, p. 2116-2121.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Particle Size Effect on Wear of White Cast Iron with Austenitic and Martensitic Matrix. **17 th International Conference on Wear of Materials**. Elsevier. Las Vegas, U.S.A. April 19-23, 2009.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Effect of particle abrasive size on wear in metallic materials and its relationship with microchips morphology and the wear micromechanisms. Em preparação.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Effect of particle abrasive size on the friction coefficient and the specific cutting energy in metallic materials. Em preparação.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. DE MELLO, J. D. B. Cementite Solidification in Cast Iron. Em preparação.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBERTIN, E.; SINATORA, A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in laboratory ball mill, **Wear** 250, 2001, p.492-501.

AL-RUBAIE, K.S. Equivalent hardness concept and two-body abrasion of iron-base alloys. **Wear** 243, 2000, p.92–100.

ARCHARD, J.F. Contact and Rubbing of Flat Surface, **Journal of Applied Physics**. 24, 1953, 981-988.

ASM HANDBOOK: **friction, lubrication and wear technology**, v. 18 1992, p.710-724.

ASTM - American Standard for Testing Materials, **G-65 - Test Method Standard for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber wheel Apparatus**, Annual Book of Standards, Volume 03.02, Wear and erosion; Metal corrosion. Philadelphia, USA, 2001.

ASTM - American Standard for Testing Materials, **G-132 - Standard Test Method for Pin Abrasion Testing**, Annual Book of Standards, Volume 03.02, Wear and erosion; Metal corrosion. Philadelphia, USA, 2001.

ASTM - American Standard for Testing Materials, **G-40-01 - Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**, Annual Book of Standards, Volume 03.02, Wear and erosion; Metal corrosion. Philadelphia, USA, 2001.

ASTAKHOV, V. P. **Tribology of Metal Cutting**, CEPHA Imaging Pvt. Ltd, India, 2006.

EVERY, H. S. Work hardening in relation to abrasion resistance, In: **Materials for the mining industry**, Vail, Colorado,. Proceedings. Barr, R. Q., ed. Climax Molybdenum, 1974, p. 43-77.

AVIENT, W. E., GODDARD, J. WILMAN, H. An experimental study of friction and wear during abrasion of metals. **Proceedings of the Royal Society of London**. Series A. Mathematical and Physical Sciences 258, 1960, p.159-180.

BACKER, W. R. MARSHALL, E. R. SHAW, M. C. The size effect in metal cutting, **Trans. ASME** 74,1952, p.61–71.

BERNARDES, G. F. **Desgaste abrasivo de um ferro fundido branco multicomponente**. Dissertação de Mestrado Engenharia Mecânica. Universidade de São Paulo. 2005.

BERNS, H. THEISEN, W. **Ferrous Materials: Steels and Cast Iron**. Springer, 2008.

BRYGGMAN, U. HOGMARK S. VINGSBO, O. Force and energy measurements during controlled grooving - A basic study of abrasive wear, **ASLE Trans.**, 24 (4) 1981, p.449-458.

CORONADO, J. J. RODRÍGUEZ, S. A. MADY, C. E. K. SINATORA, A. Mechanical properties of cementite in mottled cast iron, in: **Abrasion Wear Resistant Allowed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills**, Conference Proceedings, Massimo Pellizzari, Trento, 2008, pp. 212–221.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Load effect in abrasive wear Mechanism of cast iron with graphite and cementite. **Wear** 267, 2009a, p. 6–11.

CORONADO, J. J. GÓMEZ, A. SINATORA, A. Tempering Temperature Effects on Abrasive Wear of Mottled Cast Iron. **Wear** 267, 2009b, p. 2070-2076.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Particle Size Effect on Abrasion Resistance of Mottled Cast Iron with Different Retained Austenite Contents. **Wear** 267, 2009c, p. 2077-2082.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Abrasive Wear Study of White Cast Iron with Different Solidification Rates. **Wear** 267, 2009d, p. 2116-2121.

CORONADO, J. J. SINATORA, A. Particle Size Effect on Wear of White Cast Iron with Austenitic and Martensitic Matrix. **17 th International Conference on Wear of Materials**. Elsevier. Las Vegas, U.S.A. April 19-23, 2009e.

COSTA, H. L. PANDOLFELLI, V. C. DE MELLO, J. D. B. On the abrasive wear of zirconias, **Wear** 203-204, 1997, p.626-636

DATE, S. W MALKIN, S. Effects of grit size on abrasion with coated abrasives, **Wear** 40, 1976, p.223–235.

DABER, S. RAO, P. P. Formation of strain-induced martensite in austempered ductile iron. **Journal of Material Science** 43, 2008, p.357–367.

DEGARMO, E. P. BLACK, J. D. KOHSER, R. A. **Materials and processes in manufacturing**, Eight edition, Wiley,1999.

DE MELLO, J. D. B., BINDER, R. KLEIN, A. N., HUTCHINGS, I. M. Effect of compaction pressure and powder grade on microstructure and hardness of steam oxidized sintered iron. **Powder Metallurgy** 44, 2001, p.53-61.

DE PELLEGRIN, D. V. TORRANCEB, A. A. HARAN E. Wear mechanisms and scale effects in two-body abrasion, **Wear** 266, 2009, p.13–20

DINIZ, A. D. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. Artliber, 2 ed. 2000.

DOGAN, Ö. N. HAWK, J. A. TYLCZAK, J. H. Wear of cast chromium steels with TiC reinforcement, **Wear** 250, 2001, p.462–469.

DOGAN, Ö. N. HAWK, J. A. SCHREMS, K. K. TiC-Reinforced Cast Cr Steels, **Journal of Materials Engineering and Performance** 15, 2006 p.320–327.

DUBE, N. B HUTCHINGS, I. M. Influence of the particle fracture in the high-stress and low-stress abrasive wear of steel. **Wear** 233–235, 1999, p.246-256.

FRANCO, S. D. SINATORA, A. Determinação da tenacidade à fratura de carbonetos  $M_7C_3$  usando o método da indentação. In: **XI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Águas de São Pedro, 1994, p.247–250.

GAHLIN, R. JACOBSON S. The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive, **Wear** 224, 1999, p.118–125.

GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion, **Wear** 214, 1998, p.139-146.

GRAHAM, D. BAUL, R. M. An investigation into the mode of metal removal in the grinding process, **Wear** 19, 1972, 301–314.

GODDARD, J. WILMAN, H. A theory of friction and wear during the abrasion of metals, **Wear** 5, 1962, p.114–135.

GOODWIN, J. E. SAGE, W. TILLY, G. P. Study of erosion by solid particles, **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers** 184 (15), 1969, p.279-292.

GUNDLACH, R. B. PARKS, J. L. Influence of abrasive hardness on the wear resistance of high chromium irons, **Wear** 46, 1978, p.97–108.

HOKKIRIGAWA, K. KATO, K. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. **Tribology International** 21, 1988, p.51–57.

HOKKIRIGAWA, K. KATO, K. LI, Z. Z. The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels, **Wear** 123, 1987, p.241–51.

HUTCHINGS, I. M. Tribology: **Friction and Wear of Engineering Materials**, Ed. Edward Arnold, London, 1992.

HUTCHINGS, I. M., AXÉN, N. JACOBSON, S. A model for the friction of multiphase materials in abrasion. **Tribology International**, v. 29, p. 467-475, 1996.

JACOBSON, S. WALLEN, P. HOGMARK, S. Fundamental aspects of abrasive wear studied by a new numerical simulation model, **Wear** 123, 1988, p.207–223.

JOST, H. P. Tribology – origin and future. **Wear**, 136, 1990, p.1–17.

KRAMER I. R. DEMER, L. J. The effect of surface removal on the plastic behavior of aluminum single crystals, **Trans. Met. Soc. AIME** 221, 1961, p.780–786.

KATO, K. Wear mode transitions, **Scripta Metallurgica** 24, 1990, p.815–820.

KAYABA, T. HOKKIRIGAWA, K. KATO, K. Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope, **Wear** 110, 1986, p.419–30.

KRUSCHOV, M. M. Resistance of metals to wear by abrasion as related to hardness, In: **Conference on Lubrication and Wear**, London, Proceedings, Institution of Mechanical Engineering, 1957, p.655–659.

KUMARI, U. R. RAO, P. P. Study of wear behaviour of austempered ductile iron. **Journal of Material Science** 44, 2009, p.1082–1093

LARSEN-BADSE, J. Influence of grit diameter and specimen size on wear during sliding abrasion, **Wear** 12, 1968a, p.35–53.

LARSEN-BADSE, J. Abrasion resistance of some S.A.P. type alloys at room temperature, **Wear** 12, 1968b, p.357–368.

LARSEN-BADSE, J. Influence of grit size on the groove formation during sliding abrasion. **Wear** 11, 1968c, p.213-222.

LARSEN-BADSE, J. MATHEW, K. G. Influence of structure on the abrasion resistance of 1040 steel, **Wear** 14, 1969, p.199–206.

LARSEN-BADSE, J. Some effects of specimen size on abrasive wear, **Wear** 19 1972, p.27-35.

LARSON, A. C. VON DREELE, R. B. **General structure analysis system (GSAS)**, Los Alamos National Laboratory Report LAUR, 1994, p.86–748,.

MALKIN, S. WIGGINS, K. L. OSMAN, M. SMALLING, R. W. Size effect in abrasive process. In S.A. Tobias and F. Koenigsberger (eds.), Proc. 13th Int. **Machine Tool Design and Research Conf.**, 1972, Macmillan, London, 1972, pp. 291–296.

MALKIN, S. JOSEPH, N. Minimum energy in abrasive processes, **Wear** 32, 1975 p.15–23.

MALKIN, S. Grinding technology: Theory and applications of machining with abrasives, Society of Manufacturing Engineers, 1989.

MARINESCU, I.D. Tribology of abrasive machining process, William Andrew Publishing, 2004.

MEZLINI, S. ZIDI, M. ARFA, H. TKAYA, M. B. KAPSA, P. Experimental, numerical and analytical studies of abrasive wear: correlation between wear mechanisms and friction coefficient, **C. R. Mecanique** 333, 2005, p. 830–837.

MISRA, A. FINNIE, I. A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester, **Wear** 60, 1980, p.111-121.

MISRA, A. FINNIE, I. On the size effect in abrasive and erosive wear, **Wear** 65, 1981a, p.359–373.

MISRA, A. FINNIE, I. Some observations on two-body abrasive wear, **Wear** 68 1981b, p.41–56.

MULHEARN, T. O. SAMUELS, L. E. The abrasion of metals: a model of the process, **Wear** 5, 1962, p.478-498.

NATHAN, G. W. JONES, J. D. The empirical relationship between abrasive wear and applied conditions, **Wear** 9, 1966, p.300–309.

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

PINTAÚDE, G. **Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza.** Tese de Doutorado Engenharia Mecânica. Universidade de São Paulo. 2002.

PINTAÚDE, G. TANAKA, D. K. SINATORA, A. The effects of abrasive particle size on the sliding friction coefficient of steel using a spiral pin-on-disc apparatus. **Wear** 255, 2003, p.55-59.

PINTAÚDE, G., BERNARDES, F. G. SANTOS, M. M. SINATORA, A. ALBERTIN, E. Mild and severe wear of steels and cast irons in sliding abrasion. **Wear** 267, 2009, p.19-25.

POHL, M. AL-RUBAIE, K. S. SINATORA A. Effect of The Work Hardening on the Two-Body Abrasive Wear of Steels and White Cast Irons. In: **Nordic Symposium on Tribology, Nordic Symposium on Tribology.** Upsala Suécia. 4, 1995, p.197–205.

RABINOWICZ, E. DUNN, L. A. RUSSELL P. G. A study of abrasive wear under three-body conditions, **Wear** 4, 1961, p.345–355.

RABINOWICZ, E. MUTIS, A. Effect of abrasive particle size on wear, **Wear** 8, 1965, p.381–390.

RABINOWICZ, E. Friction and wear of materials, John Wiley, 1965.

RABINOWICZ, E. The least wear. **Wear**, 100, 1984, p.533–541.

SANTANA, S. A. DE MELLO, J. D. B. Influencia da morfologia de carbonetos  $M_7C_3$  no comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos de alto cromo. **Proc. 48 th Congresso Anual da ABM**. Vol. 1. Associação Brasileira de Metais. Rio de Janeiro. 1993 p. 457-476.

SANTOS, M. M. **Estudo da influência de lubrificante nos regimes de desgaste abrasivo (moderado e severo) de aços e ferros fundidos**. Dissertação de Mestrado Engenharia Mecânica. Universidade de São Paulo. 2005.

SANTOS, J. O. SINATORA, A. Estudo sobre a formação de óxidos em aços elétricos. VII Encontro de Iniciação Científica. PME – EPUSP, 2006, p.30-36.

SAMUELS, L.E. **Metallographic polishing by mechanical methods**, Second edition, Sir Isaac Pitman & Sons Ltd. Melbourne & London, 1971.

SARE, I. R. ARNOLD, B. K. Gouging abrasion of wear-resistant alloy white cast irons, **Wear** 131, 1989, p.15–39.

SARE, I. R. ARNOLD, B. K. The effect of heat treatment on the gouging abrasion resistance of alloy white cast irons. **Metallurgical and Materials Transactions A** 26A, 1995, p.357–370.

SASADA, T. OIKE, M. EMORI, N. The effect of abrasive grain size on the transition between abrasive and adhesive wear, **Wear** 97, 1984, p.291–302.

SASAKI, T. YAKOU, T. UMEMOTO, M. TODAKA, Y. Two-body abrasive wear property of cementita. **Wear** 260, 2006, p.1090–1095.

SEDRIKS, A. J. MULHEARN, T. O. Mechanics of cutting and rubbing in simulated abrasive processes, **Wear** 6, 1963, p.457-466.

SEDRIKS, A. J. MULHEARN T. O. The effect of work-hardening on the mechanics of cutting in simulated abrasive processes, **Wear** 7, 1964, p.451-459.

SEVIM, I. ERYUREK, I. B. Effect of abrasive particle size on wear resistance in steels, **Materials and Design** 27, 2006, p.173–181.



SIN, H. SAKA, N. SUH, N. P. Abrasive wear mechanism and the grit size effect, **Wear** 55, 1979, p.163–190.

SINATORA, A. MEI, P. R. TSCHIPSCHIN, A. P., Resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos com 13 % de cromo, temperados, **Metalurgia-ABM** 47, 1991, p.231–235.

SPEICH, G. R. LESLIE, W. C. Tempering of Steel, **Metallurgical Transaction** 3, 1972, p.1043–1054.

SPEER, J. G. ASSUNÇÃO, F. C. R. MATLOCK, D. K. EDMONDS, D. V. The Quenching and partitioning process: background and recent progress. **Materials Research** 8, 2005 p.417–423.

SPURR, R. T. NEWCOMB, T. P. The friction and wear of various materials sliding against unlubricated surfaces of different types and degrees of roughness, Proc. Conf. on Lubrication and Wear, Inst. Mech. Eng., London (1957) 269–275.

STACHOWIAK, G. W. BATCHELOR, A. W. Engineering Tribology, Butterworth-Heinemann, second edition, 2000.

TYLCZAK, J. H. Abrasive wear. In P.J. Blau et al. (Eds.). ASM Handbook, vol. 18. Friction, Lubrication and Wear Technology. ASM Internacional, USA, (1992) 184-190.

TURENNE, S. LAVALLÉE, F. MASOUNAVE, J. Matrix microstructure effect on the abrasion wear resistance of high-chromium white cast iron, **Journal of Materials Science** 24,1989, p.3021-3028.

VILLABÓN, L. **Construção e instrumentação de abrasometro do tipo roda-deborracha para o estudo do comportamento tribológico de aços**, 82 p., Tese de Mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2005.

XIAOJUN, Z. PROCOPIAK, L. A. J. SOUZA, N. C. D'OLIVEIRA A. S. C. M. Phase transformation during cavitation erosion of a Co stainless steel. **Materials Science and Engineering A** 358, 2003, p.199–204.

XING, J. LU, W. WANG, X. An investigation of the wear resistance of high chromium cast iron. In: K.C. Ludema (Ed.), **Proceedings of the International Conference on Wear of Materials**, ASME, New York, 1983, p.45–61.

YANG, Z. Y. NAYLOR, M. G. S. RIGNEY, D. A. Sliding wear of 304 and 310 stainless steels. **Wear** 105, 1985, p.73–86.

ZUM GAHR K. H. **Microstructure and wear of materials**. Elsevier, 1987.

ZUM GAHR K. H. Abrasive Wear of white cast irons. **Wear** 64, 1980, p.175–194.

# Livros Grátis

( <http://www.livrosgratis.com.br> )

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)  
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)  
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)  
[Baixar livros de Matemática](#)  
[Baixar livros de Medicina](#)  
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)  
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)  
[Baixar livros de Meteorologia](#)  
[Baixar Monografias e TCC](#)  
[Baixar livros Multidisciplinar](#)  
[Baixar livros de Música](#)  
[Baixar livros de Psicologia](#)  
[Baixar livros de Química](#)  
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)  
[Baixar livros de Serviço Social](#)  
[Baixar livros de Sociologia](#)  
[Baixar livros de Teologia](#)  
[Baixar livros de Trabalho](#)  
[Baixar livros de Turismo](#)